



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE  
MÉXICO

ESCUELA NACIONAL DE ESTUDIOS PROFESIONALES

**"CAMPUS ARAGON"**

"Propiedades mecánicas y estudio  
microestructural de compuestos  
de la familia  $Al-B_4C$  a fracción  
volumetrica de partículas variable."

**T E S I S**

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:

**INGENIERO MECANICO  
ELECTRICISTA**

P R E S E N T A:

**IVAN MONTOYA PATIÑO**

**ASESOR DE TESIS:**

**DR. JOSE GONZALO GONZALEZ REYES**

**MEXICO**

**1997**

**TESIS CON  
FALTA DE ORIGEN**

71  
24.



Universidad Nacional  
Autónoma de México



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

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

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

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

## Dedicatoria

*A mi padre:*

*Don Andres Montoya Sanchez, como tributo  
a su valor y fuerza de voluntad. Te extraño.*

*A mi madre:*

*Doña Ines Patiño Malagón, por el cariño,  
apoyo, comprensión y confianza que deposita en  
mi día con día.*

*A mis hermanos:*

*Maritza, Andres, Alonso, Sonia, Adrian,  
Rafael e Israel, por todos los momentos de mi  
vida.*

*A Lucía:*

*Con cariño.*

## Agradecimientos.

Quiero agradecer de manera muy especial al Dr. Gonzalo González Reyes, director de esta tesis, por brindarme su apoyo desinteresado y compartir sus conocimientos, por dedicarme parte de su tiempo, pero sobre todo por brindarme su amistad. Gracias.

A Dr. Horacio Flores Zuñiga, por orientarme y brindarme su amistad.

Al M.en C. Alejandro García Hinojosa por la ayuda recibida para la elaboración de compositos.

A Jose Guzmán, Alfredo Maciel, Antonio Caballero, y todos aquellos que cooperaron para el desarrollo de este trabajo.

A los técnicos encargados del área de máquinas y herramientas del I.I.M, por sus valiosos comentarios y por la ayuda recibida.

A mis amigos Julieta Torres González, Luis Chavama Santillán, Rymundo Flores Correa, Mario Espinosa Gutierrez, Alejandro Ibarra Palos, y a todas aquellas personas que me brindan su amistad de manera desinteresada.

A los honorables miembros del jurado, por su valiosa atención, sus comentarios y tiempo dedicado para la revisión de este trabajo.

Al Instituto de Investigaciones en Materiales, por brindar todo el apoyo necesario en el campo de la investigación a las nuevas generaciones.

A Fundación U.N.A.M. por el apoyo económico que se me brindó durante mi estancia en el Instituto de Investigaciones en Materiales.

A la Universidad Nacional Autónoma de México y en especial a la E.N.E.P. Aragón, por los conocimientos adquiridos.

## LISTA DE ABREVIATURAS.

ATM	Análisis termomecánico.
CET	Coefficiente de expansión termica lineal.
CMC	Compósito de matriz cerámica.
CMM	Compósito de matriz metálica.
DRX	Difracción de rayos-X.
EDS	Espectroscopía por discriminación en energía.
MEB	Microscopía electrónica de barrido.
MET	Microscopía electrónica de transmisión.
MO	Microscopía óptica.
WDS	Espectroscopía por discriminación de longitud de onda.

## LISTA DE FIGURAS

Fig.1.1. Procesos de fabricación de composites.....	5
Fig.1.2. Diagrama de fases B <sub>2</sub> C.....	12
Fig.1.3. Diagrama ternario del Al-B <sub>2</sub> C.....	13
Fig.1.4. Proceso de fundición a alta presión.....	15
Fig.1.5. Esquema del equipo para fabricación de composito por el método Vórtex.....	17
Fig.1.6. Esquema del proceso de metalurgia de polvos.....	18
Fig.2.1. Preparación de la muestra para el análisis MET.....	31
Fig.2.2. Ley de Bragg.....	36
Fig.2.3. Probeta de tensión normalizada con sección recta circular.....	39
Fig.2.4. Esquema del aparato utilizado para realizar ensayos en tensión.....	40
Fig.2.5. Probeta para el ensayo de compresión.....	41
Fig.2.6. Probetas utilizadas en los ensayos de impacto de Charpy e Izod.....	42
Fig.2.7. Dimensiones estandarizadas de las probetas para pruebas de impacto.....	43
Fig.2.8. Equipo para realizar pruebas de desgaste.....	47
Fig.2.9. Equipo TMA 2940.....	51
Fig.3.1. Diagrama de fabricación de composites por el metodo Vortex.....	52
Fig.3.2. Dibujo del "Sistema Centrifugo" para la fabricacion de composites.....	56
Fig.4.1. Imagen e histograma de una muestra de aluminio puro.....	58
Fig.4.2. Patrón de difraccion caracteristico del aluminio.....	59
Fig.4.3 Imagen de fractografía por MEB realizada al aluminio puro.....	61
Fig.4.4. Imagen de fractografía por MEB realizada al aluminio puro.....	62
Fig.4.5. Espectro de DRX correspondiente al aluminio puro.....	63
Fig.4.6. Gráfica representativa de los resultados experimentales de las pruebas de dilatometría aplicadas a la matriz de aluminio puro.....	65
Fig.4.7. Tamaño de grano del composito Al-B <sub>2</sub> C al 10% en vol.....	67
Fig.4.8. Tamaño de grano del composito Al-B <sub>2</sub> C al 20% en vol.....	67
Fig.4.9. Patrón de difracción de electrones del Al-B <sub>2</sub> C al 10% en vol.....	68
Fig.4.10. Imagen por MEB de una muestra de Al-B <sub>2</sub> C al 10% en vol.....	70
Fig.4.11. Imagen por MEB de una muestra de Al-B <sub>2</sub> C al 10% en vol (atrapamiento de burbujas de hidrogeno).....	71
Fig.4.12. Imagen por MEB de partículas de B <sub>2</sub> C al 10% fijas en una burbuja.....	72

Fig.4.13. Imagen por MEB de una muestra de Al-B <sub>4</sub> C al 10% en vol. Zona de fractura dúctil.	73
Fig.4.14. Imagen por MEB de una muestra de Al-B <sub>4</sub> C al 10% en vol Inerustación de partículas en las zonas dúctiles.	74
Fig.4.15. Fractura por clavaje.	75
Fig.4.16. Trayectoria de fractura entre partícula y matriz.	76
Fig.4.17. Trayectoria de fractura entre partícula y matriz. La imagen se realizó por electrones retrodispersados	76
Fig.4.18. Fractografía del compuesto de Al-B <sub>4</sub> C al 20% en vol. La fractografía fue realizada por MEB.	77
Fig.4.19. Fractografía del compuesto del Al-B <sub>4</sub> C al 20% en vol. La fractografía se realizó por MEB en modo de electrones retrodispersados.	78
Fig.4.20. Fractografía del compuesto Al-B <sub>4</sub> C al 20% en vol. Regiones con alta concentración de partículas. La fractografía se realizó por MEB en modo de electrones secundarios.	79
Fig.4.21. Fractografía del compuesto Al-B <sub>4</sub> C al 20% en vol. Zona con buena distribución de partículas. La fractografía se realizó por MEB en modo de electrones retrodispersados.	80
Fig.4.22. Fractografía Interfase matriz-partícula	80
Fig.4.23. Espectro del compuesto Al-B <sub>4</sub> C 10% en vol, obtenido por DRX.	81
Fig.4.24. Espectro de B <sub>4</sub> C obtenido por medio de DRX.	82
Fig.4.25. Representación esquemática de los diagramas de tensión de materiales frágiles, y dúctiles ensayados hasta la fractura	87
Fig.4.26. Influencia de la incorporación del carburo de boro en los resultados de las pruebas de desgaste.	89
Fig.4.27. Gráfica representativa de los resultados experimentales de las pruebas de dilatometría aplicadas al compuesto de Al-B <sub>4</sub> C al 10% en vol.	90
Fig.4.28. Gráfica representativa de los resultados experimentales de las pruebas de dilatometría aplicadas a los compósitos de Al-B <sub>4</sub> C al 20% en vol.	91
Fig.4.29. Representación gráfica de los valores promedio de C.E.T. obtenidos por ATM ( dilatometría ).	92

## LISTA DE TABLAS.

Tabla.1.1.Propiedades características del aluminio.....	6
Tabla.1.2. Propiedades características de algunos carburos.....	9
Tabla.1.3. Datos sobre los diferentes procesos de elaboración, tipos de refuerzos cerámicos y frac.vol. para la obtención de compositos.....	21
Tabla 1.4. Datos comparativos del composito Al-SiC.....	23
Tabla 1.5. Comparación de las propiedades mecánicas de CMM reforzados con partículas de SiC y un CMM reforzado con partículas de B <sub>4</sub> C.....	24
Tabla 2.1 Propiedades mecánicas típicas de varios tipos de aleaciones de aluminio.....	37
Tabla 2.2 Tabulación de propiedades térmicas para diferentes materiales.....	49
Tabla 4.1. Datos cristalográficos del aluminio.....	60
Tabla 4.2. Difractograma de una muestra de aluminio puro.....	63
Tabla 4.3. Resultados de las pruebas de compresión y tensión realizadas sobre muestras de aluminio de alta pureza comercial.....	64
Tab.4.4. Masa perdida del aluminio puro.....	64
Tabla 4.5.Resultados de la prueba de dilatometría aplicada a las muestras de aluminio de alta pureza comercial.....	66
Tabla 4.6. Datos cristalográficos del boro-β.....	69
Tabla 4.7. Datos correspondientes al espectro del compuesto Al-B <sub>4</sub> C al 10% en vol.....	81
Tabla 4.8. Datos cristalográficos correspondientes al espectro de B <sub>4</sub> C.....	83
Tabla 4.9. Resumen de los resultados de los ensayos de tensión aplicados a los compósitos de Al-B <sub>4</sub> C al 10% y 20% en vol.....	85
Tabla 4.10. Resultados de las pruebas de compresión aplicadas a los compositos de Al- B <sub>4</sub> C al 10 y 20% en vol.....	85
Tabla 4.11. Comparación de la pérdida de masa de los distintos materiales al aplicarles las pruebas de desgaste.....	88
Tabla 4.12. Resultados de la prueba de dilatometría aplicada al composito de Al-B <sub>4</sub> C al 10% en vol.....	90
Tabla 4.13. Resultados de la prueba de dilatometría aplicada al composito de Al-B <sub>4</sub> C al 20% en vol.....	91



# CONTENIDO

<b>INTRODUCCIÓN</b> .....	<b>1</b>
<b>CAPÍTULO 1 ASPECTOS GENERALES DE LOS CMM</b> .....	<b>3</b>
1.1 INTRODUCCIÓN .....	3
1.2 LA MATRIZ METÁLICA .....	5
1.3 EL REFUERZO CERÁMICO .....	7
1.3.1 Características generales .....	7
1.3.2 El Carburo de boro ( $B_2C$ ) .....	9
Diagrama de fases de B-C .....	11
1.4 MÉTODOS DE ELABORACIÓN DE COMPOSITOS .....	13
1.4.1 Procesos de fase líquida ( la vía líquida ) .....	14
Elaboración de compositos por infiltración a presión .....	14
Método Vortex .....	16
1.4.2 Procesos de fase sólida ( metalurgia de polvos ) .....	18
1.4.3 Procesos de dos fases ( Compo-colada, atomización ) .....	19
Método de Compo-colada .....	19
Atomización .....	19
1.5 COMPOSITOS DE MATRIZ DE ALUMINIO .....	20
1.5.1 Compositos Al-SiC .....	22
Influencia del tamaño de partícula, fracción volumétrica y distribución de refuerzo .....	23
1.5.2 Compositos Al- $B_2C$ .....	24
<b>CAPÍTULO 2 TÉCNICAS EXPERIMENTALES DE CARACTERIZACIÓN</b> .....	<b>26</b>
2.1 INTRODUCCIÓN .....	26
2.2 MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) .....	27
2.2.1 Preparación de las muestras .....	27
2.3 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE TRANSMISIÓN (MET) .....	29
2.3.1 Preparación de las muestras .....	30
2.4 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO ( MEB ) .....	32

2.4.1 Espectrometría de rayos-X	34
2.4.2 Análisis EDS Y WDS	35
2.5 DIFRACCIÓN DE RAYOS -X	35
2.6 ENSAYOS DE TENSION Y COMPRESION	37
2.6.1. Ensayo de tensión	37
2.6.2 Ensayo de compresión	40
2.7 PRUEBAS DE IMPACTO	41
2.8 DESGASTE	44
2.8.2. Prueba de desgaste	45
2.9 DILATACIÓN TÉRMICA	47
2.9.1. Principio físico	47
2.9.2. Análisis térmico	48

### **CAPÍTULO 3 ELABORACIÓN DE COMPÓSITOS DE LA FAMILIA AL-B<sub>2</sub>C. .... 51**

3.1. MÉTODO VORTEX (VÓRTICE)	51
3.1.2. Método alternativo (Sistema centrífugo)	54

### **CAPITULO 4 RESULTADOS..... 56**

4.1 CARACTERIZACIÓN DE LA MATRIZ	56
4.1.1. Análisis metalográfico	56
4.1.2. Caracterización por Microscopía Electrónica	57
Microscopía Electrónica de Transmisión	57
Microscopía Electrónica de Barrido	59
4.1.3. Caracterización por Difracción de rayos-X	61
4.1.4. Pruebas mecánicas efectuadas sobre la matriz	62
Tensión y compresión	62
Desgaste	63
Prueba de dilatación térmica	64
4.2. CARACTERIZACIÓN DE LOS COMPÓSITOS AL-B <sub>2</sub> C AL 10% Y 20%	65
4.2.1. Análisis metalográfico	65
4.2.2. Caracterización por Microscopía Electrónica	67
Microscopía Electrónica de Transmisión	67
Microscopía Electrónica de Barrido	68

Pruebas de impacto.....	85
Pruebas de desgaste.....	86
Prueba de dilatación térmica .....	88

<b>CONCLUSIONES.....</b>	<b>92</b>
--------------------------	-----------

<b>BIBLIOGRAFÍA.....</b>	<b>94</b>
--------------------------	-----------

<b>ANEXO.....</b>	<b>100</b>
-------------------	------------

# *Introducción*

## Introducción

Los compósitos de Matriz Metálica (CMM) son relativamente una nueva clase de materiales de Ingeniería, en donde: un refuerzo cerámico es incorporado en una matriz metálica, con el fin de modificar sus propiedades.

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 a la tracción y cedencia, resistencia al desgaste y estabilidad dimensional.

Las características sobresalientes de los metales como matrices se manifiestan de diferentes maneras: en particular, una matriz de metal, le da al compuesto una naturaleza metálica en términos de conductividad térmica y eléctrica, operaciones de manufactura e interacción del medio ambiente.

La combinación de peso ligero, resistencia al ambiente y propiedades mecánicas útiles, han hecho que la mayoría del trabajo comercial en compósitos de matriz metálica, se haya enfocado principalmente en el aluminio.

El aluminio como matriz metálica puede aceptar diferentes tipos de agentes reforzantes, entre ellos: fibras de boro (B), óxido de aluminio ( $Al_2O_3$ ), carburo de silicio (SiC), carburo de boro ( $B_4C$ ), y grafito en forma de partículas.

En general los compósitos se dividen en 3 tipos: los de matriz metálica, los de matriz cerámica, y los de matriz polimérica.

Los compósitos de matriz metálica tienen una aplicación muy importante en la industria aeroespacial, y más recientemente en la industria automotriz, entre otras cosas porque pueden utilizarse materiales más ligeros ( como aluminio y magnesio ) que pueden fácilmente sustituir a los materiales convencionales ( como por ejemplo el acero, aleaciones ferrosas (sobre todo hierro colado), y algunas aleaciones de Cu ( latones y bronce ) ), dando propiedades equivalentes ayudados por los materiales cerámicos pero con un peso casi 3 veces inferior.

Sin embargo, quedan algunos problemas metalúrgicos sin resolver para los compósitos particulados, entre los cuales uno de los más importantes es la relación entre la interfase matriz-

cerámico y las propiedades mecánicas del compuesto. La formación de fases indeseables en la interfase, la mala distribución de las partículas en la matriz, y el mal mojado entre partículas-matriz, son solo algunos ejemplos de los principales responsables del a veces mediocre comportamiento mecánico de estos composites.

En este trabajo se examina el sistema Al-B<sub>4</sub>C, el cual es muy poco conocido para la fabricación de composites reforzados con partículas. Sin embargo, las propiedades intrínsecas del B<sub>4</sub>C lo hacen un fuerte candidato aun mejor que el SiC, para desarrollar este tipo de materiales.

El objetivo de este trabajo es el de elaborar y caracterizar mecánica y microestructuralmente los composites particulados de Al-B<sub>4</sub>C, haciendo especial énfasis en la relación interfase matriz-cerámico y las propiedades mecánicas.

Para su mejor comprensión el trabajo se dividió en 4 capítulos:

- En el Capítulo 1, se detallan los aspectos generales de los composites de matriz metálica, haciendo especial énfasis en los composites de matriz de aluminio, los tipos de refuerzo cerámico y sus características. Se hace referencia también, a los procesos de elaboración de composites más usuales.
- En el Capítulo 2, se hace una descripción de las técnicas experimentales utilizadas para la caracterización microestructural y mecánica de los composites de Al-B<sub>4</sub>C.
- En el Capítulo 3, se describe la manera de como fueron fabricados los composites de Al-B<sub>4</sub>C.
- En el Capítulo 4, se muestran los resultados obtenidos del estudio microestructural y mecánico de la matriz metálica y de los composites, por medio de las técnicas descritas en el Capítulo 2.
- Como parte final del trabajo, se concluyen los puntos más relevantes de los resultados observados del estudio realizado a los composites de Al-B<sub>4</sub>C a distintas fracciones volumétricas de refuerzo cerámico.

# Capítulo 1

*Aspectos generales de los CMM.*

## Capítulo 1 Aspectos generales de los CMM.

### 1.1. Introducción.

Los materiales compuestos ( o compósitos ) se producen cuando dos materiales se unen para dar una combinación de propiedades que no puede ser obtenida en los materiales originales, en general son mutuamente insolubles y difieren en su naturaleza química. Estos materiales pueden seleccionarse para proporcionar combinaciones poco usuales de rigidez, resistencia, peso, rendimiento a alta temperatura, resistencia a la corrosión, dureza o conductividad [4]

De aquí, surge la idea de buscar materiales cuya combinación de sus propiedades, nos permita obtener un compósito de mejor calidad y que nos permita optimizar parámetros tales como la resistencia mecánica. Las propiedades mecánicas de los compósitos dependen de algunos factores importantes, como lo son:

- Propiedades específicas de la matriz.
- Propiedades específicas de los elementos reforzantes
- Cantidad adicionada de refuerzo ( fracción volumétrica de refuerzo )
- Forma de los elementos reforzantes.
- Tamaño de los elementos reforzantes.
- Distribución de los elementos reforzantes.
- Enlace existente entre los elementos reforzantes y la matriz.

En la actualidad se tiene conocimiento de diversos elementos cerámicos que son empleados en combinación con los metales y polímeros para obtener materiales compuestos. Estos compósitos pueden ser de tres tipos: Compósitos de matriz metálica ( CMM ) compósitos de matriz cerámica ( CMC ) y compuestos de matriz polimérica ( CMP ).

Los de matriz polimérica, cuentan con propiedades muy ventajosas con respecto a los compósitos de matriz metálica y los de matriz cerámica, entre estas propiedades se pueden mencionar su alta plasticidad y definitivamente su bajo peso, sin embargo presentan serias desventajas con respecto



a los antes mencionados, ya que no pueden operar a temperaturas por lo general superiores a 200°C.

En el presente trabajo nos ocuparemos solamente del estudio de los composites de matriz metálica.

Las partículas que se usan para reforzar la matriz metálica pueden presentarse en forma de fibras continuas o filamentos, que incluyen grafito ( Gr ), carburo de silicio y ó boro ( SiC, B<sub>4</sub>C ), boro ( B ), óxido de aluminio ( Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ) y metales refractarios; laminillas, partículas, fibras discontinuas que consisten principalmente de carburo de silicio en forma de fibras cortas ( whiskers ), o de partículas de carburo de silicio, óxido de aluminio o boruro de titanio.

La adición de partículas puede dar mejor conductividad a la matriz metálica. Por ejemplo, los contactos hechos de composite cobre-grafito, funcionan mejor que los materiales usados generalmente, porque la aleación combina la capacidad del grafito de no pegarse a otros materiales, con la alta conductividad eléctrica del cobre.

Los procesos de fabricación de composites de matriz metálica se pueden concentrar en dos rutas principales (fig.1.1 )

1. Uso de metales líquidos.
2. Métodos en estado sólido, en donde se mezclan polvos metálicos con polvos cerámicos y ambos se prensan para formar un producto.



conductividad térmica y eléctrica; por otra parte se puede seleccionar la matriz dependiendo de sus propiedades físicas y mecánicas, como la densidad, dilatación térmica, temperatura de fusión, módulo elástico, etc.

La mayoría de los estudios realizados en composites se han enfocado en el Aluminio como matriz metálica. La combinación de peso ligero, resistencia al ambiente y propiedades mecánicas útiles ( medianas propiedades ) hacen del aluminio un material ideal para ser utilizado como matriz en los CMM [69]. El punto de fusión del Al ( 650°C ) es lo suficientemente bajo para volver el proceso de fabricación de los composites muy económico. El Al puede aceptar una gran variedad de agentes reforzantes, incluyendo fibras de boro, partículas de  $B_4C$ ,  $Al_2O_3$ , SiC, grafito en forma de partículas, y fibras pequeñas y continuas [4,56].

En la tabla 1.1, se resaltan las características principales del aluminio.

	Densidad ( $gm/cm^3$ )	Módulo Elástico ( GPa )	Esfuerzo de cedencia ( MPa )	UTS (MPa)	Coefficiente de dilatación térmica( $^{\circ}C^{-1} \times 10^{-6}$ )	Temperatura de fusión ( $^{\circ}C$ )
Aluminio puro	2.7	70	28	80	23.7	645 - 660

Tabla.1.1. Propiedades características del aluminio.

El magnesio, es otro metal ligero y tal vez su característica más importante sea su baja densidad (1.74  $g/cm^3$ ), la cuál es la mas baja de todos los metales estructurales, por lo tanto, estas aleaciones son usadas donde el bajo peso es un factor considerable ( por ejemplo en las partes estructurales de las aeronaves ). El magnesio es relativamente suave y tiene un módulo elástico bajo (45 GPa ) y su resistencia a la ruptura es aceptable; por lo que se contempla como un candidato viable para ser utilizado con un refuerzo de fibras. El magnesio como el aluminio, tienen una moderada temperatura de fusión ( 651  $^{\circ}C$  para el magnesio ). Químicamente, las aleaciones de magnesio son relativamente inestables y especialmente susceptibles a la corrosión en ambientes marinos.

El titanio y sus aleaciones poseen una extraordinaria combinación de propiedades. El titanio tiene una densidad relativamente baja( 4.51  $g/cm^3$  ), un alto punto de fusión ( 1668  $^{\circ}C$  ) y un módulo

elástico que presenta una resistencia mecánica alta, cercana a la de los aceros (107 GPa), por consiguiente su utilización como matriz es factible, además de que estas aleaciones son altamente dúctiles y fáciles de maquinarse. La mayor limitación de el titanio es su alta reactividad química con otros materiales a elevadas temperaturas, por lo cual para el proceso de fabricación de piezas se ha necesitado el desarrollo de tecnologías no convencionales, por lo cual las aleaciones de titanio son muy caras. Estas aleaciones son comúnmente utilizadas en las estructuras de los aviones, vehículos espaciales y dentro de la industria petroquímica [19]

## **1.3 El refuerzo cerámico.**

### ***1.3.1 Características generales.***

Los materiales de refuerzo son generalmente cerámicos porque cuentan con una fuerza de enlace interatómico fuerte, alta resistencia mecánica, bajo peso y un bajo valor de elongación. Estos materiales se pueden clasificar dentro de 3 grupos:

***Fibras continuas.*** Dentro de los requerimientos generales de los CMM, se debe asumir que la carga es unidireccional, y que las fibras están alineadas en dirección de la carga, para una fracción de volumen alta de fibras con alta resistencia, las cuales están igualmente tensionadas bajo la carga. Esto implica que las fibras de refuerzo tienen que ser continuas. Por esta razón, motivados en aplicaciones aeroespaciales que requieren materiales compuestos de bajo peso, rígidos y fuertes: los esfuerzos en la investigación y el desarrollo en fibras, han dado como resultado varios tipos de fibras continuas de alto rendimiento, que poseen baja densidad, alto módulo de Young y gran resistencia. Existen dos tipos de fibras continuas, que se clasifican de acuerdo a su diámetro. El primer tipo son fibras relativamente largas ( 100 a 200  $\mu\text{m}$  ) que se usan en forma de monofilamentos, y el segundo tipo son las fibras con un diámetro menor a 20  $\mu\text{m}$ , y que son utilizadas como multifilamentos. Una de las principales desventajas al utilizar refuerzos de fibras continuas para los CCM, es el mismo proceso de elaboración, ya que resulta muy costoso.

***Fibras discontinuas.*** Las fibras discontinuas más utilizadas son las de alumina y alumina-silicio. Ambas son originalmente desarrolladas como materiales aislantes, que poseen buenas propiedades físicas, químicas y mecánicas, además de que su proceso de producción tiene un carácter más comercial comparado con el de las fibras continuas, por lo cual su costo disminuye. En general, el tamaño de las fibras discontinuas es de 5 $\mu\text{m}$  a 10 $\mu\text{m}$ . [28]

**Partículas.** Las partículas como refuerzo cerámico en los CMM, tienen como objetivo el de compartir con la matriz metálica el esfuerzo de la carga aplicada [50], lográndose así un incremento en la resistencia a la deformación plástica; además de que tienden a producir compósitos con un alto grado de propiedades isotrópicas, esto último en comparación con refuerzos de fibras continuas.

Dos parámetros muy importantes que se deben de tomar en cuenta en la elaboración de CMM reforzados con partículas son: a) el tamaño de la partícula de refuerzo y b) la fracción volumétrica de partículas agregadas al compuesto, ya que determinan de manera muy específica las propiedades del compuesto[3].

Otro aspecto importante que se debe de considerar, es la capacidad de humectación que presenta la matriz en los compósitos, es decir, el grado de humectación (mojado) en la interfase de un compuesto de matriz metálica, depende de la propensión de la matriz líquida a incrementar el área de contacto con la superficie sólida del material cerámico durante la consolidación del compuesto, esto ocasionado por el ángulo de contacto.

La interfase es también un factor importante, ya que las posibles reacciones químicas que se pudieran dar entre el cerámico y el metal pueden generar algunas deficiencias en las propiedades mecánicas [68].

Wenlong Wang[86], observó, para un compuesto de SiC/Al-Si reforzado con partículas, el coeficiente de expansión térmica lineal decrecía con el incremento de la fracción volumétrica de partículas, y que las propiedades de desgaste para los mismos compósitos, se mejoraban significativamente, esto relacionado con el tamaño de la partícula y con la fracción de volumen dentro de un rango definido.

Debe de existir en los refuerzos de partículas una densidad cercana a la de la matriz metálica que será reforzada, además de que el refuerzo debe de contar con valores de dureza y módulo elástico elevados. Existen una gran variedad de refuerzos cerámicos para la elaboración de CCM, como por ejemplo: carburo de titanio, carburo de silicio, carburo de boro. La tabla 1.2 muestra algunas propiedades de estos materiales [64].

Material	Microdureza (Vickers)	Densidad $g/cm^3$	Módulo elástico ( GPa )
SiC	3340	3.22	379
TiC	3000	4.92	316
B <sub>4</sub> C	4950	2.5	360 - 460

*Tabla.1.2. Propiedades características de algunos carburos.*

- Carburo de silicio ( SiC ) : Posee buenas propiedades mecánicas, bajo peso específico, alta dureza y un módulo elástico muy elevado. Su costo es relativamente bajo, pero una de sus grandes desventajas es su mala humectabilidad con algunos tipos de metales tales como el aluminio.
- Carburo de titanio ( TiC ) : Es uno de los materiales de más reciente uso como refuerzo de compósitos. Posee buena estabilidad dimensional, así como reactividad química limitada[82,83]. Sin embargo, su peso específico (  $4.92g/cm^3$  ), y su costo son superiores a la mayoría de los refuerzos cerámicos, por lo que este tipo de refuerzo resulta menos competitivo.

### ***1.3.2 El Carburo de boro ( B<sub>4</sub>C )***

Como se puede observar en la tabla 1.2, las propiedades del carburo de boro están muy por encima de los diferentes tipos de carburos que se mencionan, por lo cual su utilización como refuerzo cerámico en compósitos de matriz metálica, se justifica. Este tipo de carburo ya ha sido utilizado para la elaboración de cermets, los cuales difieren en concepto con respecto a los compósitos, ya que son fabricados a partir de alta concentración de refuerzo cerámico(  $> 50\%$  de fracción volumétrica de B<sub>4</sub>C ) lo cual los hace muy resistentes a la abrasión pero cuya desventaja es su escasa ductilidad.[42].

Thévenot sintetiza algunas propiedades del carburo de boro[75,76,77], entre las cuales se pueden mencionar las siguientes:

- Una gran estabilidad química. El carburo de boro resiste bien los ataques químicos en frío; sin embargo, en un sometimiento a determinada temperatura se oxida por  $\text{HNO}_3$ ,  $\text{H}_2\text{SO}_4$ , y  $\text{HClO}_4$ .
- Una gran resistencia a la oxidación. Apartir de  $600^\circ\text{C}$ , el crecimiento del óxido  $\text{B}_2\text{O}_3$  se autolimita a causa del bajo coeficiente de difusión del oxígeno; esto es importante para la elaboración de compósitos que son precalentados a temperaturas alrededor de  $400^\circ\text{C}$ .
- Posee una densidad de  $2.5\text{g/cm}^3$ , esto permite que el compuesto sea más ligero que el material sin reforzar.
- Posee un coeficiente de dilatación térmica bajo ( $5.73^\circ\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$ ), en comparación con el del aluminio ( $23.7^\circ\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$ ).
- Cuenta con una dureza y módulo excepcionales, que se pueden incrementar linealmente con el contenido de carbono.
- Por último, el mojado ( es decir, la tendencia de la matriz metálica a incrementar su área de contacto con un material reforzante durante la formación del compuesto ) del carburo de boro por el aluminio es pobre, debido a que el ángulo de contacto entre el sustrato sólido ( el refuerzo ) y la aleación líquida, es mayor a los  $90^\circ$  para las temperaturas usuales de elaboración.

El principal uso industrial del carburo de boro es como abrasivo; además que tiene aplicaciones químicas, eléctricas y nucleares.[28].

### Diagrama de fases de B-C

Las propiedades físicas y químicas del carburo de boro varían con el contenido de carbono; esta es la razón por la cual es importante conocer el diagrama de fases B-C. La elaboración de estos diagramas de fases representan un complejo estudio. Bouchacourt [15,16,17], Ekblom y Beauvy [12], proponen diversos diagramas (fig. 1.2), en los cuales se puede observar que el carburo de boro  $B_4C$  presenta una fusión congruente F, a una temperatura de  $2450^\circ C$ , con un 18.5 % at. de carbono; y que a su vez forma con el grafito un eutéctico E, a una temperatura de  $2375^\circ C$  conteniendo un 29% at. de carbono, y un peritéctico P con una solución sólida rica en boro ( $\beta$ ), con menos de 1% at. de carbono.

El punto de fusión para el boro es de  $2000 \pm 20^\circ C$ ; para el  $B_4C$  con un 20% at. de carbono, tiene una temperatura de  $2360^\circ C$  y de  $2480^\circ C$  para el compuesto  $B_{11}C_2$  con 13.33% at. de carbono. El límite de solubilidad del boro en el carbono corresponde a 2.35% at. de B a  $2350^\circ C$  (esto corresponde al grafito en el eutéctico  $B_4C + \text{grafito}$ ). Por consiguiente, el  $B_4C$  funde a una temperatura promedio de  $2450^\circ C$  para una composición que varía entre 13.3 y 18.5 en % C, según los autores [12,16,72]. (Ver fig.1.2)



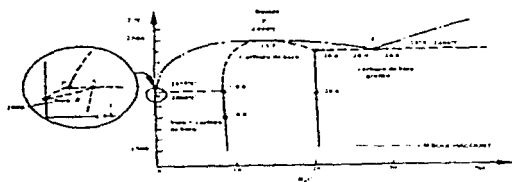


Diagrama de fases propuesto por B. BIRNÉ y A.M. NÉDEZ

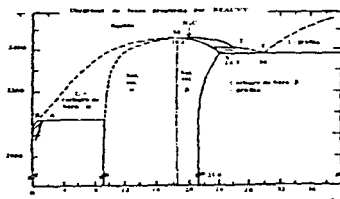
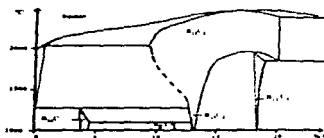


Fig.1.2. Diagrama de fases B-C, propuestos por la literatura

En el caso de estudio particular del sistema Al-B<sub>2</sub>C tenemos que recurrir al diagrama ternario Al-B-C para conocer las fases en equilibrio que se formarían al mezclar Al-B<sub>2</sub>C a una temperatura cercana a 1000 K. Del diagrama ternario[37], mostrado en el figura 1.3, se esperaría para una mezcla de Al y B<sub>2</sub>C al 90 % at., la formación de Al<sub>4</sub>BC y AlB<sub>2</sub> disperso en una matriz rica en aluminio.

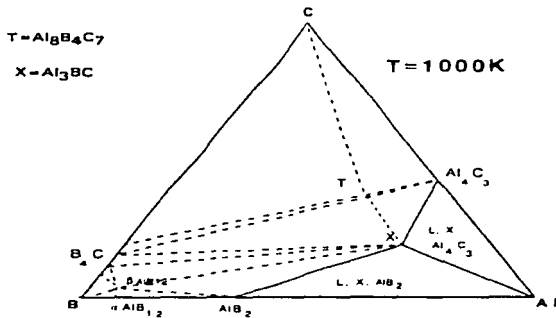


Fig. 1.3. Diagrama ternario del Al-B-C; isothermas experimentales a 1000 K [37].

## 1.4 Métodos de elaboración de compósitos.

Desde un punto de vista general, los procesos usados para elaborar CMM pueden dividirse en tres categorías:

- Procesos de fase líquida ( via líquida )
- Procesos de fase sólida ( metalurgia de polvos )
- Procesos de dos fases ( compocolada, atomización. )

### ***1.4.1 Procesos de fase líquida ( la vía líquida )***

Dentro de los procesos en vía líquida, se distinguen aquellos compósitos elaborados mediante infiltración de partículas a alta, media y baja presión. De lo anterior se pueden mencionar las siguientes técnicas:

#### ***Colada bajo presión***

- Infiltración a alta presión.
- Infiltración en preforma y a mediana presión
- Método Vortex

#### ***Elaboración de compósitos por infiltración a presión***

##### **Infiltración a alta presión.**

Uno de los métodos más importantes de elaboración de CMM, es la infiltración a alta presión (squeeze casting), ya que ha sido empleado en procesos comerciales para la producción de autopartes y equipo aeroespacial.

Se basa principalmente en la solidificación presurizada; en la que una cama del refuerzo cerámico previamente calentado, es utilizado conteniendo la fracción volumétrica requerida, y en donde el metal fundido es incorporado por medio de una prensa a través de un conducto que está bloqueado por el refuerzo. Así, la presión es mantenida hasta que se completa el proceso de solidificación, para que posteriormente la prensa se abra y el material elaborado sea eyectado (fig 1.4 )

Los parámetros de la infiltración son:

- La temperatura del metal líquido y de la preforma.
- La velocidad de infiltración.
- La presión final de infiltración

Las ventajas de este método desde el punto de vista tecnológico son que los composites tienen nula o muy baja porosidad y la velocidad de enfriamiento (más de 10°C/s) permite evitar una reacción entre la matriz líquida y el refuerzo.

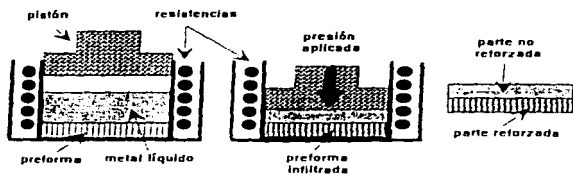


Fig. 1.4. Proceso de fundición a alta presión.

El parámetro más importante en esta técnica es la presión tan elevada con la que se lleva a cabo el proceso de solidificación, ya que sobrepasan a otras técnicas más convencionales tales como la infiltración en preforma. La presión aplicada a este proceso oscila en un rango alrededor de los 100 MPa.

#### Infiltración en preforma a mediana presión.

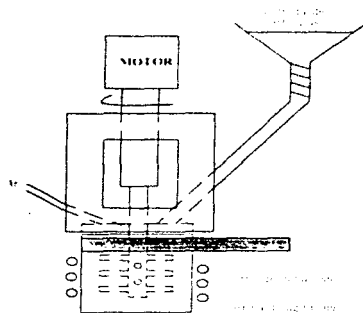
En este método se utiliza una preforma o cama hecha con el refuerzo cerámico (generalmente de fibras), que es infiltrada por una aleación fundida bajo aplicación de presión de gas. (Ver Fig. 1.4).

Las ventajas que nos ofrece este método son:

1. Limita la posibilidad de que ocurran reacciones interfaciales, debido a que el tiempo de contacto entre el aluminio líquido y el refuerzo son muy cortos.
2. Se resuelve en gran parte el problema de mojado, ya que la presión ejercida sobre la preforma obliga a que el refuerzo cerámico se incorpore a la matriz, y por ende el agarre metal-cerámico sea satisfactorio.
3. Este método nos permite obtener piezas de difícil forma y más precisas. Esto significa que se logran obtener piezas en las cuales no sea necesario remover mediante el maquinado ningún tipo de imperfecciones ( rebabas ), además de que la presión ejercida sobre el compuesto facilita la infiltración de material a regiones de difícil acceso.
4. Hablando de los principales inconvenientes del proceso se puede mencionar que resulta delicado fabricar preformas las cuales contengan una fracción volumétrica inferior al 20%, debido principalmente a que al tratar de elaborar composites con menor fracción volumétrica que la antes mencionada, se obtienen piezas mal terminadas o deformadas por la infiltración del metal líquido bajo presión.

#### ***Método Vortex.***

En el proceso vórtex, el material cerámico utilizado como reforzante es adicionado a un baño metálico( metal fundido ) sujeto a una agitación vigorosa. La agitación, llevada a cabo mecánicamente, provoca que la superficie del metal fundido se deforme, para dar lugar a la formación de un vórtice, fenómeno del cual el método toma su nombre[73,91], (fig.1.5).



**Fig.1.5. Esquema del equipo para fabricación de composito por el método Vórtex.**

Los parámetros más importantes que se deben de controlar en el proceso son los siguientes:

**Matriz metálica.** Los parametros que aquí se ven involucrados son la densidad de la matriz, el punto de fusión, y la naturaleza química y física de la interfase metal-cerámico.

**Refuerzo cerámico.** Al igual que la matriz, en el refuerzo cerámico se debe de tomar en cuenta su densidad, tamaño de partícula, forma, porcentaje de partículas adicionadas, temperatura de incorporación del refuerzo cerámico.

**Parámetros del proceso.** Como son la rapidez de adición de partículas de refuerzo en el baño metálico, velocidad de agitación del baño metálico, y la temperatura de colada.

**Reacciones interfasiales.** La mayoría de los composites se fabrican a temperaturas elevadas, por lo que se tienen condiciones favorables para la difusión entre fases, lo que puede provocar reacciones químicas complejas entre el metal y el cerámico, teniendo por consecuencia un deterioro en el comportamiento mecánico del composito; por lo cual deben elegirse

componentes que no reaccionen o cuya reacción química sea mínima, como por ejemplo  $Al-SiC_3$  o  $Al-B_4C$ .

#### 1.4.2 Procesos de fase sólida ( metalurgia de polvos )

Consiste básicamente en mezclar y compactar polvos de la aleación metálica y el refuerzo cerámico( partículas, whiskers y fibras cortas). El compactado de estos polvos se lleva a cabo por medio de procesos de laminación o extrusión. Los materiales procesados por metalurgia de polvos generalmente poseen los niveles de esfuerzo total más altos, comparados con aquellos materiales que se elaboran por el proceso de fase líquida. ( Ver fig.1.6 ).

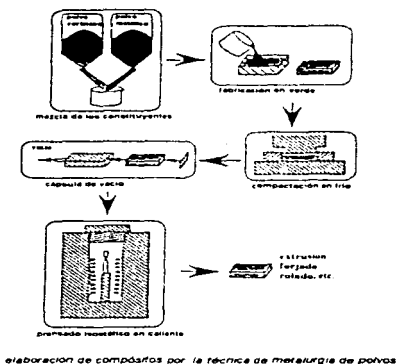


Fig.1.6. Esquema del proceso de metalurgia de polvos para la elaboración de compósitos:-

### ***1.4.3 Procesos de dos fases ( Comocolada, atomización. )***

#### ***Método de Comocolada.***

Esta técnica consiste en incorporar el refuerzo cerámico en una matriz metálica en estado semisólido. Para facilitar la incorporación, la matriz es agitada al mismo tiempo que se introducen los elementos reforzantes. Dicha técnica es normalmente utilizada para partículas ( la fracción volumétrica máxima de refuerzo de partículas hasta ahora estudiado es de 25% ), y ciertas fibras cortas en la que la fracción volumétrica no puede exceder del 20%, ya que existirían problemas de viscosidad elevada. La matriz en estado semisólido tiene un mejor atrapamiento de partículas, es decir, que se facilita la incorporación del refuerzo durante la mezcla y limita las reacciones interfaciales debido a que se maneja una temperatura más baja. Además de esto, el proceso cuenta con un bajo costo de producción.

Cabe mencionar que este proceso es muy similar al método vortex, teniendo como diferencia principal que en la técnica de vortex la elaboración del compuesto se hace mediante la incorporación del refuerzo en la aleación en estado líquido.

#### ***Atomización.***

***Proceso Spray.*** En este proceso, 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. Un flujo de gotas pequeñas fundidas y polvos dispersores es dirigido hacia un sustrato colector donde las gotas ( droplets ) se recombinan y solidifican para formar un depósito de alta densidad. Las partículas dispersoras se pueden combinar con las gotas durante el vuelo, pero la mayoría con co-depositadas. El rocío de partículas puede ser controlado independientemente y ser dirigido a áreas seleccionadas.

Por medio de este proceso, el tamaño de grano del compuesto resultante es relativamente uniforme y la presencia de partículas durante la solidificación de las gotas, refinan la microestructura de la matriz.



Una de las principales ventajas es su alta productividad, además de que el producto depositado puede ser usado directamente en el conformado en caliente como el forjado, rolado o extrusión. Sin embargo, el inconveniente de este método, es sin duda su alto costo y la limitación de poder fabricar solamente piezas pequeñas.

## **1.5 Compósitos de matriz de aluminio.**

La mayoría de los estudios que se hacen sobre compósitos de matriz de aluminio se han enfocado hacia el desarrollo de materiales compuestos de alto rendimiento, y con características específicas tales como altas resistencias mecánicas, módulos elásticos muy grandes para el uso en aplicaciones aeroespaciales [19].

Desde el punto de vista económico se busca que estos materiales compuestos sean eficientes y de costo mínimo; por ejemplo, el costo, peso y componentes críticos de rigidez, tales como las estructuras estáticas de motor, no requieren de las propiedades direccionales tan altas que poseen los compuestos reforzados con fibras continuas alineadas; y en la que los refuerzos particulados cumplen con las necesidades que se requieren [54,55].

Se cuenta con una extensa gama de publicaciones acerca de los materiales compuestos fabricados con matriz de aluminio, en las cuales se describen los diferentes tipos de compósitos, tipos de refuerzos y fracción volumétrica, que además se han elaborado por distintos métodos, tal y como se presenta en la tabla 1.3. Información recabada por Eliasson [27].

Designación estándar del tipo de matriz	Tipo de refuerzo	Fracción volumétrica %	Proceso de elaboración
A 356, A 357	$B_4C, SiC_p^1$	25 - 30	colada en molde permanente
existen datos	$SiC_f^2, w^3, p$	10 - 20	
1050, 8090, 2124	$SiC_p$	10 - 20	metalurgia de polvos
1070	$Al_2O_3, SiC_f$	diferente	
A 357	$SiC_p$	15	extrusión
6061	$Al_2O_3, pp$	15, 20, 25	líquido semisólido
8090	$SiC_p$	20	metalurgia de polvos
A 356	$SiC_p$	10 - 20	proceso Duralcan
1050	$SiC_f$	40 - 49	infiltración en estado líquido
2124	$SiC_p$	20	forjado
A 383	$SiC_p$	10 - 20	colada por presión
N 202	$SiC_p$	13	Asprey
6061	$Al_2O_3, n$	5 - 30	metalurgia de polvos y extrusión

Tabla.1.3. Datos sobre los diferentes procesos de elaboración, tipos de refuerzos cerámicos y frac.vol. para la obtención de compósitos. Se puede apreciar que el compósito más estudiado en la actualidad es el de Al-SiC, en donde el refuerzo se presenta en forma de partículas, y con una fracción volumétrica que va de 10 hasta un 30%.

1. ( p ) Partículas  
 2. ( f ) Fibras  
 3. ( w ) Whiskers

Como parte complementaria de lo anteriormente mencionado, se describirán de una forma muy resumida los aspectos fundamentales de los principales compósitos de matriz de aluminio reforzados con partículas de SiC, ya que han sido los más estudiados en la literatura, y nos servirán como base de comparación para nuestro estudio específico sobre compósitos de aluminio reforzados con partículas de  $B_4C$  a fracción volumétrica de partícula variable.

### 1.5.1 Compósitos Al-SiC.

Los compósitos de matriz de aluminio reforzados con partículas de SiC, son materiales con características importantes. Las ventajas que poseen estos compósitos como materiales estructurales son muy interesantes, como lo muestran sus propiedades mecánicas, tabla 1.4 ( Ver referencia [28] ).

Tipo de matriz	Refuerzo (partículas)	Fración volumétrica (%)	Módulo elástico (GPa)	Límite de cedencia (MPa)	Elongación (%)	UTS (MPa)
6061 Al	SiC	0	68	308	15.1	326
6061 Al	SiC	10	79	321	7.5	351
6061 Al	SiC	20	97	343	2.8	377

Tabla 1.4. Datos comparativos del compósito Al-SiC con diferentes concentraciones de refuerzo cerámico.

Los compósitos Al-SiCp ofrecen atractivas propiedades tales como: bajo peso, esfuerzo específico alto y alta dureza, buena resistencia al desgaste y bajo coeficiente de expansión térmica. El método de elaboración de este tipo de compósitos puede ser el de fundición, forjado, extrusión y rolado.

Las aplicaciones principales de este tipo de compósitos son en la industria aeroespacial, aeronáutica, industria automotriz y artículos deportivos.

La fabricación de los CMM con refuerzo de partículas de SiC resulta difícil, por el hecho de que el aluminio tiene una alta actividad química, mal mojado y reacción interfacial entre las partículas de SiC y la aleación de Al.

Los resultados más relevantes son:

- Los compósitos Al-SiC ofrecen un incremento en el módulo elástico hasta de un 40% ( comparado con el módulo elástico del aluminio puro ), para un porcentaje de partículas del 20%. [50]

- *La ductilidad del material depende del contenido de refuerzo y del tipo de matriz. Esto significa que, composites con matriz blanda y bajo contenido de refuerzo exhiben una fractura dúctil y por otro lado, cuando el contenido de refuerzo aumenta, su comportamiento se vuelve frágil[50].*

### ***Influencia del tamaño de partícula, fracción volumétrica y distribución de refuerzo.***

Los mecanismos de refuerzo, la fracción volumétrica alta (alrededor de 30 o 40%), y el tamaño de partícula más pequeño, son factores beneficiosos para mejorar resistencia máxima a la tensión, debido a que reducen el espacio entre partículas. Por otro lado, debido a que las partículas de SiC son introducidas y dispersadas dentro de la aleación de aluminio en estado líquido, por agitación bajo condiciones de no vacío, la adición de partículas resultara con absorción de gas y oxidación en la fundición de la aleación. Además, la adición de partículas de SiC degradara la fluidez de la fundición. Esto causa defectos de vaciado y deterioro de las propiedades del composite. También, las partículas más pequeñas son fáciles de agregar, por lo tanto, resulta difícil mezclar las partículas uniformemente dentro de la matriz[86].

De acuerdo a Wenlong Wang [86] el tamaño de la partícula y la fracción volumétrica pueden ser de 7-20  $\mu\text{m}$  y de 10-20% respectivamente.

El esfuerzo de tensión de los composites son también afectados por la distribución de las partículas, el cual depende en gran medida de la técnica de fabricación y de la velocidad de enfriamiento de solidificación.

De lo anteriormente dicho [86] concluye:

1. *El refuerzo de partículas de SiC mejora significativamente el módulo elástico y el esfuerzo a altas temperaturas de los composites.*
2. *El coeficiente de expansión térmica del composite Al-Si/SiCp es más bajo que el coeficiente de expansión térmica de la matriz metálica.*
3. *Los composites de Al/SiCp tienen buena resistencia al desgaste.*

4. Para mejorar las propiedades del compuesto, la proposición más efectiva está en las técnicas de fabricación, reducción del gas absorbido y la oxidación de la fundición, homogeneizando la distribución de las partículas y previniendo y reduciendo las reacciones interfaciales.

### 1.5.2 Compósitos Al-B<sub>4</sub>C.

Se observa claramente que los compósitos de matriz metálica reforzados con partículas de SiC ocupan un lugar específico dentro del mercado actual; sin embargo, día a día surgen nuevas necesidades tecnológicas que conllevan al desarrollo de nuevas técnicas y métodos de fabricación para obtener materiales novedosos que mejoren las características mecánicas de los materiales actuales.

Lee [50], hace una comparación de las propiedades mecánicas que presentan algunos CMM reforzados con partículas de SiC y un compuesto de Al 6061 reforzado con partículas de boro(B<sub>4</sub>C) ( Ver tabla 1.5 ).

Compósito	Fracción vol. ( % )	Esfuerzo de cedencia (MPa)	U.T.S. (MPa)	Modulo elástico(GPa)	Elongación ( % )
1100Al-SiC <sub>p</sub>	19	110	199	95	16
6061Al- SiC <sub>p</sub>	25	345	410	99	4.4
6061Al-B <sub>4</sub> C	20	396	464	101	4.7

Tabla 1.5. Comparación de las propiedades mecánicas de CMM reforzados con partículas de SiC y un CMM reforzado con partículas de B<sub>4</sub>C.

Como puede apreciarse en la tabla anterior, las propiedades mecánicas del compuesto de aluminio reforzado con partículas de B<sub>4</sub>C resultaron ser mejores que las propiedades que presentan los compósitos de aluminio reforzados con partículas de SiC a diferentes fracciones volumétricas.

En el presente trabajo, se fabricaron compósitos de matriz aluminio con refuerzo de partículas de  $B_4C$  con diferentes fracciones volumétricas ( 10, y 20% ) y un tamaño de partícula que oscila entre 10 y 50  $\mu m$ .

# Capítulo 2

*Técnicas experimentales de  
caracterización.*

## **Capítulo 2 Técnicas experimentales de caracterización.**

### **2.1 Introducción.**

En el presente capítulo se presentarán las técnicas experimentales empleadas para realizar el análisis microestructural, mecánico y térmico del composito Al-B4C con fracción volumétrica de partícula variable.

#### Técnicas para el análisis microestructural:

- Microscopía óptica.
- Microscopía electrónica de transmisión.(MET)
- Microscopía electrónica de barrido.(MEB)
- Difracción de rayos-X.

#### Técnicas para el análisis mecánico:

- Ensayos de tensión y compresión.
- Pruebas de impacto.
- Pruebas de desgaste.

#### Técnicas para el análisis térmico:

- Pruebas de dilatometría (TMA).



## **2.2 Microscopía óptica (MO).**

La microscopía óptica es una herramienta importante para el estudio microestructural de los materiales. Esta técnica exige una preparación cuidadosa de las muestras para obtener una correcta observación e interpretación de las mismas; en particular cuando se trata del estudio de la microestructura de una aleación.

Con el microscopio óptico se utiliza la luz para estudiar la microestructura; sistemas ópticos y de iluminación son los principales elementos. Como todos los metales y muchos cerámicos solo la superficie es susceptible de ser observada, y la luz del microscopio se debe usar en reflexión. El límite de aumentos del microscopio óptico es de aproximadamente 2000 x.

Las distintas regiones de la microestructura originan diferencias en la reflexión y estas producen contrastes en la imagen. Este tipo de investigación se suele denominar metalográfica, ya que los metales fueron los primeros en ser examinados con esta técnica.

Para revelar los detalles importantes de la microestructura es necesario, generalmente, preparar cuidadosamente las superficies. La superficie de las muestras deben debastarse y pulirse hasta que quede con un acabado espejo. Esta condición se consigue utilizando papeles abrasivos y polvos cada vez más finos. Se revela la microestructura tratando la superficie con un reactivo químico apropiado en un procedimiento denominado ataque[19].

### **2.2.1 Preparación de las muestras.**

Se debe de seleccionar una región específica de la pieza original, para después ser cortada y de ahí, seleccionar una muestra que sea representativa del material. La o las muestras seleccionadas serán sometidas a un proceso de desbaste, pulido y ataque químico, que nos permitirá revelar la estructura específica de interés.

Durante el corte de la muestra, la estructura de la pieza original es dañada hasta una profundidad aproximada de 1 mm (0.04 in.). La profundidad exacta del daño depende del tipo de cortador

empleado, la velocidad de corte y la dureza del material. Esta última disminuye la profundidad del daño. La capa dañada es removida mediante un desbaste.

El desbaste se realiza por la abrasión de la superficie de la muestra seleccionada mediante papel abrasivo de SiC del número 100, precedido por papeles de 240, 320, 400, 500 y 600. El daño de la superficie del espécimen de cada abrasivo será eliminado por el paso siguiente de desbaste más fino. El pulido de los especímenes generalmente involucra un pulido bruto y un pulido fino. En el pulido bruto, el paño es impregnado con un abrasivo, el cual puede ser pasta de diamante o alumina disuelta en agua ( $H_2O + Al_2O_3$  de 1 mm aprox.), colocando el espécimen sobre la superficie del paño y girando en sentido inverso al giro del disco.

El ataque químico incluye cualquier proceso usado para revelar la microestructura de un metal o aleación. Debido a que los detalles microestructurales no son observables a simple vista, la superficie del espécimen deberá ser tratada para revelar las características estructurales tales como los granos, la frontera de grano y las inclusiones. El ataque químico afecta a diferentes velocidades a las áreas de diferente orientación cristalográfica, a imperfecciones cristalinas o a compuestos diferentes. El resultado son superficies irregulares que reflejan la luz incidente, produciendo un contraste, coloración, polarización, etc.

Utilizando las normas ASTM E 407-70 [11], podremos revelar la microestructura del compuesto de Al-B4C. De la información obtenida de estas normas se determinaron dos tipos diferentes de reactivos químicos que son utilizados como reveladores de grano del aluminio puro; uno que servirá para revelar la estructura general ( reactivo tipo Tucker ), y el restante para revelar la estructura de grano bajo luz polarizada ( reactivo tipo Keller ).

La preparación de estos 2 reactivos se detalla a continuación.

- Reactivo para aluminio tipo Keller, cuya composición es la siguiente:

2 ml de ácido fluorhídrico HF ( 48% )
3 ml de ácido clorhídrico Hcl ( conc. )
20 ml de ácido nítrico HNO <sub>3</sub> ( conc. )
175 ml de agua H <sub>2</sub> O.

La muestra debe ser sumergida en el reactivo durante un tiempo aproximado de 10-20 segundos, para posteriormente enjuagarse en agua.

- Reactivo para aluminio tipo Tucker, cuya composición es la siguiente:

45 partes de ácido clorhídrico HCl ( conc. )
15 partes de ácido nítrico HNO <sub>3</sub> ( conc. )
15 partes de ácido fluorhídrico HF ( 48% )
25 partes de agua H <sub>2</sub> O

La forma en se debe tratar la muestra con este reactivo es similar a la descrita anteriormente.

## **2.3 Microscopía electrónica de transmisión.(MET)**

El límite de aumentos del microscopio óptico es de aproximadamente 2000 x.. Algunos elementos estructurales son demasiado finos o pequeños para su observación mediante microscopía óptica. En estas circunstancias se utiliza el microscopio electrónico, capaz de conseguir muchos mas aumentos.

La imagen formada en un microscopio electrónico de transmisión (MET) está formada por un haz de electrones que atraviesa una muestra muy delgada. Se observan detalles de la microestructura interna; los contrastes de la imagen se consiguen por diferencias del haz difractado o dispersado por varios elementos de la microestructura o defecto.

Teniendo en cuenta que los materiales sólidos absorben los haces de electrones, la muestra se debe preparar de forma muy delgada para asegurar, así, la transmisión del haz incidente a través de ella. El haz transmitido se proyecta en una pantalla fluorescente o película fotográfica a fin de conseguir la imagen.

Con el microscopio de transmisión, frecuentemente utilizado para el estudio de las dislocaciones, se logran de manera convencional 1 00000 x.

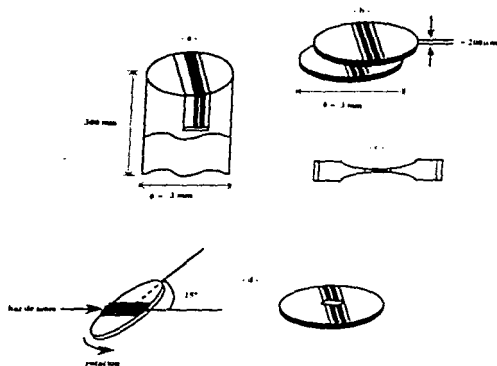
La microscopía de transmisión es particularmente precisa para realizar estudios minuciosos sobre los materiales, debido a su gran resolución espacial. Esta técnica provee información sobre las heterogeneidades del material tales como los defectos, las deformaciones, las inclusiones, los precipitados y la germinación de nuevas fases del primer estado de su formación a una escala completamente inaccesible para el microscopio óptico.

El principal problema de la técnica de microscopía electrónica, es la necesidad de preparar muestras mucho muy delgadas, que frecuentemente resultan muy difíciles de elaborar

### ***2.3.1 Preparación de las muestras***

En la práctica una de las maneras de preparar muestras para su observación en el microscopio de transmisión es la siguiente [37]( fig. 2.1).

- Formar la muestra por medio de un precorte de un cilindro con las siguientes dimensiones : 3 mm de diámetro x 300 mm de longitud ( fig.2.1 a ).
- Cortar una rebanada de 200  $\mu\text{m}$  (aprox. ) con la ayuda de un disco con filo de diamante (fig.2.1 b ).
- Adelgazamiento mecánico cóncavo en el aplomo del compuesto y sobre las dos caras, en un espaciamento residual de 20  $\mu\text{m}$  ( fig.2.1 c ).
- Adelgazamiento iónico hasta lograr una perforación sobre la muestra. ( fig.2.1 d ).



**Fig.2.1. Ejemplo de la preparación de la muestra para el análisis MET.**

La elaboración de muestras para MET para materiales compuestos de matriz metálica, en especial para el compuesto que se estudio en la presente investigación, presentan algunos problemas de elaboración, las cuales se mencionan a continuación:

- El ataque electroquímico comúnmente utilizado para el desbaste rápido de las muestras no se puede utilizar en el presente caso, debido a que las partículas de boro son insensibles al ataque corrosivo de los ácidos.
- El procedimiento de desbaste mecánico ( menisco cóncavo ) asociado al desbaste iónico son el único método posible de fabricación de este tipo de muestras. Sin embargo, el tiempo asociado a esta técnica antes de poder obtener una lámina delgada de buenas características puede ser de varios días.

- Las zonas observables son muy pequeñas dificultando así, la inspección de la muestra.

## **2.4 Microscopía electrónica de barrido (MEB)**

El microscopio electrónico de barrido es herramienta de investigación extremadamente útil.

La superficie de la probeta a examinar se barre con un haz de electrones y el haz reflejado de electrones se recoge y se muestra con la misma velocidad de barrido en un tubo de rayos catódicos ( una pantalla similar a la TV ). La imagen que aparece en la pantalla, que puede fotografiarse, representa las características de la probeta. La superficie de la probeta debe ser eléctricamente conductora, independientemente de que este o no pulida y atacada. Son posibles aumentos de 10 a 50 000 x, con gran profundidad de campo. Equipado con accesorios, consigue el análisis químico elemental cualitativo y semicuantitativo de áreas superficiales muy localizadas[45,46,88].

Todas estas señales que nos envía el sólido pueden ser detectadas y amplificadas por medio de dispositivos adecuados a cada caso; la importancia del asunto, es que cada uno de los fenómenos provee distinta información acerca del material estudiado. La manera de obtener esta información puede ser obtenida por:

### *Electrones retrodispersados.*

Son aquellos que se desvían del haz hacia atrás debido a dispersión elástica por los átomos de la red; por lo tanto, su energía está muy cercana a la del haz incidente. Estos eventos se llevan a cabo muy cerca de la superficie de incidencia, por lo que el número de electrones dispersados a un ángulo dado dependerá de la posición del área donde incide el haz ( ángulo de incidencia ). Si barreos distintas zonas de la muestra tendremos variaciones en la intensidad de electrones retrodispersados a un ángulo dado ( ángulo de observación ), y el resultado será una fotografía de la topografía superficial de la muestra. Además, la intensidad del haz retrodispersado está determinada principalmente por la probabilidad de que un electrón sea absorbido; entonces podemos esperar que la intensidad del haz retrodispersado aumente cuando se incremente el número atómico de los elementos que forman el sólido. Esto nos permite detectar zonas de diferente composición en el material. La orientación cristalina influye también en la probabilidad de retrodispersión de un electrón a través de la variación de la sección transversal efectiva que esté ve en el sólido. Por lo tanto es de esperarse que podamos ver los granos, precipitados y en general

transportar las técnicas metalográficas usuales a la microscopía electrónica. Con los electrones retrodispersados se obtiene un contraste químico muy bueno entre las diferentes fases de que puede estar constituida la muestra.

#### *Electrones secundarios.*

Son originados en el sólido y emitidos como el resultado de excitación atómica por el haz primario y se caracterizan por tener un espectro de energías comparativamente bajo ( $< 50$  eV) en relación al haz inicial. Pueden ser recolectados colocando una placa a potencial positivo a un lado de la muestra de manera que los electrones retrodispersados no se desvíen mucho. En realidad no todos los electrones secundarios son emitidos por el sólido, sino que existen también electrones de baja energía originados por colisiones inelásticas, aunque no existe manera de distinguir los unos de los otros, por lo que todos los electrones de baja energía son clasificados como secundarios. La emisión de secundarios depende tanto de la densidad como topografía del sólido (y un poco de la cristalografía), por lo que podemos formar con ellos imágenes parecidas a las de electrones retrodispersados. Con los electrones secundarios se obtienen imágenes con un gran contraste topográfico.

De los fenómenos mencionados anteriormente se puede inferir que tenemos dos posibles maneras de formar una imagen: una consiste en enfocar el haz sobre un área muy reducida de la muestra y barrer la superficie de la misma, moviendo el haz y detectando en cada zona una intensidad promediada; esto es lo que se llama microscopía electrónica de barrido. La otra consiste en iluminar un área relativamente grande de la muestra con un haz fijo y adaptar un sistema electro-óptico para la amplificación de la imagen, esto es lo que se conoce como microscopía electrónica convencional.

La principal ventaja del MEB respecto a otras microscopías, es su enorme profundidad de campo, la cual nos permite en primer lugar enfocar una muestra en distintos planos a la vez, pudiendo así realizar mediciones de profundidad y altura; por otro lado, la muestra no requiere de una preparación previa para su observación, por lo cual la superficie de la misma puede o no ser plana, lo que constituye un factor importante para realizar fractografías o estudios específicos de las superficies rugosas en general.

Dentro del MEB existen funciones capaces de cuantificar la cantidad de un elemento químico dentro del material, la técnica se conoce con el nombre genérico de espectroscopía de de rayos-X, pudiendo ser del tipo EDS o WDS.

### 2.4.1 Espectrometría de rayos-X

La espectrometría de rayos-X se define como un método de análisis cualitativo y cuantitativo de elementos químicos basados en la relación existente entre la energía de emisión de un fotón de RX (proveniente de una desexcitación electrónica) - eje X -, y el número de eventos del mismo tipo que ocurren por unidad de tiempo - eje Y.

Como toda irradiación electromagnética, los rayos -X están formados por unidades indivisibles llamadas fotones, los cuales tienen bien definida su energía (0.1 - 100 KeV); la generación de estos fotones puede ser derivada por las transiciones electrónicas dentro del átomo.

Por medio de la desexcitación electrónica de cada elemento químico contenido en una muestra, se puede identificar el elemento a partir de su longitud de onda característica.

Es decir, cada elemento de la tabla periódica posee energías bien particulares y que son una consecuencia de sus niveles de energía atómicos (capas electrónicas). También, a partir de las intensidades se pueden inferir las concentraciones máxicas de estos elementos mediante métodos ya estandarizados (método ZAF\*).

Las ventajas del análisis son:

1. La técnica intuye la composición química del material de manera rápida sin importar el carácter cristalino o amorfo de la muestra y detecta elementos ligeros en donde el número atómico  $z$  es inferior a 6.
2. Puede ser utilizada para complementar métodos de difracción de rayos -X.
3. La preparación de las muestras no requiere de un cuidado específico para su análisis, siempre y cuando su tamaño no sea excesivo a  $3\text{cm}^3$ .
4. El tamaño de la sonda medida puede ser tan pequeña como  $1\ \mu\text{m}^2$ , pero en realidad el volumen de emisión es mucho más grande y depende del número atómico del material.

---

\*ZAF. Es un método de corrección de intensidades fotónicas X, utilizado durante las mediciones por EDS.



Desventajas del análisis Elementos EDS y WDS.

1. El método no es aplicable a todo elemento químico por debajo del número atómico  $Z \approx 5$ .
2. Los elementos de  $z$  vecinos pueden tener sus líneas espectrales traslapadas, tal es el caso del boro y el carbono, lo cual impide la adecuada cuantificación química del compuesto.

### ***2.4.2 Análisis EDS Y WDS.***

En cualquier método de análisis químico basado en mediciones características de las líneas espectrales de rayos  $-X$  se debe tener establecida la posición de las líneas espectrales de cada elemento. Estas líneas corresponden a energías o longitudes de onda que son producto del "salto" de un electrón de órbita superior a una inferior. La detección de esta señal puede hacerse por difracción selectiva (dispersión de longitud de onda, o WDS), o conteo selectivo (discriminación de amplitud de señal, dispersión de energía o EDS).

Como ya se dijo el método WDS discrimina las capas electrónicas según su longitud de onda, tecnológicamente es más fácil discriminar longitudes de onda que energías, esto hace que 2 líneas espectrales superpuestas en energía, puedan estar separadas cuando se les observa en longitud de onda. Siendo esto una gran ventaja del WDS respecto al EDS.

Para mayor detalle sobre este método referirse a la bibliografía [14,45,46,63].

## **2.5 Difracción de rayos -X.**

La difracción de rayos  $-X$  por el método de polvos es una técnica de análisis que permite caracterizar y determinar la estructura de un sólido policristalino.

Los rayos difractados se detectan en un contador y se transforman en pulsos eléctricos los cuales se registran análogamente; con los datos obtenidos y con la ayuda de una computadora se obtienen gráficas de intensidad relativa en función de  $2\theta$ , conocidas como difractogramas, con lo cual se realiza la caracterización de la muestra.

Por otra parte, para poder acceder a la información sobre la estructura cristalina de la muestra, se debe tomar en cuenta la siguiente relación entre el ángulo de incidencia del haz de rayos  $X$ ,  $\theta$ , la longitud de onda de la radiación  $\lambda$ , y la distancia entre planos,  $d$ . Estos datos son expresados en la ley de Bragg (ver fig 2.2 ), y se escribe como:

$$n \lambda = 2d \sin \theta.$$

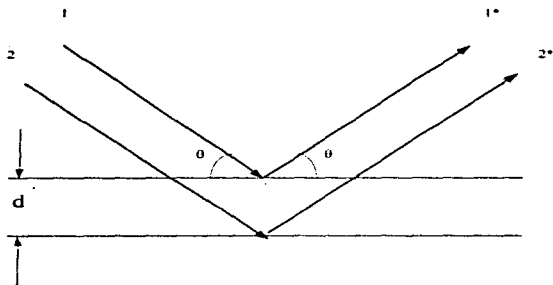


Fig.2.2. Ley de Bragg.

La distancia interplanar es función de los índices de Miller y del parámetro o de los parámetros de red, así como de la estructura cristalina.

Para mayor detalle del método ver referencias [14,41,85].

## 2.6 Ensayos de tensión y compresión.

### 2.6.1. Ensayo de tensión.

Uno de los ensayos mecánicos esfuerzo-deformación más comunes es el de tensión. A partir de ensayos de tensión-deformación se pueden determinar importantes propiedades mecánicas. En la tabla 2.1 se presentan algunas propiedades mecánicas de ciertas aleaciones de aluminio.

Estas propiedades son sensibles a la deformación previa, la presencia de impurezas, y/o a cualquier tratamiento térmico a que haya sido sometido el material. El esfuerzo de cedencia y el esfuerzo máximo a la tensión disminuyen al aumentar la temperatura; justamente ocurre lo contrario en el caso de la ductilidad, la cual usualmente aumenta con la temperatura[19].

Número de la Aluminum Association	Número de la UNS	Esfuerzo de cedencia $\sigma_y$ [psi (MPa)]	Esfuerzo máximo a la tensión UTS [psi (MPa)]	Ductilidad (% EL en 2 pulg.)
1100	A91100	5(34)	13(90)	35
3003	A93003	6(42)	16(110)	30
5052	A95052	13(90)	28(195)	25

Fuente: Adaptada de *Metals Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals*, Vol 2, 9th edition H. Baker, Managing Editor, American Society for Metals, 1979.

Tabla 2.1 Propiedades mecánicas típicas de varios tipos de aleaciones de aluminio.

Los esfuerzos de tensión que se aplican en los diferentes materiales, tienden a propagar aquellas grietas que tienen una orientación perpendicular al eje de tensión. Sin embargo en los composites este razonamiento, si bien sigue siendo válido, tendrá que ser matizado por el hecho de que las partículas son barreras a la propagación de las fisuras.

Sin embargo, la ductilidad de los composites disminuye con el incremento de la fracción volumétrica de las partículas [54].

Normalmente se deforma una probeta hasta la ruptura, con una carga de tracción que aumenta gradualmente y que es aplicada uniaxialmente a lo largo del eje de la probeta. En la figura 2.3, se muestra una probeta de tracción normalizada. Generalmente la sección de la probeta es circular.

Durante el ensayo, la deformación está confinada en la región más estrecha del centro, la cual tiene una sección uniforme a lo largo de su longitud. El diámetro normalizado es aproximadamente igual a  $12.5 \text{ mm}$  (0.5 pulg.), mientras que la longitud de la sección reducida debe ser igual a por lo menos cuatro veces su diámetro, siendo usual 60 mm. La longitud de prueba se utiliza en el cálculo de la ductilidad, el valor normalizado es  $50 \text{ mm}$  (2.0 pulg.) [7,8,10,66,81].

Las características de carga-deformación dependen del tamaño de la probeta. Por ejemplo, se requerirá el doble de carga para producir el mismo alargamiento si el área de la sección de la probeta se duplica. Para minimizar estos factores geométricos, la carga y el alargamiento son normalizados para obtener los parámetros tensión nominal y deformación nominal, respectivamente.

La tensión nominal  $\sigma$  se define mediante la relación

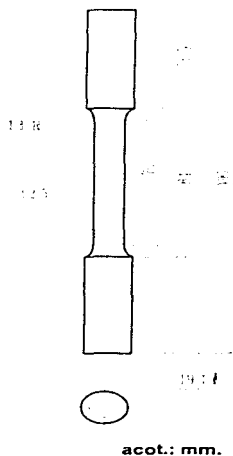
$$\sigma = F / A_0 \quad (1)$$

en donde  $F$  es la carga instantánea aplicada perpendicularmente a la sección de la probeta, en unidades de newtons (N) o libras fuerza (lb<sub>f</sub>), y  $A_0$  es el área de la sección original antes de aplicar la carga ( $\text{m}^2$  o pulg<sup>2</sup>). Las unidades de la tensión son libras fuerza por pulgada cuadrada, psi (unidades del sistema U.S.) o bien megapascuales, MPa(SI),  $1 \text{ MPa} = 10^6 \text{ N/m}^2$ .

La deformación nominal se define como

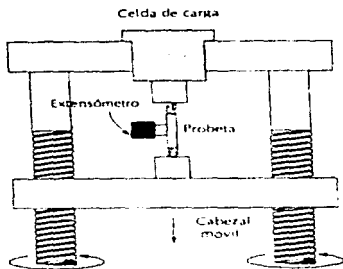
$$e = l_i - l_0 / l_0 = \Delta l / l_0 \quad (2)$$

en donde  $l_0$  es la longitud original antes de aplicar la carga, y  $l_i$  es la longitud instantánea. Algunas veces la cantidad  $l_i - l_0$  se indica simplemente mediante  $\Delta l$ , y  $e$  es el alargamiento producido por deformación, o cambio en la longitud en un instante determinado, con respecto a la longitud inicial. La deformación se expresa como porcentaje, esto es, el valor de la deformación multiplicado por 100 [19].



**Fig.2.3. Probeta de tensión normalizada con sección recta circular.**

La probeta se monta con sus extremos en las mordazas de la máquina de ensayos ( figura 2.4 ). Esta se diseña para alargar la probeta a una velocidad constante, y para medir continua y simultáneamente la carga instantánea aplicada, y el alargamiento resultante. El ensayo dura varios minutos y es destructivo, o sea, la probeta del ensayo es deformada de forma permanente y a menudo rota.



**Fig. 2.4. Esquema del aparato utilizado para realizar ensayos en tensión.**

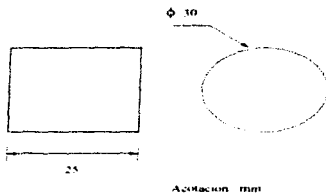
El resultado del ensayo de tensión se registra en un archivo a dos columnas donde después es procesado en una PC.

### **2.6.2 Ensayo de compresión.**

Un ensayo de compresión se realiza de forma similar a un ensayo de tensión, excepto que la fuerza es compresiva y la probeta se contrae a lo largo de la dirección de la fuerza. Las ecuaciones 1 y 2 se utilizan para calcular el esfuerzo de compresión y la deformación, respectivamente. Por convención, una fuerza de compresión se considera negativa y, por tanto, produce un esfuerzo negativo. Además, puesto que  $l_0$  es mayor que  $l$ , las deformaciones de compresión calculadas a partir de la ecuación 2 son también necesariamente negativas.

Los ensayos de compresión se utilizan cuando se desea conocer el comportamiento del material bajo deformaciones permanentes grandes (o sea, plásticas), tal como ocurren en los procesos de conformación, o bien cuando el material presenta un comportamiento frágil a tensión.

En la figura 2.5, se muestran las dimensiones normalizadas por la norma ASTM E 9-89 para probetas de compresión.



*Fig.2.5. Probeta para el ensayo de compresión*

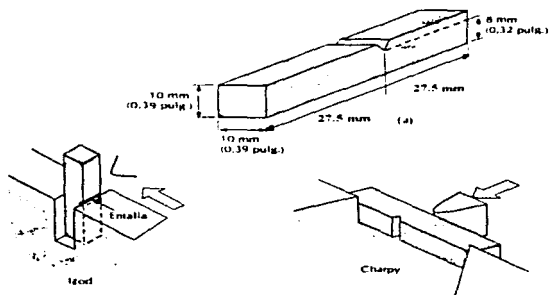
## 2.7 Pruebas de impacto.

Antes de que la mecánica de la fractura se desarrollara como disciplina científica, las técnicas de ensayo de impacto estaban bien establecidas para caracterizar la fractura de los materiales. Se había llegado a la conclusión de que los resultados de ensayos de tensión de laboratorio no podían extrapolarse para predecir el comportamiento a la fractura; por ejemplo, en algunas circunstancias, metales normalmente dúctiles se fracturan frágilmente sin apenas deformación plástica. Las condiciones del ensayo de impacto son elegidas porque son las más severas con respecto a la fractura, como son, (1) deformación a temperaturas relativamente bajas, (2) velocidad de deformación elevada y (3) estado triaxial de tensiones ( el cual puede ser introducido por la presencia de una muesca o entalla ) [19].

Para poder seleccionar un material que resista un choque o golpe intenso y repentino, debe medirse su resistencia a la ruptura mediante una prueba de impacto.

Las pruebas de impacto proveen información sobre la tenacidad de un material. Este término puede definirse como la capacidad que tiene un material de absorber energía y deformarse plásticamente antes de fracturarse.

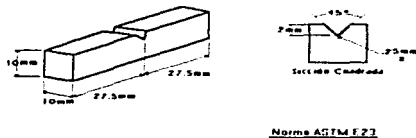
Dos ensayos normalizados, los ensayos de Charpy e Izod, fueron diseñados y todavía son utilizados para medir la energía de impacto. La diferencia fundamental entre las técnicas de Charpy e Izod reside en la manera en que se coloca la probeta, tal como se ilustra en la figura 2.6.



**Fig.2.6. Probetas utilizadas en los ensayos de impacto de Charpy e Izod.**

Las variables tales como el tamaño y la forma de la probeta así como la configuración y profundidad de la muesca influyen en los resultados de los ensayos. La probeta puede tener muescas, o no; las probetas con muesca en V miden de mejor manera la resistencia del material a la propagación de la fractura, por lo cual se determino utilizar la prueba Charpy ( norma ASTM E 23[9] ). Ver figura 2.7





**Fig.2.7. Dimensiones estandarizadas de las probetas para pruebas de impacto.**

La carga es aplicada en forma de un golpe con un martillo en forma de péndulo que se deja caer desde una posición fija preestablecida a una altura  $h$ . Al dejar caer el péndulo, el borde de una cuchilla montada en el péndulo golpea y fractura la probeta a lo largo de la entalla, la cual actúa como un punto de concentración de tensiones para esta alta velocidad de impacto. El péndulo continúa su oscilación, llegando hasta una altura máxima  $h'$ , la cual es menor que  $h$ . La pérdida de energía, calculada a partir de la diferencia entre  $h$  y  $h'$ , es una medida de la energía absorbida en el impacto.

La fórmula que permite calcular la energía absorbida en el impacto por el material, está dada por:

$$\Delta E = (mL \cos\theta_{inc}) - (mL \cos\theta_{fin}) \quad (3)$$

donde:

$\Delta E$  es la energía absorbida por el material ( en Joules = N·m, ó, Kg<sub>f</sub> ·m ).

$L$  es la longitud del brazo de palanca ( en m ).

$m$  es el peso del brazo de palanca ( en Kg<sub>f</sub> ).

$\theta_{inc}$  Idealmente es el ángulo que se tiene antes de realizar la prueba. Como el péndulo normalmente pierde un poco de energía por la fricción del brazo del péndulo, es común elegir el ángulo inicial como el ángulo final del péndulo en ausencia de muestra ( 117° ).

$\theta_{fin}$  es el ángulo obtenido después de la prueba.

Para realizar la prueba se utilizó un péndulo de  $L = 0.8024$ , y  $m = 26.06$  kg.

## **2.8 Desgaste.**

El desgaste se puede definir como el daño ocurrido en la superficie de un sólido, que generalmente involucra pérdidas progresivas de material, debido al movimiento relativo entre las superficies de los cuerpos en contacto.

Un sistema está formado por dos ó más cuerpos en contacto superficial dinámico ó estático, y en donde se gestan una vasta clase de fenómenos. Es común estudiar entre otras cosas, la adhesión, fricción, desgaste y lubricación de sólidos en contacto.

Tal y como se verá en el capítulo 4, se sometieron a pruebas de desgaste muestras de compuesto Al-B<sub>4</sub>C. El carburo de boro, B<sub>4</sub>C es conocido por ser un material muy duro y por lo mismo es utilizado como material abrasivo, sus propiedades son descritas junto con las de otros carburos por Mordike[57]. Es de esperarse entonces que el compuesto Al-B<sub>4</sub>C posea una superficie altamente resistente al desgaste respecto al aluminio puro.

Existen en el mercado diferentes tipos de maquinas para evaluar el desgaste, todas ellas requieren el diseño de un par metálico, el cual provee la interfase friccionante.

La máquina de perno con extremo plano y disco es un aparato popular para pruebas de desgaste, esta prueba ha sido normalizada con la denominación de ASTM G83-89., con las siguientes

variables: la carga normal  $F$ , la velocidad de deslizamiento, las condiciones atmosféricas y la temperatura del medio ambiente.

La cantidad de desgaste puede ser establecida pesando el perno con una balanza analítica. Una prueba de desgaste completa supone graficar la pérdida de peso contra la distancia deslizada hasta obtener un desgaste inicial y un estado estable de desgaste. Es muy importante trabajar bajo condiciones estrictas de limpieza[71].

### **2.8.2. Prueba de desgaste**

Las probetas de desgaste son cilindros de 0.635 cm de diametro y 2.54 cm de altura. Las condiciones de trabajo son las siguientes:

- Se utilizo una balanza analítica BP. 310 P, capacidad máxima 310 gr.
- Maquina de desgaste.- Consta de un motor eléctrico de 1/4 HP conectado a un sistema de transmisión para hacer girar el disco de desgaste.( Fig.2.8 ).
- Disco de desgaste.- Hecho de Acero norma SAE 4140, templado y revenido, con una dureza de 53 HRC y cuya superficie está pulida.
- Velocidad del disco de desgaste.- Las velocidades se determinaran de acuerdo al tipo de material y a su comportamiento mecánico. Para el caso de los materiales compuestos, y en particular para un compuesto Al - B<sub>4</sub>C con fracción volumétrica de partícula variable, es necesario determinar si la velocidad estándar para otros materiales es aplicable. La velocidad del disco de desgaste para estas pruebas será de 160 r.p.m.
- Carga aplicada.- Para calcular la carga aplicada, se pesa el brazo que sostiene la probeta sobre el disco, y con la distancia del punto donde se coloca la probeta, puede calcularse la fuerza que se ejerce sobre esta, que es equivalente a la carga aplicada, la cual resulto ser de 1.25 kg.
- Probeta.- La probeta se encuentra a una distancia de 6.2 cm, del centro del disco.
- Lubricante.- No se empleo ninguno, debido a que el disco de desgaste al entrar en contacto con la probeta no presento ningun calentamiento.

- Temperatura.- Ambiente.
- Las probetas deben de ser pesadas a intervalos de 15, 30, 60, 90 y 120 minutos, cuidando de que el disco quede completamente limpio después de cada prueba.
- El tiempo total de la prueba para cada probeta se considera de aproximadamente dos horas.
- Se tiene una distancia recorrida, a la velocidad mencionada de:
  - a) 934,800 mm cada 15 min.
  - b) 7,478,400 mm en las dos horas.

Los cálculos de desgaste se efectúan en función de la pérdida de peso que sufren las probetas al interactuar con el disco, por lo cual deberán pesarse antes de iniciar la prueba.

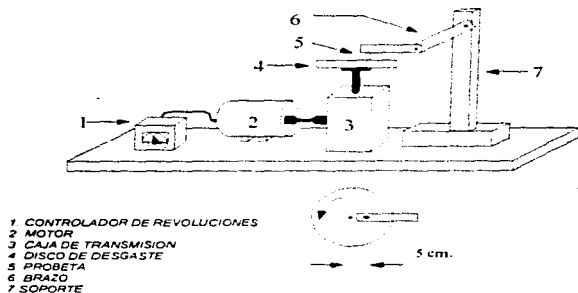


Fig.2.8. Equipo para realizar pruebas de desgaste.

## 2.9 Dilatación térmica.

### 2.9.1. Principio físico

Un átomo que gana energía térmica y empieza a vibrar se comporta como si tuviera un mayor radio atómico. La distancia promedio entre los átomos y las dimensiones generales del material se incrementan, entonces la mayoría de los materiales sólidos se dilatan con el calor, y se contraen por enfriamiento. El cambio en la longitud del material con la temperatura puede expresarse como:

$$L_f = L_o + L_o \alpha_l (T_f - T_o) \quad (4)$$

$$\Delta L / L_o = \alpha_l (\Delta T) \quad (5)$$

donde:

$L_o$  y  $L_f$  representan, respectivamente, longitud inicial y longitud final con el cambio de temperatura desde  $T_o$  a  $T_f$ . El parámetro  $\alpha_l$  es llamado coeficiente lineal de dilatación térmica, y tiene como unidades  $(^{\circ}\text{C})^{-1}$  ó  $(^{\circ}\text{F})^{-1}$ .

Los efectos del calentamiento o enfriamiento en todas las dimensiones del cuerpo, dan como resultado un cambio en el volumen. Los cambios de volumen en un cuerpo pueden expresarse como:

$$\Delta V / V_o = \alpha_v (\Delta T) \quad (6)$$

donde:

$\Delta V$  y  $V_o$  son el cambio en volumen y el volumen original, respectivamente, y  $\alpha_v$  simboliza el coeficiente volumétrico de dilatación térmica. En muchos materiales, el valor de  $\alpha_v$  es anisotrópico (es decir que las propiedades del material dependen de la dirección cristalográfica). Para materiales en los cuales la dilatación térmica es isotrópica el valor de  $\alpha_v$  es  $3\alpha_l$  aproximadamente.

La tabla 2.2 nos muestra los coeficientes de dilatación térmica para diferentes materiales. [19]

MATERIAL	$\alpha_t$ $^{\circ}\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$
Aluminio	23.6
Cobre	16.5
Hierro	11.8
Nickel	13.3
Plata	19.0
Acero 1025	12.5
Acero 316	16.0

Tabla 2.2 Tabulación de propiedades térmicas para diferentes materiales.

Las características de la dilatación térmica para CMM pueden ser analizadas usando teorías desarrolladas dentro del análisis de dilatación para aleaciones metalúrgicas, vidrios, cerámicos, plásticos y compuestos de estos materiales.

### 2.9.2. Análisis térmico.

El análisis termomecánico (ATM):

El análisis termomecánico o "dilatometría", estudia los cambios longitudinales o de volumen de una muestra en función de la temperatura de la muestra o del tiempo. Esta técnica ha sido empleada extensamente en estudios de metalurgia, cerámica y para materiales poliméricos.

Las características principales del ATM son:

- Temperatura de trabajo (°C)                    -180 hasta 500
- Velocidad de calentamiento (°C/min)        0.5 hasta 30
- Altura de la muestra (plg)                    Máximo de 1
- Carga aplicada a la muestra (g)                0 hasta 100
- Sensibilidad máxima                             $1.5 \times 10^{-4}$  plg. de desplazamiento de la punta de prueba plg

Con el análisis AFM podemos medir varias características de los materiales, entre las que se encuentran las propiedades de dilatación térmica de un sólido en función de la temperatura.

El objetivo principal de de nuestro estudio es determinar el coeficiente de dilatación térmica lineal C.E.T., para las siguientes muestras:

Nombre de la muestra : Lote 1 = muestras de Al puro  
                                   Lote 2 = "                    " Al-B<sub>4</sub>C , 10%  
                                   Lote 3 = "                    " Al-B<sub>4</sub>C , 20%

No. de muestras: 3 lotes de 3 muestras c/u = 9 muestras

Dimensiones de las muestras: 7 mm de alto x 7 mm de diámetro.

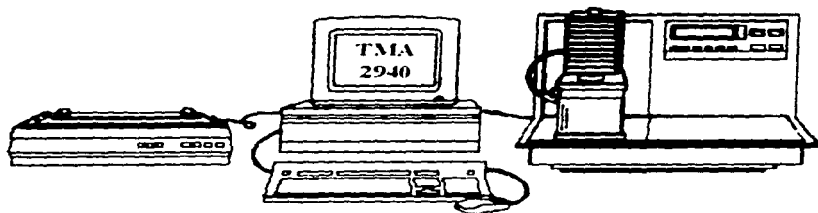
Análisis que requiere: ATM: Análisis Termomecánico (dilatometría)

Intervalo de temperatura: -50, 0 y 50 °C

Condiciones especiales ( atmósfera, vel. de calentamiento, etc. ): Standard

Vel de calentamiento: 5°C por minuto., 2 corridas por muestra.

Para determinar el coeficiente de dilatación térmica de las muestras anteriores se utilizó un equipo TMA 2940 del I.I.M. de la U.N.A.M.( Fig.2.9 )



*Fig.2.9. Equipo utilizado para determinar el coeficiente de expansión térmica lineal, TMA 2940.*

*Para mayor información sobre los equipos y modelos utilizados en el desarrollo de este capítulo, referirse al Anexo I.*



# Capítulo 3

*Elaboración de compósitos de la familia Al-B<sub>4</sub>C.*

## Capítulo 3 Elaboración de compósitos de la familia Al-B<sub>4</sub>C.

En el presente capítulo se detalla la forma en que se fabricaron los compósitos de Al-B<sub>4</sub>C al 10 y 20%; así como también se hace una breve descripción del equipo que se utilizó para la fabricación de los mismos.

### 3.1. Método Vortex (vórtice)

Los compósitos de Al-B<sub>4</sub>C fueron fabricados según el diagrama (fig. 3.1), utilizando como matriz metálica aluminio de alta pureza comercial a la cual se le adicionó B<sub>4</sub>C como refuerzo cerámico al 10 y 20% en volumen, con un tamaño de partícula que oscila entre 10 y 50µm.

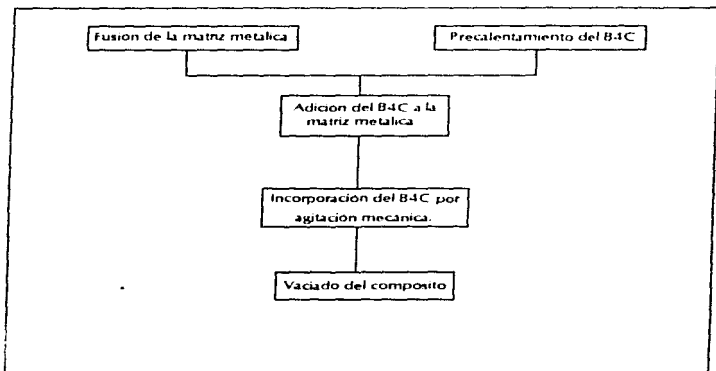


Fig.3.1. Diagrama de fabricación de compósitos por el método Vortex.

Las condiciones de fabricación fueron:

- Temperatura del baño líquido: 780°C
- Temperatura de precalentamiento de las partículas de  $B_4C$ : 200-300°C
- Tiempo de agitación del baño metálico: Variado, dependiendo del tipo de compuesto
- Velocidad de agitación del baño líquido: 1100 r.p.m.

Según las condiciones anteriormente mencionadas el proceso de fabricación de los compósitos consistió en fundir la matriz metálica de aluminio puro en un horno eléctrico; en paralelo a este proceso se realiza el precalentado de las partículas de carburo de boro, una vez que la matriz se encuentra en estado líquido, se procede a la adición del refuerzo cerámico (con ayuda de un vibrador mecánico) en la matriz fundida. La incorporación del refuerzo cerámico (partículas) en el baño metálico se lleva a cabo por medio de un sistema mecánico de incorporación, formado por un agitador recubierto con material refractario que al girar deforma la superficie del baño líquido a velocidad constante, formando así un vórtice, del cual el método de fabricación toma el nombre, permitiendo así la incorporación y distribución del refuerzo cerámico. Posteriormente se procedió a vaciar el material previamente mezclado, en moldes permanentes.

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 heterogéneas de partículas o defectos como atrapamiento 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. 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 aparente incremento en la viscosidad de la mezcla, tal efecto ha sido confirmado con estudios experimentales que muestran que las viscosidades aparentes de varios compósitos son significativamente más altas que las viscosidades de las aleaciones no reforzadas. En general, la viscosidad de los compósitos descende con el incremento de temperatura[58].

Conforme se va adicionando un mayor porcentaje de el refuerzo cerámico en los compósitos, se formara una mezcla cada vez más pastosa y de baja fluidez. Este hecho se pudo comprobar con la fabricación del compuesto de Al- $B_4C$  con un porcentaje de refuerzo cerámico del 20% en vol.

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

Las propiedades mecánicas de los composites se ven afectadas directamente por el grado de porosidad que pueda existir. Con baja porosidad, se puede considerar a cada poro como independiente de otro, 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 [33].

En procesos de dispersión, las 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 vortice creado por agitación, puede causar succión de burbujas de aire-partículas dentro de la matriz fundida[65].

Otro aspecto importante es la segregación de partículas en los composites vaciados. En la mezcla, el agitador imparte energía a la pasta en forma de remolinos, 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, se presentaran aglomeraciones de partículas en la microestructura de los composites, como se mostrará posteriormente en este trabajo.

Es relevante la limitación que presenta el método Vortex con respecto a la cantidad de refuerzo cerámico que puede ser adicionado e incorporado en la matriz metálica para la fabricación los composites, ya que como se mencionó anteriormente, a mayor porcentaje de refuerzo cerámico se presentarán mayor cantidad de defectos en el material, tales como porosidad, aglomeración de partículas, y para el caso en particular del compuesto de  $Al-B_4C$  se encontró que el límite de incorporación es de al 20% de fracción volumétrica.

Este hecho nos hace pensar en un método alternativo de fabricación, que nos permitiera elaborar composites con una mayor cantidad de porcentaje de refuerzo cerámico. Dicho método es descrito a continuación.

### 3.1.2. Método alternativo (Sistema centrífugo).

Existe una limitante para la fabricación de los compósitos de la familia Al-B<sub>2</sub>C por el método Vortex, que es, como ya se mencionó anteriormente, la cantidad de refuerzo cerámico que se puede incorporar en la matriz metálica, y que no puede ser más del 20% en vol de refuerzo cerámico.

Se tiene entonces la necesidad de buscar otros métodos de fabricación capaces de incorporar la mayor cantidad de refuerzo cerámico en la matriz.

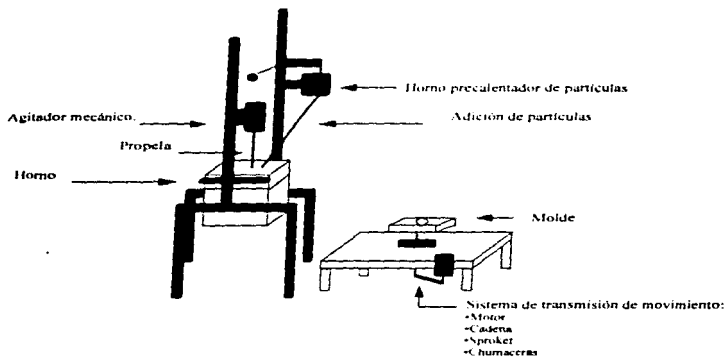
En base a esta necesidad se diseñó en los laboratorios del I.I.M. de la UNAM, un sistema de fabricación alternativo al cual se le llamó "Sistema Centrífugo" (Fig. 3.2).

El método se constituye por una mesa metálica que actúa como soporte del "Sistema Centrífugo". El sistema de transmisión de movimiento está constituido por un motor al cual se le acoplan 2 sprockets (catarinas) de paso 40 .12 dientes; y una cadena de igual número de paso. La velocidad del motor así como la del agitador mecánico, está controlada por un vareador de velocidad. Además el sistema de transmisión del método de fabricación evita el calentamiento excesivo por el uso de cadena, previendo de alguna manera que el motor pueda dañarse por el calor desprendido y transmitido del molde permanente, es decir, que el sistema se auto enfría por la acción del giro de la cadena a la intemperie.

El sistema consta de dos etapas de fabricación:

1. En la primera etapa, el compósito es fabricado conforme el proceso Vortex. Cabe señalar que el vaciado del material hacia el molde es de una manera fácil y segura, además de que puede ser de forma muy rápida, ya que el horno eléctrico tiene la capacidad de ser inclinado hacia adelante o hacia atrás, y esto permite depositar de una manera muy rápida el material fundido dentro del molde permanente.
2. Es en la segunda etapa del proceso en donde se implementó el "Sistema Centrífugo", ya que una vez que a sido incorporado y adicionado el refuerzo cerámico en la matriz metálica por el método de Vortex, se procede a vaciar la mezcla dentro del molde permanente montado en la mesa del sistema, una vez depositada la mezcla, se hace girar el molde a una velocidad aproximada de 1 100 r.p.m.

Se pretende que por la acción de la fuerza centrífuga que actúa en el material depositado en el molde en movimiento se pueda concentrar la mayor cantidad de partículas del refuerzo cerámico en la periferia de las piezas fabricadas. El propósito principal de buscar la alta concentración de las partículas de  $B_4C$  en la periferia de las piezas, es del poder incrementar la resistencia al desgaste y buscar posibles aplicaciones de este tipo de composites sobre todo como herramientas de corte. Actualmente se están fabricando por este proceso piezas en forma de cruz, pero resultaría interesante dar otra aplicación utilizando este mismo método. La aplicación alternativa sería la de fabricar discos de corte. Esto se puede lograr de manera relativamente sencilla, ya que solo basta con cambiar la geometría del molde permanente, y evolucionar de una geometría en forma de cruz a una geometría en forma de disco.



**Fig.3.2. Dibujo del "Sistema Centrifugo" para la fabricación de compósitos.**

# Capítulo 4

*Resultados.*

## Capítulo 4 Resultados.

En el presente capítulo se muestran los resultados del estudio realizado a los composites de Al-B<sub>4</sub>C al 10 y 20% vol. Se reportan los resultados de las pruebas mecánicas, de las pruebas de dilatométrica, de desgaste, así como también estudios de fractografía, caracterización de la matriz y del composite por microscopía electrónica y difracción de rayos-X.

### 4.1 Caracterización de la matriz.

Se realizó la caracterización microestructural del aluminio puro para poder tener un punto de referencia con respecto a los resultados que se obtengan del estudio de la caracterización microestructural aplicada al aluminio reforzado con partículas de B<sub>4</sub>C, para determinar de alguna manera la calidad de nuestro material.

#### 4.1.1. Análisis metalográfico.

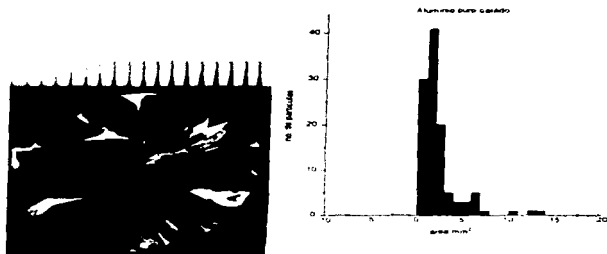
En general, el análisis de microestructuras en composites puede realizarse con microscopía óptica, microscopía de barrido y microscopía de transmisión.

Con microscopía óptica es posible observar límites de grano, defectos macroscópicos como porosidades, tamaño de grano y fases presentes. La microscopía electrónica de barrido proporciona información topográfica de la muestra, incluyendo fases presentes, defectos y tamaño 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 composite. La microscopía electrónica de transmisión permite observar la orientación de planos cristalográficos, la identificación de fases desconocidas, análisis de defectos, composición y estructura cristalina del material.

En el análisis macroscópico del aluminio se muestra una estructura de grano característico de fundición[39]. Este tipo de microestructura se manifiesta cuando el material al ser vaciado en el molde, inicia un proceso de enfriamiento que va desde el exterior de la muestra hacia el centro de la misma, quedando por consiguiente granos alargados y en forma de lancetas que modifican algunas propiedades del material.

Se realizó un histograma del tamaño de grano de la muestra con el fin de establecer el área promedio de los granos, la cual oscila entre 1.125 mm<sup>2</sup>. Ver imagen e histograma. ( fig.4.1 ).





**Fig.4.1. Imagen e histograma de una muestra de aluminio puro, mostrando el tamaño de grano promedio que oscila entre 1.125 mm<sup>2</sup>.**

#### **4.1.2. Caracterización por Microscopía Electrónica.**

##### **Microscopía Electrónica de Transmisión.**

Por medio de la microscopía electrónica de transmisión (MET), se complementó el estudio de la matriz metálica, pudiendo así, resaltar algunas características de la misma.

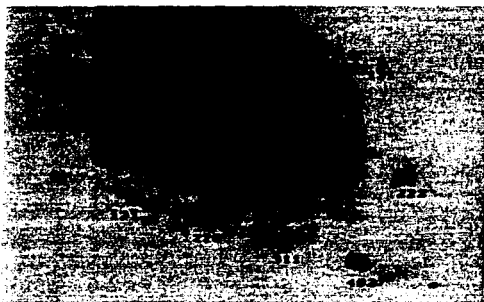
A partir de las muestras observadas por esta técnica, se pudieron identificar con ayuda de la difracción de electrones, algunos compuestos que se presentaron en la matriz de aluminio puro.

Para poder utilizar esta técnica, es condición necesaria que el material el cual vaya ser objeto de análisis, sea cristalino. Los patrones de difracción que se obtuvieron son característicos del cristal analizado. La zona analizada puede ser tan pequeña como 600 nm.

Los patrones de difracción proveen la información necesaria para poder determinar el tipo de sistema cristalino y los parámetros de red.

La difracción de electrones es totalmente distintiva de cada elemento cristalino, es decir, que los parámetros de red, las distancias y los ángulos entre planos nunca podrán ser iguales a los de otros elementos o compuestos. Es necesario realizar una medición de ángulos entre planos, ya que por medio de la difracción electrónica, la medición de distancia entre planos presenta cierto error.

Es así que se presenta en la fig.4.2 un patrón de difracción característico del aluminio, además de que se señalan en la tabla 4.1 sus características estructurales.



*Fig.4.2. Patrón de difracción característico del aluminio.*

Aluminio	d (Å)	h k l	ángulo entre [111] y otro h k l (calculado)	ángulo entre [111] y otro h k l
sistema cúbico fcc	2.338	111	0	0
parámetros de red: a = 4.0494	1.221	131	58.51	58.52
eje de zona: [112]	1.431	220	90	90
grupo espacial: Fm3m	0.9055	402	39.23	39.23

Tabla 4.1. Datos cristalográficos del aluminio.

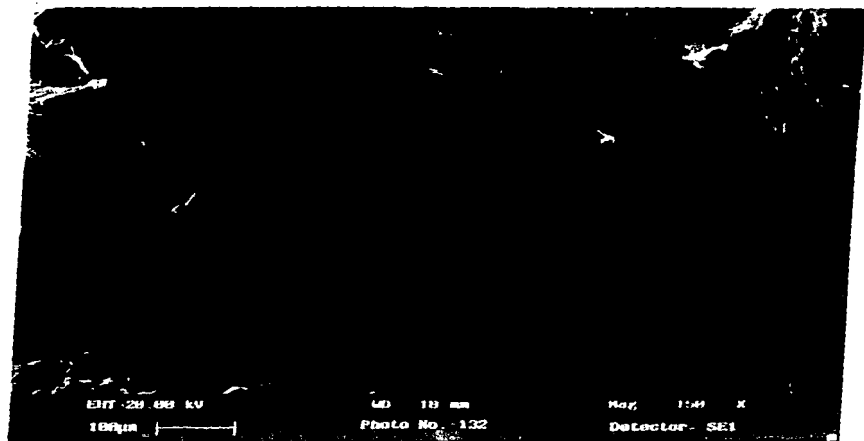
### Microscopía Electrónica de Barrido.

#### Fractografía de la matriz.

En general, la fractografía es un medio muy útil de describir la fractura de los materiales, teniendo como referencia específica la imagen original o la fotografía de la superficie dañada.

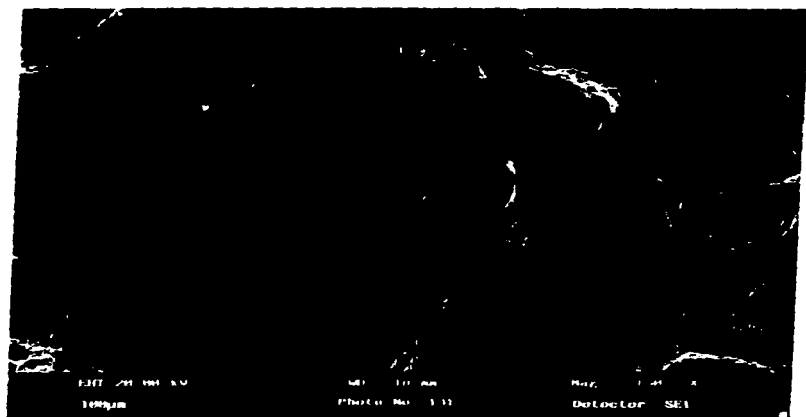
La fractura que se genera en aluminio, bajo un incremento continuo de carga esta asociada con la deformación plástica, que esencialmente es dúctil [19].

El tipo más familiar de fractura dúctil está relacionado con los ensayos de tensión, en donde se producen las fracturas típicas de copa y cono. Mediante los ensayos de tensión se pudo comprobar la ductilidad de la que es característica el aluminio puro. En la fig.4.2, se puede apreciar una fractografía del aluminio puro la cual presenta la fractura característica en forma de copa o de pequeños hoyuelos. Estas concavidades tienen un diámetro aproximado de 150  $\mu\text{m}$ ; y el espacio que existe entre cada concavidad es de alrededor de 10 a 100  $\mu\text{m}$  de longitud. La fig.4.4 es la contraparte de la sección de fractura mostrada en la fig.4.3.



*Fig 4.3 Imagen de fractografía realizada al aluminio puro por medio de MEB.*

Se destaca la presencia de burbujas o poros producidas durante el proceso de fabricación (vaciado del metal en estado líquido), estos defectos tienen un diámetro aproximado que oscila entre 50 y 100µm (parte superior e intermedia de las imágenes). Ver fig 4.3 y 4.4.



*Fig.4.4. Imagen de fractografía realizada a aluminio puro por MEB. Se puede observar con mas claridad los defectos de fabricacion ( burbujas o poros ).*

#### **4.1.3. Caracterización por Difracción de rayos-X.**

Por medio de un difractograma ( fig 4.5 ) se determino el grado de pureza del aluminio, en el cual el espectro nos muestra los picos característicos del material, de acuerdo a la ficha JCPDS ( tabla 4.2. ).

El limite de detección del equipo no nos permite apreciar ninguna otra fase presente aparte del aluminio.

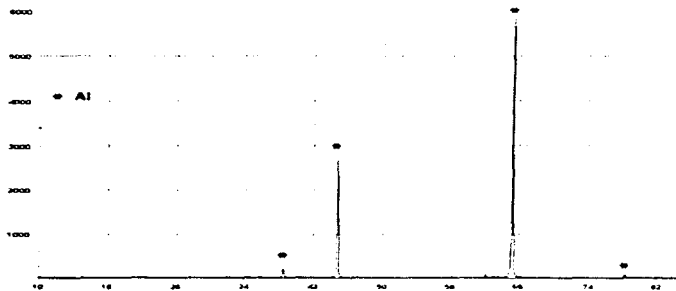


Fig.4.5. Espectro de DRX correspondiente al aluminio puro.

Aluminio puro		
Angulo $2\theta$	Plano h k l	distancia (Å)
38.472	111	2.338
44.738	200	2.024
65.133	220	1.431
78.227	331	1.221

Tabla 4.2. Datos correspondientes al difractograma de una muestra de aluminio puro.

#### 4.1.4. Pruebas mecánicas efectuadas sobre la matriz.

##### Tensión y compresión.

Como se menciona en el capítulo 2, los ensayos de tensión y compresión sirven para determinar las propiedades de los materiales que son importantes para el diseño, entre las más importantes, la

resistencia del material cuando es sometido a esfuerzos unidireccionales, ya sea de tensión o de compresión.

De las pruebas efectuadas a el aluminio puro, se obtuvieron los siguientes resultados( ver tabla 4.3.).

Tipo de material :Aluminio (alta pureza comercial)	Limite de cedencia (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
prueba de tension	29	68.79	7.28
prueba de compresion	38.5	-----	10.98

Tabla 4.3. Resultados de las pruebas de compresión y tensión realizadas sobre muestras de aluminio de alta pureza comercial.

### Desgaste

El ensayo de desgaste se realizó por un tiempo de 2 horas, con una carga de 1.25 kg., a una velocidad de 160 r.p.m. y sin aplicar ningún tipo de lubricante. Los parámetros de la prueba se mantendrán constantes.

En la tabla.4.4 se muestran los resultados de las pruebas de desgaste realizadas a las muestras de aluminio. El fin de estas pruebas fue establecer el desgaste de la matriz sin reforzar para posteriormente hacer un análisis comparativo de los resultados de las pruebas para los composites de aluminio puro, Al-B<sub>4</sub>C al 10% y Al-B<sub>4</sub>C al 20%.

Muestra	Peso inicial (g)	MASA PERDIDA ( g )				
		15 min.	30 min	60 min	90min	120 min
1a	2.189	0.003	0.006	0.01	0.014	0.020
2a	2.205	0.005	0.009	0.014	0.021	0.025
3a	2.193	0.003	0.009	0.015	0.02	0.026

Tab.4.4. Masa perdida del aluminio puro en 15, 30, 60, 90 y 120 minutos.

### Prueba de dilatación térmica.

Mediante el análisis termomecánico realizado a las probetas de aluminio puro comercial, se pudieron determinar los valores del C.E.T. experimentales, comparado con el valor teórico del coeficiente de expansión térmica del aluminio que es de  $23.6^{\circ}\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$  [19].

En la fig.4.6, se muestra una gráfica representativa de los resultados de las pruebas de dilatometría aplicadas a las muestras de aluminio puro. De la gráfica se observa un comportamiento lineal en el cambio de dimensión de la muestra con respecto a la temperatura.

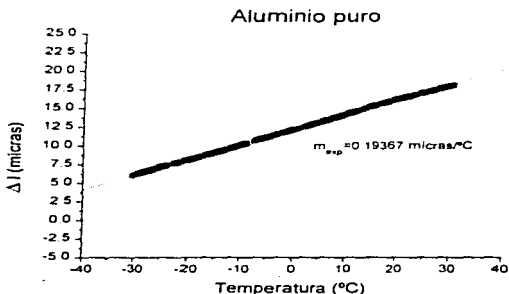


Fig.4.6. Gráfica representativa de los resultados experimentales de las pruebas de dilatometría aplicadas a la matriz de aluminio puro.

Por medio de una regresión lineal se obtuvieron las pendientes experimentales de las gráficas, estas pendientes representan el cambio de dimensión en las muestras del aluminio de alta pureza comercial. En la tabla 4.5, se resumen los resultados obtenidos de las pruebas de dilatación térmica aplicadas a las muestras de aluminio de alta pureza comercial.



Aluminio alta pureza comercial					
No. de muestra	Dimensiones (mm)	$m_{exp}$ prueba No.1 ( $\mu\text{m}/^{\circ}\text{C}$ )	$m_{exp}$ prueba No.2 ( $\mu\text{m}/^{\circ}\text{C}$ )	C.E.T. ( $^{\circ}\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$ ) Prueba No.1	C.E.T. ( $^{\circ}\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$ ) Prueba No.2
1	7.00	0.1921	0.1936	23.44	23.67
2	7.00	0.1934	0.1997	23.64	24.54
3	7.00	0.1917	0.1926	23.39	23.53

Tabla.4.5.Resultados de la prueba de dilatometría aplicada a las muestras de aluminio de alta pureza comercial.

El promedio del C.E.T. para el aluminio de alta pureza comercial es  $23.70 \text{ } ^{\circ}\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$

## **4.2. Caracterización de los compósitos Al-B<sub>4</sub>C al 10% y 20% en vol.**

### ***4.2.1. Análisis metalográfico.***

Mediante el análisis microscópico del compuesto Al-B<sub>4</sub>C se determinó que existe un refinamiento de grano en el compuesto después de haber sido vaciado en el molde.

Es posible que el responsable de este hecho sean pequeñas cantidades de boro disuelto en la matriz. También existe la posibilidad de que hayan partículas finas de B<sub>4</sub>C inferiores a 1  $\mu\text{m}$  ó partículas de AlB<sub>2</sub> formadas por reacción con la matriz, y que éstas sirvan como sitios de nucleación durante la solidificación del material permitiendo así el refinamiento de grano.

Existe cierta uniformidad en el tamaño de grano, y el área promedio que se obtuvo oscila entre 0.25 y 0.5  $\text{mm}^2$ . (ver fig.4.7.).

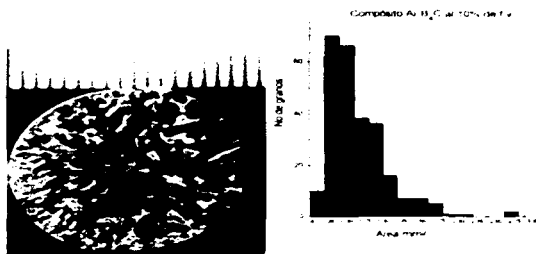


Fig.4.7. Imagen e histograma del tamaño de grano del composito Al-B<sub>4</sub>C al 10% de vol..

El analisis metalografico del composito de de Al-B<sub>4</sub>C al 20% tambien mostro un refinamiento de grano similar al observado para el composito al 10%, infiriendo de alguna manera que las razones en la disminucion del tamaño de grano para este composito son las mismas que para el composito al 10%. Se observa uniformidad en el tamaño de grano y el area promedio es de 0.3 mm<sup>2</sup> ( ver figura 4.8 ).

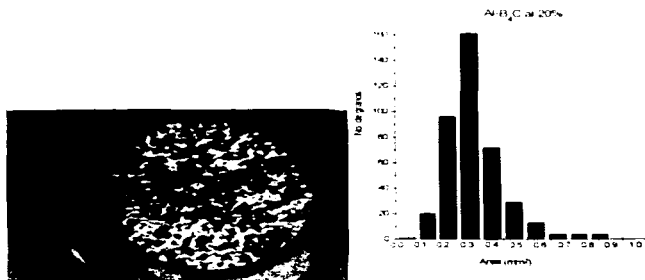


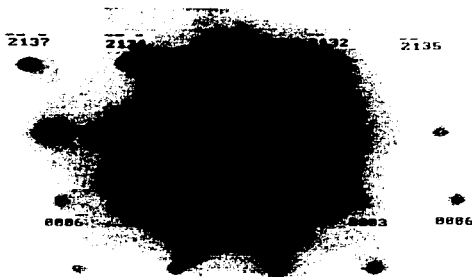
Fig.4.8. Imagen e histograma del composito Al-B<sub>4</sub>C al 20% en vol.

#### 4.2.2. Caracterización por Microscopía Electrónica.

##### *Microscopía Electrónica de Transmisión.*

Mediante el estudio por medio de MET se pudo determinar la presencia de boro disuelto en la matriz metálica de aluminio. El boro se localizó de manera dispersa en el compuesto, encontrándose que es del tipo  $\beta$ . En la fig.4.9 se muestra su patrón de difracción, así como los datos cristalográficos característicos de este tipo de boro (Ver tabla 4.6.)

Los patrones de difracción encontrados para el boro exhibieron todos la presencia de maclas. Una macla es un defecto cristalino que conlleva al apilamiento de cristales con una simetría de tipo espejo a lo largo de todo un plano, de tal modo que para la indexación de un patrón de difracción que presente una macla es necesario superponer el patrón de difracción de dos cristales, uno en imagen especular del otro.



**Fig.4.9. Patrón de difracción de electrones de una muestra del compuesto Al-B<sub>2</sub>C al 10% en vol. Se identifica boro- $\beta$ .**

Boro- $\beta$	d (Å)	h k l	ángulo entre 0003 y otro h k l ( calculado )	ángulo entre 0003 y otro h k l.
sistema hexagonal	8.454	0003	0	0
parámetros de red: a=10.925, c=21.8	4.27	2131	99.32	100
eje de zona : [1 2 0]	4.11	2132	71.84	72
grupo espacial: R-3m	3.49	2134	124	126
	3.31	-2-135	50.64	50

Tabla 4.6. Datos cristalográficos del boro- $\beta$ .

### Microscopía Electrónica de Barrido.

#### Fractografía del compuesto Al-B<sub>4</sub>C al 10% en vol.

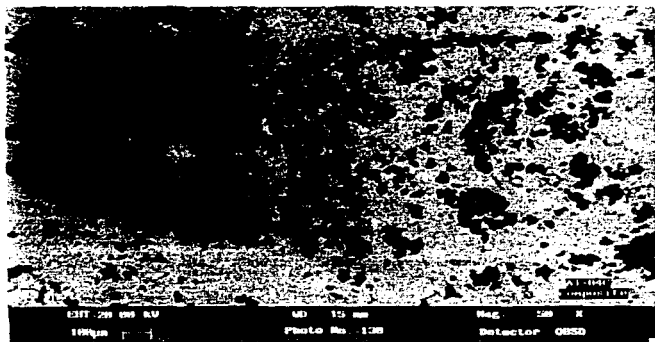
La fractografía del compuesto se realizó por medio de microscopía de barrido, siendo esta técnica una de las más adecuadas para capturar imágenes de las zonas fracturadas de un material, así como también poder entender el modo de fractura que sufrió el material después de un ensayo de tensión o compresión.

Mediante esta técnica se exploró en el compuesto la distribución de partículas de B<sub>4</sub>C en la matriz metálica y se identificaron las zonas de fractura que presenta el material.

Un factor importante en la fabricación de los compósitos, es la buena distribución de partículas que se origina en la matriz metálica, ya que de dicha distribución dependen las propiedades mecánicas del material. Una distribución homogénea del refuerzo cerámico le permitirá tener al compuesto una mejor cohesión matriz-partícula, lo que dará como resultado mejores propiedades mecánicas.

En las figuras 4.10 y 4.11, se observa en el compuesto una mala distribución de partículas de  $B_4C$ , hecho que se le puede atribuir a los parámetros que influyen en el proceso de fabricación del compuesto, como lo es la velocidad de incorporación de partículas y la agitación de la matriz fundida.

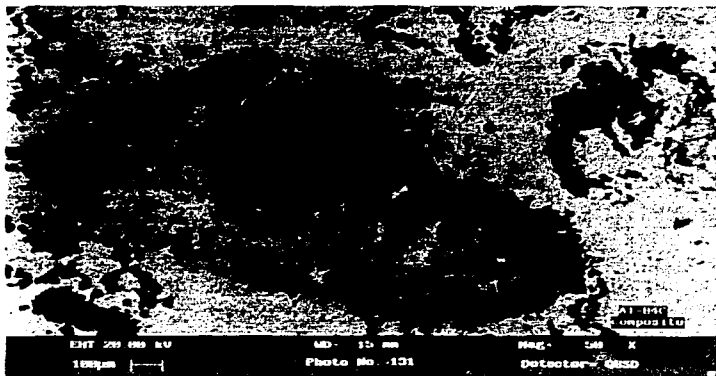
Los aglomerados de partículas que se observan en las imágenes tienen una forma característica de media luna, sus tamaños oscilan entre  $10.000 \times 30.000 \mu m^2$ . Su aspecto es ocasionado por el método de fabricación del compuesto, en donde la formación de una película de óxido de aluminio ( $Al_2O_3$ ) en el metal fundido, y la velocidad de incorporación y agitación, contribuyen a que las partículas de  $B_4C$  no se dispersen satisfactoriamente en la matriz metálica.



*Fig.4.10. Imagen de una muestra de Al-B<sub>4</sub>C al 10% obtenida por MEB, en la cual se muestra la mala distribución de las partículas de B<sub>4</sub>C en la matriz del compuesto.*

La película de óxido que se forma en la superficie del material es originada durante la elaboración del compuesto y por la exposición continua del material fundido al medio ambiente, e incorporada al compuesto cuando este ha sido agitado.

Se sabe que el aluminio es susceptible de captar hidrógeno (y gases atmosféricos como el oxígeno, durante las etapas de fusión y de vaciado del material fundido). En la figura 4.11, es posible apreciar la formación de una burbuja (comúnmente de hidrógeno), y que tiene un diámetro aproximado de 300µm. Esta clase de defectos que se forman en el material son causantes de que el comportamiento mecánico del material sea pobre en resultados.



*Fig 4.11. Imagen en MEB, la cual muestra aglomeraciones de partículas de B<sub>2</sub>C a 10% acompañadas de defectos de porosidad ocasionados por el atrapamiento de burbujas de hidrógeno.*

El hidrógeno aumenta su solubilidad en el aluminio fundido al aumentar su temperatura, y es expulsado durante la solidificación del material formando burbujas, un cierto porcentaje de estas burbujas sale al exterior, pero existe una cierta cantidad de estas que permanece en el aluminio, causando defectos de porosidad en la pieza sólida[73].

Existen varios factores que pueden generar hidrógeno, entre los que destacan:

- I. Humedad atmosférica.
- II. Productos químicos presentes en el metal.
- III. La agitación y formación del vortice en el proceso de fabricación.

En los composites, la porosidad por fases puede nuclearse heterogeneamente sobre la superficie de los reforzantes durante la solidificación y provocar la flotación de los mismos, la sujeción de partículas y burbujas juntas en el vortice, puede resultar en combinaciones de burbuja-partícula flotando en la aleación fundida. Las partículas se pueden adherir a las burbujas durante su movimiento dentro del metal fundido. Estos mecanismos son responsables de la creación de la porosidad en la interfase matriz-partícula, como se puede observar en la figura 4.12.

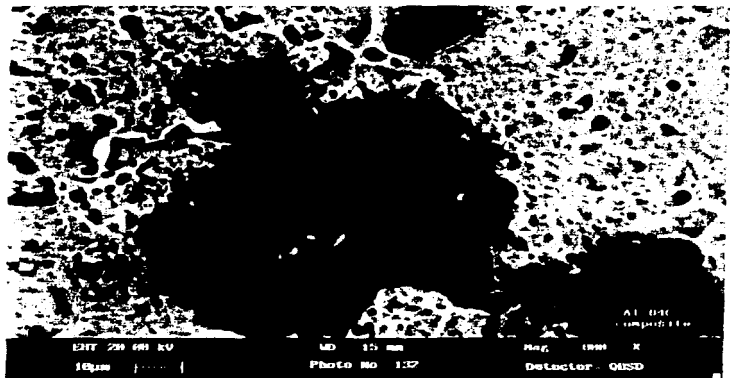


Fig.4.12. Imagen de una partículas de  $B_4C$  al 10% fijas en una burbuja. La imagen se obtuvo por MEB.

De la figura 4.13 se destacan varios aspectos de importancia:

- Se observa en el material una zona en donde se produce la fractura de cono y copa, y que se puede identificar como zona de fractura dúctil en donde la distribución de partículas de  $B_4C$  en la matriz de aluminio probablemente sea buena. El tamaño de los módulos o concavidades que se observan tienen un diámetro aproximado de 150 $\mu$ m.
- La fractura es originada a partir de la alta porosidad del material, el cual presenta las características de un material frágil tal como sucede en los cerámicos. Los conglomerados de partículas en algunas zonas del compuesto, que están asociados a los poros, tienen un tamaño promedio de una longitud aproximada de 500 $\mu$ m, y que son característicos de un tipo de clivaje.



Fig. 4.13. Fractografía del compuesto Al- $B_4C$  al 10%. Se observa la presencia de una zona de fractura dúctil, y la presencia de pequeños ramales alrededor de los poros, que son característicos del clivaje.



Existe la presencia de partículas incrustadas en zonas en donde se presume que la fractura es distintiva de un material dúctil[18,48,54], por lo que se puede decir que el refuerzo cerámico particulado no es totalmente responsable de que el material se comporte frágilmente. El tamaño de las partículas es de aproximadamente 30µm (ver fig 4.14.)



*Fig.4.14. Fractografía del compuesto mostrando incrustación de partículas en las zonas dúctiles. La fractografía se realizó por MEB.*

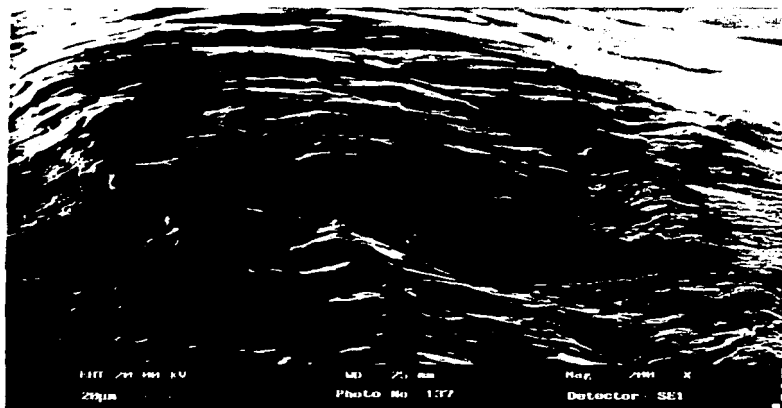
En el estudio de las muestras del compuesto destaca la presencia de la propagación de fracturas a través de zonas que se encuentran libres de partículas, observando la fractura por clivaje, que se caracteriza por la formación de ramales[18], como los que se observan en la imagen de la figura 4.15.

Mc.Danels[54] explica los diferentes tipos de fractura característicos de los compósitos particulados y destaca a el clivaje como un comportamiento frágil del material.

Segun Davidson[24] existen trayectorias de fractura comunes en los compositos, como:

- A través de regiones de la matriz con ausencia de partículas
- A través de partículas demasiado grandes.
- A lo largo de la interfase metal-cerámico.

Se encontro que la fractura típica del composito de Al-B<sub>4</sub>C al 10% es la que se propaga a lo largo de la interfase metal-cerámico, y en donde la fractura se da alrededor de las partículas y no al traves de ellas. ( fig.4.16 y 4.17 )



*Fig.4.15. Fractura por clivaje. La fractografía se realizó por MEB.*

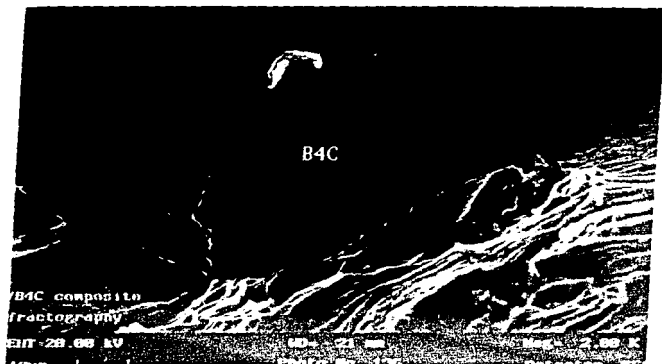


Fig.4.16. Fractografía del compuesto. Trayectoria de fractura entre partícula y matriz.

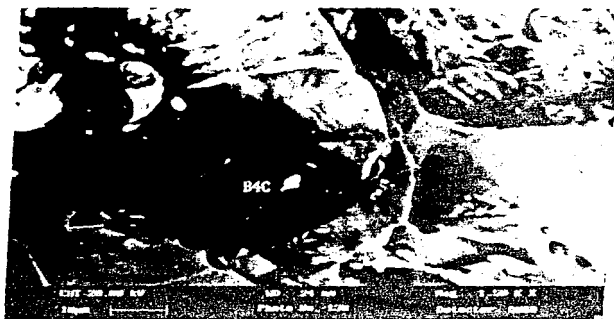
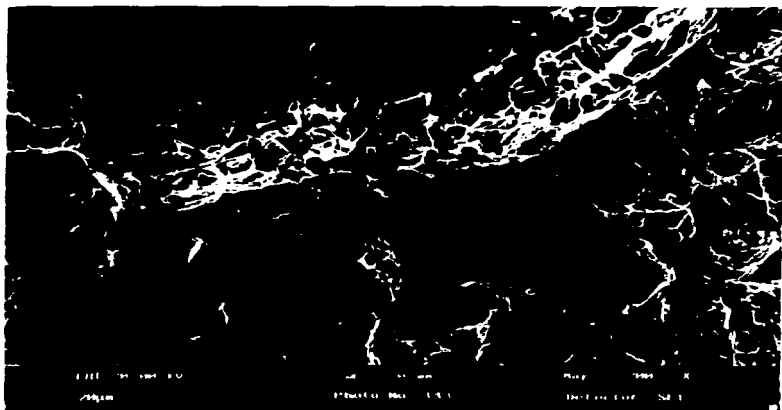


Fig.4.17. Fractografía del compuesto. Trayectoria de fractura entre partícula y matriz. La imagen se realizó por electrones retrodispersados.

### Fractografías del compuesto Al-B<sub>4</sub>C al 20%.

En la figura 4.18 y 4.19 se observan las fractografías del compuesto de Al-B<sub>4</sub>C al 20% en vol. en las cuales se pueden distinguir algunos de los defectos encontrados en ciertas muestras. Los defectos tales como poros y mala distribución de partículas de B<sub>4</sub>C pueden ser asociados al proceso de fabricación. La fractografía del compuesto de la figura 4.19 se realizó por MEB en modo de electrones retrodispersados, lo que permite distinguir un mayor contraste entre la interfase matriz y las partículas.



*Fig.4.18. Fractografía del compuesto de Al-B<sub>4</sub>C al 20% . Se observan defectos on el material que pueden ser asociados con el proceso de fabricación. La fractografía fue realizada por MEB.*



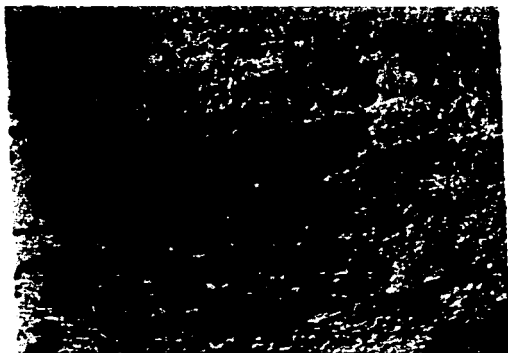
*Fig.4.19. Fractografía del compuesto del Al-B<sub>4</sub>C al 20% en vol. La fractografía se realizó por MEB en modo de electrones retrodispersados. Se distingue en un tono más claro la matriz metálica.*

En la figura 4.20 se puede observar una muestra que presenta una mala distribución de partículas de B<sub>4</sub>C. Esto genera en el material zonas de alta fragilidad. La fractografía fue hecha para una muestra de Al-B<sub>4</sub>C al 20% en vol. después de haber sido sometida a pruebas de impacto. La muestra absorbió muy poca energía (80% menos de la energía que absorbe una muestra de Al puro).



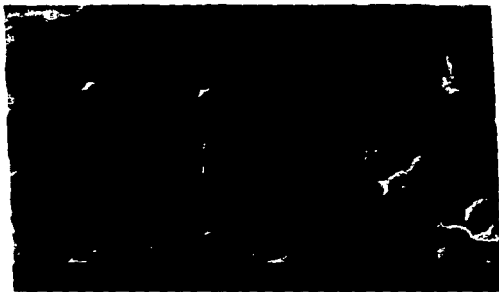
*Fig.4.20. Se observa en la fractografía del compuesto regiones con alta concentración de partículas de  $B_4C$ . La fractografía se realizó por MEB en modo de electrones retrodispersados.*

De la fractografía del compuesto de la figura 4.21 se observa una zona con buena distribución de partículas de  $B_4C$ . Cuando está se presenta, las propiedades del compuesto son en principio óptimas. Queda sin embargo, examinar el aspecto de cohesión entre la matriz-partículas que pudiera no ser el adecuado. Pero este aspecto del material no puede ser observado por esta técnica, por lo que se hace necesario recurrir a la técnica de microscopía electrónica de transmisión.



ESTA TESIS NO DEBE  
SALIR DE LA BIBLIOTECA

**Fig.4.21.** De la fractografía del compuesto se observa una zona con buena distribución de partículas de B<sub>2</sub>C. La fractografía se realizó por MEB en modo de electrones retrodispersados.



**Fig.4.22.** Fractografía interfase matriz-partícula, la cual no presenta reacción interfacial, ya que la zona se observa bastante limpia. La fractografía fue hecha por MEB.

### 4.2.3. Caracterización por Difracción de rayos-X.

En la figura 4.33, se muestra el espectro del compuesto Al-B<sub>4</sub>C al 10%. Se observa que las intensidades o picos del carburo de boro son pequeñas en comparación a los picos que presenta la matriz metálica de aluminio. En la tabla 4.7., se muestran los datos correspondientes al espectro.

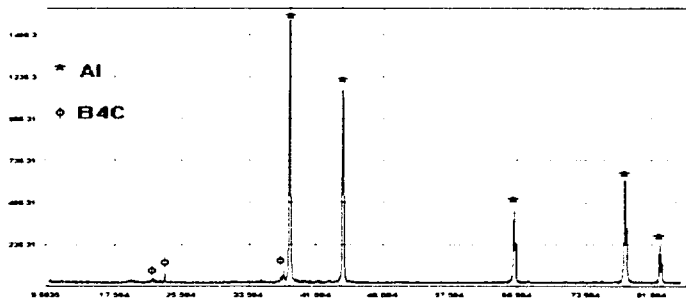


Fig.4.23. Espectro del compuesto Al-B<sub>4</sub>C 10%, obtenido por DRX.

Aluminio	Angulo 2θ	Plano h k l	Distancia en Å
	38.472	1 1 1	2.338
	44.738	2 0 0	2.024
	65.133	2 2 0	1.431
	78.227	3 1 1	1.221
B <sub>4</sub> C	82.435	2 2 2	1.169
	Angulo 2θ	Plano h k l	Distancia en Å
	22.038	0 0 3	4.03
	23.579	0 1 1 2	3.77
	37.685	0 2 2 1	2.385

Tabla 4.7. Datos correspondientes al espectro del compuesto Al-B<sub>4</sub>C 10%.



Para analizar la pureza del  $B_4C$  utilizado en la fabricación de los compósitos se aplicó la difracción de rayos X, método por el cual es posible conocer el ángulo e intensidad característico para cada plano de la celda estudiada. Este tipo de estudio es confiable cuando se trata de identificar especies bien cristalizadas y en proporción másica superior al 2%.

El espectro de  $B_4C$  obtenido mediante esta técnica, mostró que el carburo que se empleó para fabricar el compósito contiene carbón, como se observa en la fig.4.34. Las impurezas de C son características de cualquier  $B_4C$  comercial. Este carbono pudiera ser dañino en las propiedades del compósito, si en base a éste, se formará el compuesto  $Al_4C_3$ . Los picos e intensidades pertenecientes al  $B_4C$  se señalan en la tabla 4.8.

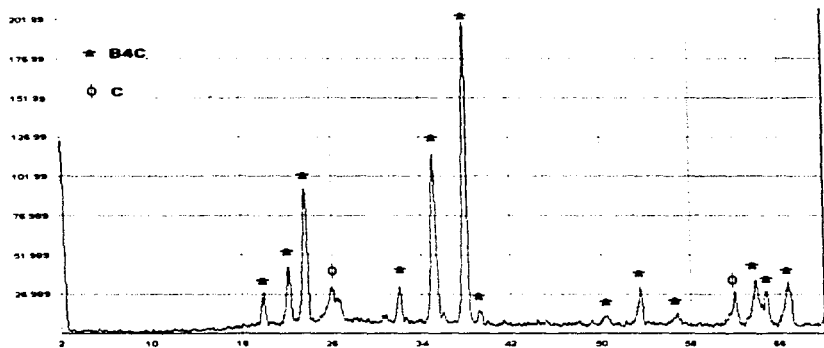


Fig 4.24. Espectro de  $B_4C$  obtenido por medio de DRX.

<b>B<sub>2</sub>C</b>	<b>Angulo 2θ</b>	<b>Plano h k l</b>	<b>Distancia en Å</b>
	19.712	1 0 -1 1	4.5
	22.26	0 0 0 3	3.993
	23.579	0 1 1 2	3.77
	31.901	1 1 2 0	2.803
	34.89	1 0 1 4	2.569
	37.685	0 2 2 1	2.385
	39.045	1 1 2 3	2.305
	50.192	2 1 3 1	1.8161
	53.472	2 0 2 5	1.7122
	56.473	1 0 1 7	1.6281
	63.472	1 2 3 5	1.4644
	64.411	0 1 1 8	1.4453
	66.525	2 2 4 0	1.4044
<b>Carbón</b>	<b>Angulo 2θ</b>	<b>Plano h k l</b>	<b>Distancia en Å</b>
	26.603	0 0 0 3	3.348
	63.685	0 1 1 5	1.46

Tabla 4.8. Datos cristalográficos correspondientes al espectro de B<sub>2</sub>C

#### 4.2.4. Pruebas mecánicas.

El comportamiento mecánico de un material compuesto es una propiedad que depende de sus constituyentes y de los procesos térmicos a los cuales se haya sometido el compuesto. Las etapas de producción de un compuesto tales como la fundición, el conformado y los tratamientos térmicos; pueden alterar las propiedades mecánicas, debido a que dichos procesos pueden influir en el tamaño de grano, en la concentración de partículas, en la densidad de dislocaciones, en la porosidad y en las reacciones químicas que puedan ocurrir entre los elementos del compuesto.

Las propiedades mecánicas de los materiales se determinan realizando ensayos cuidadosos de laboratorio que reproduzcan las condiciones de servicio de los materiales hasta donde sea posible. Los factores que deben considerarse son la naturaleza de la carga aplicada, su duración, así como las condiciones del medio.

Según Davidson[24], el comportamiento y/o propiedades mecánicas de un compuesto particulado es debido a tres factores principales:

1. *Los procesos de manufactura.* Los cuales determinan los posibles defectos que pueda tener el material, tales como poros o una mala distribución del refuerzo cerámico en la matriz
2. *El tamaño de la partícula.* La adhesión de partículas pequeñas ( menores de 1  $\mu\text{m}$  ) incrementan los valores de dureza y de esfuerzo de la matriz metálica, debido a que el refuerzo cerámico particulado impide el deslizamiento entre planos cuando se intenta deformar plásticamente el material. Partículas entre 10-50  $\mu\text{m}$  comparten y soportan mayoritariamente la carga aplicada al compuesto.
3. *La distribución de partículas en la matriz metálica.* Una mala distribución de partículas en la matriz generara aglomeraciones por parte del refuerzo, provocando así, que el material tienda a fragilizarse en determinadas zonas.

Los resultados que se obtengan por medio de las distintas pruebas mecánicas, nos permitirán conocer el grado de cohesión entre el refuerzo cerámico y la matriz metálica, e intuir los defectos de fabricación como lo son la porosidad del material e inclusiones de impurezas.

#### ***Pruebas de tensión y compresión.***

Se aplicaron este tipo de pruebas para comprobar la resistencia del material cuando es sometido a esfuerzos unidireccionales, ya sean de tensión o compresión. Los resultados que arrojarán estas pruebas fueron poco satisfactorios, ya que no se observaron cambios considerables en las características mecánicas entre el aluminio y el compuesto.

De lo dicho anteriormente, se comprueba la importancia que tiene el proceso de fabricación del compuesto y de como afecta a las propiedades mecánicas del material, debido a la presencia de poros y/o a la mala distribución del refuerzo cerámico como ya fué reportado en el estudio de las fractografías del material..

En la tabla 4.9, se presentan los resultados de los ensayos de tensión aplicados a los compósitos Al-B<sub>4</sub>C al 10% y 20% en vol.

Tipo de material	Refuerzo cerámico	Fracción volumétrica (%)	Límite de cedencia (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
Aluminio	-----	0	29	68.79	7.28
Al-B <sub>4</sub> C 10%	B <sub>4</sub> C	10	32	55.66	5.34
Al-B <sub>4</sub> C 20%	B <sub>4</sub> C	20	-----	-----	-----

**Tabla 4.9. Resumen de los resultados de los ensayos de tensión aplicados a los composites de Al-B<sub>4</sub>C al 10% y 20%.**

\* No se obtuvieron resultados de los ensayos de tensión para los composites de Al-B<sub>4</sub>C al 20%, debido a la dificultad de fabricar y obtener probetas de buena calidad para realizar este tipo de ensayo. El problema consistió básicamente en el vaciado del composite en la lingotera para la fabricación de las probetas, debido a la pastosidad de la mezcla el material no se depositaba homogéneamente en el interior de la lingotera, obteniendo así probetas que no tienen la suficiente calidad.

Los resultados de las pruebas de compresión que se aplicaron a los composites de Al-B<sub>4</sub>C al 10% y 20%, se presentan en la tabla 4.10.

Material	Refuerzo (partículas)	Fracción volumétrica (%)	Límite de cedencia (MPa)	Elongación (%) Carga 10 tons.
Aluminio puro	-----	0	38.5	10.98
Al-B <sub>4</sub> C al 10%	B <sub>4</sub> C	10	52.6	7.25
Al-B <sub>4</sub> C al 20%	B <sub>4</sub> C	20	53.0	6.72

**Tabla 4.10. Resultados de las pruebas de compresión aplicadas a los composites de Al-B<sub>4</sub>C al 10 y 20%. Se hace la comparación con los resultados obtenidos de las pruebas de compresión hechas para el aluminio de alta pureza comercial.**

De los ensayos de compresión aplicados a los composites se puede decir que:

- El límite de cedencia ( $\sigma_c$ ) de los composites aumenta aproximadamente en un 38% con respecto al  $\sigma_c$  del aluminio de alta pureza comercial.

- El porcentaje de elongación del compuesto se ve disminuido en un 63.4 % con respecto al porcentaje de elongación del aluminio puro bajo una carga de 10 ton.
- No se reportan valores de módulo elástico, pues no se observó ningún cambio considerable en los valores tanto de compresión, como de tensión.

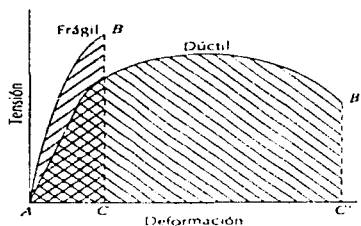
De los ensayos de tensión se infiere lo siguiente:

- El límite de cedencia del compuesto aumenta aproximadamente en un 10% con respecto al del aluminio puro.
- El UTS del compuesto disminuye aproximadamente en un 23%.
- La elongación también se ve disminuida en un porcentaje de 36.33 % .

### ***Pruebas de impacto.***

La tenacidad de un material es un término mecánico que se utiliza en varios contextos; en sentido amplio, es una medida de la capacidad de un material de absorber energía antes de la fractura. La geometría de la probeta así como la manera con que se aplica la carga son importantes en la determinación de la tenacidad. En el caso de condiciones de carga dinámicas ( alta velocidad de deformación ) y cuando una entalla ( o sea un concentrador de tensiones ) está presente, la tenacidad a la entalla es evaluada utilizando ensayos de impacto. Además, la tenacidad de fractura es una propiedad que nos indica la resistencia a la fractura de una material cuando existe una grieta. Las unidades de la tenacidad medidas en una curva  $\sigma$ - $\epsilon$  son energía por unidad de volumen de material [19].

Para que un material sea tenaz, debe poseer tanto alta resistencia como ductilidad; y, a menudo los materiales dúctiles son más tenaces que los frágiles. Esto se ve en la figura 4.25, en la cual están representadas las curvas tensión-deformación para ambos tipos de materiales. Por consiguiente aun cuando los materiales frágiles tienen mayor límite elástico y mayor resistencia a la tensión, tienen menor tenacidad que los materiales dúctiles a causa de la falta de ductilidad; esto se puede deducir comparando las áreas  $ABC$  y  $AB'C'$  de la figura [19].



**Fig.4.25. Representación esquemática de los diagramas de tensión de materiales frágiles, y dúctiles ensayados hasta la fractura.**

En una prueba de impacto, el interés principal es el de medir la energía que es capaz un material de absorber después del impacto. Esta energía se mide en Joules.

El valor de la energía absorbida promedio para el aluminio puro fue de *142.75 Joules*, mientras que los valores para los compósitos de Al-B<sub>4</sub>C al 10 y 20% en vol., fueron de *125.21 Joules* y *25.4 Joules*, respectivamente.

Es importante hacer notar el hecho de que el valor de la energía absorbida por el compósito al 20% se haya reducido en un 80% con respecto al valor del aluminio puro, lo que nos hace suponer que el compósito es un material que absorbe muy poca energía antes de la fractura, y por lo tanto bastante frágil.

La energía absorbida por el compósito al 10% es mucho mayor que con respecto al compósito al 20%, entonces podemos decir que el material no tenderá a fragilizarse tan drásticamente como lo hace el segundo.

#### ***Pruebas de desgaste.***

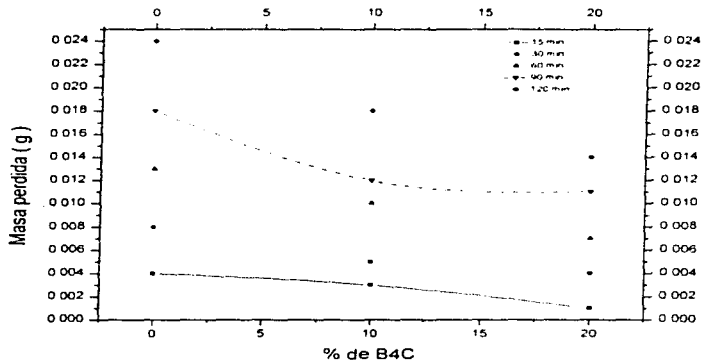
Las pruebas de desgaste que se aplicarán a los compósitos, se realizarán de la misma manera que para el aluminio de alta pureza comercial.

En la tabla 4.11, se muestran los resultados de las pruebas de desgaste aplicadas a los compositos de  $Al-B_4C$  al 10 y 20% en vol. Se hace una comparacion de la perdida de masa para los diferentes materiales que se fabricaron, pudiendo observar que el composito con fraccion de particulas al 20% pierde menos masa que el composito con un 10% y que el aluminio de alta pureza comercial

Material.	Muestra	Peso inicial (g)	MASA PERDIDA (g)				
			15 min.	30 min	60 min	90min	120 min
Aluminio puro	1a	2.189	0.003	0.006	0.01	0.014	0.020
	2a	2.205	0.005	0.009	0.014	0.021	0.025
	3a	2.193	0.003	0.009	0.015	0.02	0.026
Al- $B_4C$ al 10%	1b	2.207	0.003	0.005	0.013	0.014	0.017
	2b	1.941	0.001	0.002	0.005	0.007	0.012
	3b	1.933	0.004	0.008	0.012	0.016	0.024
Al- $B_4C$ al 20%	1c	2.111	0.002	0.006	0.008	0.012	0.016
	2c	2.033	0.001	0.003	0.006	0.012	0.013
	3c	1.992	0.001	0.002	0.007	0.009	0.012

Tabla 4.11. Comparación de la pérdida de masa de los distintos materiales al aplicarles las pruebas de desgaste.

En la figura 4.26, se recalca la influencia del  $B_4C$  en los resultados de las pruebas de desgaste. Se observa que a mayor cantidad de incorporación de carburo de boro, será menor la pérdida de masa.



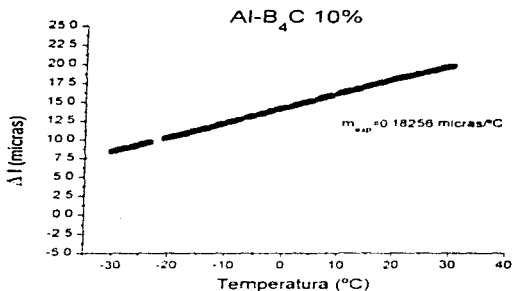
**Fig.4.26. Influencia de la incorporación del carburo de boro en los resultados de las pruebas de desgaste.**

### **Prueba de dilatación térmica**

#### **Composito Al-B<sub>4</sub>C al 10%**

De las muestras del compuesto de Al-B<sub>4</sub>C al 10% a las cuales se les aplicó la prueba de dilatometría, se obtuvieron al igual que para las muestras de aluminio puro, 6 gráficas, de las cuales se presentara la más representativa ( fig.4.27 ). Se observó un comportamiento lineal en los resultados de las pruebas del análisis termomecánico para la obtención del C.E.T. experimental. Siguiendo el mismo procedimiento que para el aluminio de alta pureza comercial; se obtendrán los valores del C.E.T. experimental de los compósitos.





**Fig. 4.27.** Gráfica representativa de los resultados experimentales de las pruebas de dilatométrica aplicadas al compuesto de Al-B<sub>4</sub>C al 10%.

En la tabla 4.12 se muestran los C.E.T. experimentales del compuesto.

Composito Al-B <sub>4</sub> C al 10%					
No. de muestra	Dimensiones (mm)	$m_{exp}$ prueba No.1 ( $\mu\text{m}/^\circ\text{C}$ )	$m_{exp}$ prueba No.2 ( $\mu\text{m}/^\circ\text{C}$ )	C.E.T. ( $^\circ\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$ ) Prueba No.1	C.E.T. ( $^\circ\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$ ) Prueba No.2
1	7.00	0.1850	0.1853	22.44	22.47
2	7.00	0.1824	0.1852	22.06	22.46
3	7.00	0.1827	0.1825	22.10	22.08

**Tabla 4.12.** Resultados de la prueba de dilatométrica aplicada al compuesto de Al-B<sub>4</sub>C al 10%

El valor promedio de C.E.T. para el compuesto de Al-B<sub>4</sub>C al 10% resulta de  $22.27 \text{ }^\circ\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$ .

Composito Al-B<sub>4</sub>C al 20%.

Se presenta la gráfica representativa del comportamiento lineal de los resultados experimentales de la prueba de dilatométrica para el composito de Al-B<sub>4</sub>C al 20% ( fig.4.28 )

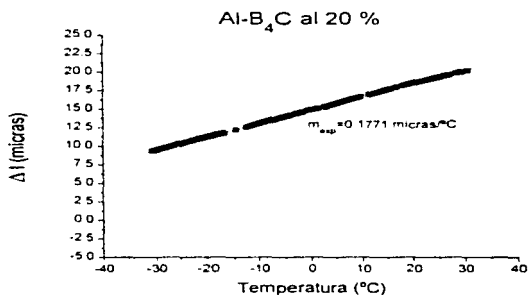


Fig.4.28. Gráfica representativa de los resultados experimentales de las pruebas de dilatométrica aplicadas a los compositos de Al-B<sub>4</sub>C al 20% en vol.

En la tabla 4.13 se muestran los C.E.T. experimentales del composito al 20%.

Composito Al-B <sub>4</sub> C al 20%					
No. de muestr a	Dimensiones (mm)	$m_{exp}$ prueba No.1 ( $\mu\text{m}/^{\circ}\text{C}$ )	$m_{exp}$ prueba No.2 ( $\mu\text{m}/^{\circ}\text{C}$ )	C.E.T. ( $^{\circ}\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$ ) Prueba No.1	C.E.T. ( $^{\circ}\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$ ) Prueba No.2
1	7.00	0.1765	0.1741	21.21	20.87
2	7.00	0.1772	0.1771	21.31	21.30
3	7.00	0.1782	0.1709	21.46	20.41

Tabla 4.13. Resultados de la prueba de dilatométrica aplicada al composito de Al-B<sub>4</sub>C al 20%.

# *Conclusiones*

## Conclusiones.

De los resultados obtenidos del capítulo anterior se concluye lo siguiente:

Se encontró una relación directa entre el porcentaje de incorporación de partículas y el nivel de desgaste que sufren los compósitos. El interés de esto, es obtener un material que pueda ser utilizado en aplicaciones específicas como herramientas de corte o de desbaste. Esto último a condición de poder lograr una incorporación local de partículas mayor a 80 %, y que el calentamiento de la pieza de corte no sea excesivo ( lo cual puede lograrse con lubricantes y trabajando a bajas velocidades ).

Con respecto al coeficiente de dilatación térmica lineal se encontró que este se ve reducido al ir incrementado el porcentaje de refuerzo cerámico particulado. Esto es de gran interés para la obtención de piezas que requieran de una gran estabilidad dimensional.

Las pruebas de fractografía sobre probetas de impacto mostraron interfaces abruptas y partículas descohesionadas de la matriz en muchas zonas lo que seguramente motivó los bajos valores de esfuerzo de cedencia registrados en las pruebas de tensión y compresión en particular para el compósito al 20% en vol. Sin embargo en otras zonas se vio un tipo de fractura dúctil en presencia de partículas lo cual es alentador para estudios futuros.

Por lo que se refiere a la interfase, esta es reactiva y los productos que se forman son  $Al_4BC$  alojado principalmente en la frontera con las partículas de  $B_4C$ , y  $AlB_2$  disperso en la matriz.

Desde el punto de vista termodinámico, la influencia de la interacción  $Al-B_4C$  en dureza y tamaño de grano son aspectos de gran interés pues como en casi todo material de uso práctico se requiere en general un tamaño de grano fino y en este caso tal resultado se presenta de manera natural. La disminución en el tamaño de grano puede estar influenciada por dos factores:

1. Es posible que durante el proceso de elaboración de los compósitos se haya originado la liberación de pequeñas cantidades de boro al estar las partículas de  $B_4C$  en contacto directo con la matriz líquida originando el refinamiento de grano en el material una vez que este haya sido colado.
2. Existe la posibilidad de que las partículas más finas de  $B_4C$  e inferiores a  $1\mu m$  o partículas de  $AlB_2$  formadas por la reacción de las partículas de  $B_4C$  con la matriz metálica, sirvan como sitios de nucleación en el compósito permitiendo así, el refinamiento de grano.

Se obtuvo que el máximo de incorporación de refuerzo cerámico por el método Vortex fue de 20% en vol. Sin embargo, el compuesto así formado posee defectos inherentes a su preparación, que lo hacen demasiado frágil desde el punto de vista mecánico.

Se diseñó entonces un nuevo método de fabricación en base a un sistema centrífugo que está siendo probado y que pretende agrupar las partículas en la periferia para alcanzar porcentajes de incorporación mayores al 20%.

De manera puntual los resultados más relevantes de este trabajo se pueden resumir en los siguientes puntos:

- 1) El máximo permisible de incorporación de partículas de  $B_4C$  en los composites fabricados por el método Vortex fue de 20 % en vol.
- 2) La capacidad abrasiva para un compuesto de  $Al-B_4C$  al 20% en vol se ve incrementada en un 42.37 %, y en un 25% para un compuesto de  $Al-B_4C$  al 10% de vol., con respecto a la capacidad abrasiva del aluminio puro.
- 3) El coeficiente de dilatación térmica lineal se ve reducido en un 11 % para el compuesto de  $Al-B_4C$  al 20% , y en un 6.03 % para el compuesto de  $Al-B_4C$  al 10%.
- 4) La interface reactiva entre el Al y el  $B_4C$  y/o las partículas inferiores a 1  $\mu m$  de  $AlB_2$  y  $B_4C$  conllevan a una reducción de grano del 31 % entre la matriz sin reforzar y la matriz del compuesto al 20% en vol.

Los aspectos a considerar para mejorar las características mecánicas y microestructurales resultantes del estudio de los compósitos de  $Al-B_4C$  son:

- a) Mejorar la humectación entre partículas de  $B_4C$  y Al mediante la adición de agentes externos tales como el Mg.
- b) Aplicar presión en estado líquido durante el proceso de colada de manera a reducir los problemas de porosidad
- c) Depurar el proceso de fabricación por el método de Vortex, realizando algunas modificaciones y mejoras en el control de las variables del proceso, tales como la velocidad, posición y diseño del agitador para una mejor y más rápida distribución e incorporación de partículas en la matriz.

# **Bibliografía**

## Bibliografía.

1. **Amateu (M.F.)**, Progress in the development of graphite-aluminum composites using liquid infiltration technology *J. Composite Materials*, 1976, Vol. 10, p. 279-295
2. **Arsenault (R.J.)**, The strengthening of aluminum alloy 6061 by fiber and platelet silicon carbide *Materials Science and Technology*, 1984, vol. 64, pp. 171-181
3. **Arsenault (R.J.)**, **Fisher (R.M.)**, Microstructure of fiber and particulate SiC in 6061 Al composites *Scripta Metallurgica et M.*, 1983, vol. 17, pp. 67-71
4. **Askeland Donald R.**, La ciencia e ingeniería de los materiales. Edit Iberoamericana, 1987, pp. 107
5. **ASM**, Aluminum mill products *Metals Handbook 9<sup>th</sup> Edition Vol. 2 ASM*, pag. 44-51
6. **ASM**, Heat treatment of aluminum alloys *Metals Handbook 9<sup>th</sup> Edition Vol. 2 ASM*, pag. 28-31
7. **ASTM B557-84** Standard Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum- and Magnesium-Alloy Products *Annual Book of ASTM Standards 1993 Vol. 03.01*
8. **ASTM E 9-89**, Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature *Annual Book of ASTM Standards 1993 Vol. 03.01*
9. **ASTM E 23-93a**, Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. *Annual Book of ASTM Standards 1993 Vol. 03.01*
10. **ASTM E 209-65**, Standard Practice for Compression Test of Metallic Materials at Elevated Temperatures with Conventional or Rapid Heating Rates and Strain Rates *Annual Book of ASTM Standards 1993 Vol. 03.01*
11. **ASTM E 407-70**, Standard Test Methods for Microetching Metals and Alloys *Annual Book of ASTM Standards 1993 Vol. 03.01*
12. **Beauvy (M.)**, Stoichiometric limits of carbon-rich boron carbide phases *J. Less-Common Met.*, 1983, Vol. 90, p. 169-175
13. **Beauvy (M.)**, **Angers (R.)** Method for the determination of free graphite in boron carbide *J. Less-Common Met.*, 1981, Vol. 80, p. 227-233
14. **Bertin (E.P.)**, Principles and practice of X-Ray Spectrometric Analysis. Plenum Press, New York, 1975
15. **Bouchacourt (M.)**, **Thevenot (F.)**, Analytical investigations in the B-C system. *J. Less-Common Met.*, 1981, Vol. 82, p. 219-226
16. **Bouchacourt (M.)**, **Thevenot (F.)**, The properties and structure of the boron carbide phase. *J. Less-Common Met.*, 1981, Vol. 82, p. 227-235.

17. **Bouchacourt (M.), Thevenot (F.), Rusto (J).** Etudes sur le carbure de bore III Domaine d'existence de la phase carbure de bore J Less-Common Met. 1978. Vol.59, p. 139-152.
18. **Broek (D).** Elementary engineering fracture mechanics Kluwer Academic Publishers. 1991.
19. **Callister (W.D).** Materials science and engineering (an introduction) John Wiley and sons, Inc. 1994
20. **Chernyshova (T.A), Rebrov (A.V).** Interaction kinetics of boron carbide and silicon carbide with liquid aluminum J Less-Common Met. 1986. Vol.117, p 203-207
21. **Chou (T.W.), Kelly (A) and Okura (A).** Fibre-reinforced metal matrix composites Composites 1985, vol. 16, no 3, pp 187-206
22. **Christman (T), and Suresh (S).** Microstructural development in an aluminum alloy-SiC whisker composite Acta Metallurgica, 1987, vol 36, no 7, pp 1691-1704
23. **Cook (C.R.), Yun (D.I.), Hunt (W.H.).** System optimization for Squeeze Cast composites. Proc Int. Symp on Adv in Cast Reinforced Metal Composites Chicago U S.A. 1988, pp. 195-204.
24. **Davidson (D.L.).** Fracture characteristics of Al-4 pct Mg mechanically alloyed with SiC. Metallurgical Transactions A, 1987, vol 18A, pp. 2115-2128
25. **Delannay (F.), Froyen (L.), Deruyttere (A.).** Review. The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metals-matrix composites. J. Mat. Sci 1987, Vol. 22, p. 1-16.
26. **Divecha (A.P.), Fishman (S.G.), and Karmarkar (S.D.).** Silicon carbide reinforced aluminum- a formable composite. Journal of metals, September 1981, pp. 12-17.
27. **Ellasson (J.), Sandström (R.).** Analysis of the coherence of published data aluminum matrix composites. J. of Testing and Evaluation, 1995, vol 23, pp. 288-294.
28. **Everett (R.K.), Arsenault (R.J.).** Metal Matrix Composites. Processing and Interfaces. Academic Press Inc. USA, 1991.
29. **Felten (E.J.).** The preparation of Aluminium Diboride  $AlB_2$  J. Am. Chem. Soc 1956, Vol. 78, pp. 5977-5978
30. **Flores Correa Raymundo,** Estudio e influencia de la interfase metal-cerámico sobre las propiedades mecánicas del compuesto  $Al-B_4C$ . Tesis IME-UNAM México. D F., 1996.
31. **Foltz, John V.** Metal-Matrix Composites. Metals Handbook. Vol.2, 3a Edition 1990. pp 903-912.
32. **Fukunaga (H.).** Squeeze Casting processes for fibers reinforced metals and their mechanics properties. Proc. Int. Symp. on Adv. in Cast Reinforced Metal Composites, Chicago USA 1988, p. 101-107.



33. **Ghosh (P), Prasad (P)**, *Metallk.* 75, 1989, pp370
34. **Giese (R.F.), Economy (J.), Matkovich (V.I.)** Topotactic transition in  $C_4AlB_{24}$  *Acta Crystallogr.* 1966, Vol. 20, p 697-98
35. **Girot, F.A, Quenisset J.M.**, Discontinuously - Reinforced aluminum matrix composites, *Compos. Sci Technol.* Vol 30, 1987, p 155
36. **Gobin (P.F.)**, Composites a matrice metallique et a fibres longues inorganiques *Proc.I.N.S.A Lyon, Fr.*, 1988, p p 1-17
37. **González (G)**, Reactivite et Caracterisation Microestructurale a L'interface B4C/Al. *Aplication aux Composites a Fibres de Carbone Tesis Doctoral del INSA*, 1993
38. **González (G.), Esnouf (C.), Epicier (T.)**, Structural study of a new aluminium-rich boron-carbide at the case of a reactional interface B4C/Al. *Proc IIb 92. Thessaloniki Greece juin 1992.* ( à paraitre en 1993) .
39. **Granger (D.A.)**, Solidification structures of aluminum alloy ingots. *Metals Handbook*, ASM, 8th edition, vol. 8
40. **Guilliat, Brett**, X-Ray diffraction studies of some sols and gels *Journal of Materials Sci. Lett.* 1974, Vol. 9, pp 2067-2068
41. **Guinier (A.)**, Théorie et technique de la radiocristallographie. Paris Dunod, 1956-2<sup>e</sup>edition 736 p.
42. **Halverson (C.D.), Pysyk (J.A.), Aksay (A.), Snowden (W.E.)**, Processing of boron carbide- aluminum composites. *J. Am. Ceram Soc.*, 1989, Vol.72, N° 5, p. 775-780
43. **Hasson (D.F.), Hoover (S.M.), Crowe (C.R.)**, Effect of thermal treatment on the mechanical and toughness properties of extruded SiCw/aluminium 6061 metal matrix composite. *Journal of Materials Sci.* Vol. 20, 1985, pp 4147-4154.
44. **Hatch (J.E.)**, Aluminum: Properties and physical metallurgy. ASM (American Society for Metals), 1984.
45. **Hearle (J.W.S.), Sparrow (J.T.) and Cross (P.M.)**, The use of the Scanning Electron Microscope. Pergamon Press LTD, Great Britain, 1973, p. 1-22.
46. **Heinrich (Kurt F.J.)**, Electron Beam X-Ray Microanalysis. Van Nostrand Reinhold Company, USA 1981, p.467-514.
47. **Inoue (Z), Tanaka (H.), Inomata (Y.)**, Synthesis and x-ray crystallography of aluminium boron carbide, Al8B4C7. *Journal of Mat. Science* 1980, Vol. 15, p. 3036-40.
48. **Kim (G.H.), Sarikaya (M), Millus (D.L.)**, Microstructural and fractographic characterisation of B4C-Al cermets tested under dynamic and static loading, *Proceedings of the 47th annual meeting of the electron microscopy soc. of America*, 1989, pp. 562-563.

49. **Lartigue (S.), Male (G.)**. Contribution to the study of tetragonal compounds in the boron carbon system *J Mat Sci Lett* . 1988. Vol 7. p 153-56
50. **Lee (S.M.)**. International encyclopedia of composites, VCH Publishers. 1988. Vol 3
51. **Leonhardt (G), Kieselstein (E), Podlesak (H), Than (E.), Hofmann (A.)**. Interface problems in aluminium matrix composites reinforced with coated carbon fibres *Materials Science and Engineering* . 1991. Vol A135. p 157-160
52. **M.Manoharan and J.J. Lowandowski**, Effect of reinforcement size and matrix microstructure on the fracture properties of an aluminum metal matrix composites. Departement of Materials Science and Engineering. Case Western Reserve University. Cleveland
53. **Matkovich (V.I.), Economy (J.), Giese (R.F.)**. Presence of carbon in aluminum borides *J. Am Chem Soc.* 1964. Vol 86. p 2337-40
54. **McDanel (D.L.)**. Analysis of stress-strain, fracture, and ductility behaviour of aluminum matrix composites containing discontinuous silicon carbide reinforcement *Metallurgical Transactions A*. 1985, vol. 16A, pp 1105-1115
55. **Modi (O.P.), Yegneswaran (A.H.), Asthana (R.), Rohatgi (P.K.)**. Thermomechanical processing of aluminum- based particulate composites *Journal of Materials Science*. 1988. vol. 23 pp. 83-92.
56. **Mondolfo (L.F.)**. Aluminum and alloys. structure and properties London Butterworth, 1976. 971 p
57. **Mordike (B.L.)**. *Wear*. 1960, pp 374.
58. **Mortensen (A), Jin (I)**, Solidification processing of metal matrix composites *International reviews*, 1992. Vol 37. No 3. pp 101-108.
59. **Nieh (T.G.)**. Creep rupture of a silicon carbide reinforced aluminum composite. *Metallurgical Transactions A*. Vol 15A. January 1984. pp 139-146.
60. **Nieh (T.G.), Karlak (R.F.)**. Hot rolled silicon carbide-aluminum composites. *Journal of Materials Sci. Lett*. 1983. No 2. pp.119-122.
61. **Oh (S.Y.), Cornie (J.A.), Russell (K.C.)**. Wetting of ceramic particulates with liquid aluminum alloys. Part 1 *Metall. Trans. A*. 1989, Vol 20A. p 527-532.
62. **Oh (S.Y.), Cornie (J.A.), Russell (K.C.)**. Wetting of ceramic particulates with liquid aluminum alloys. Part 2. *Metallurgical Transactions A*, 1989, Vol 20A, p. 533-540.
63. **Pouchou (J.L.), Pichoir (F.)** Un Nouveau modele de calcul pour la microanalyse quantitative par spectrometrie de Rayons X. *La Recherche Aerospatiale*, 1984, N°3, p. 167-92.
64. **Ramana Murthy (S)**. Elastic properties of boron carbide. *J.Mat. Sci. Letters*. 1985. vol. 4. pp.603-605.

65. **Ray (S)**, ASM proceedings on cast reinforced metal composites, edited buy S G Fishman and A K Dhingra, ASM, Metals Park Ohio, 1988, pp77
66. **Richards (C.W.)**, La Science des Matériaux de l'Ingénieur DUNOD Paris, 1965.
67. **Ruste (J.), Bouchacourt (M.), Thevenot (F.)**. Etudes sur le carbure de bore II Microanalyse électronique quantitative. *J. Less-Common Met.*, 1978, Vol 59, p. 131-138
68. **Salvo (L), Espérance (G.L), Suéry (M), and Legoux (J.G)**. Interfacial reactions and age hardening in Al-Mg-Si metal matrix composites reinforced with SiC particulates *Mat Sci and Engineering*, agosto de 1993
69. **Sánchez Vergara (M.E.)**. Estudio del fenómeno de atrapamiento-rechazo de partículas de SiC en compositos Al-Si-Sr, y compositos Al-Si-Mg por solidificación direccional. Tesis MCM UNAM 1995.
70. **Samsonov (G.V.), Neronov (V.A.), Lamikhov (L.K.)**. The conditions, Structure, and some properties of phases in the Al-B system. *J. Less-Common Met.*, 1979, Vol 67, p. 291-96.
71. **Sarkar A.D**, Desgaste de metales, Edit. Limusa, 1990, pp 199
72. **Schwetz (K. A.), Karduck (P.)**. Investigations in the boron-carbon system with the aid of electron probe microanalysis. *J. Less-Common Met.*, 1991, Vol 175, p. 1-11.
73. **Solorzano López (J.)**. Fabricación de compósitos Al/Si-SiC por el proceso rotor-inyector. Tesis IQM UNAM 1995.
74. **Thanh (L.N.), Suéry (M)**. Influence of oxide coating on chemical stability of SiC particles in liquid aluminum. *Scripta Metallurgica et M.*, 1991, vol. 25, pp. 2781-2786.
75. **Thevenot (F.)**. Boron Carbide -A comprehensive Review *J Europ Ceram. Soc.* 1990, Vol. 6, p. 205-225.
76. **Thevenot (F.), Bouchacourt (M)**. Le carbure de bore : matériau industriel performant partie I. *L'Industrie Ceramique*, 1979, Vol. 732, p. 655-661.
77. **Thevenot (F.), Bouchacourt (M)**. Le carbure de bore : matériau industriel performant partie II, *L'Industrie Ceramique*, 1979, Vol. 734, p. 603-610
78. **Totht (I.J.), Brentnall (W.D.), Menke (G.D.)**. Fabricating aluminum matrix composites. *Journal of Metals*, 1972, September, p. 19-25.
79. **Vander (G.F.)**. Metallography and Microstructures. *Metals Handbook Ninth Edition*. ASM, 1985, Vol. 9 p. 71-122.
80. **Vasudevan (A.K.), Doherty (R.D.)**. Aluminum alloys-contemporary research and applications. Treatise on materials science and tech. vol.31. Academic Press, Inc. 1989.
81. **Vernon (J)**. Testing of Materials. Macmillan Education LTD, 1992, p. 5-48

82. **Viala (J.C.), González (G.), Bouix (J.)**. Composition and lattice parameters of a new aluminum-rich borocarbide *J. Mat. Science Lett.* 1992, Vol 11, p 711-714
83. **Viala (J.C.), Vincent (C.), Vinacent (H.), Bouix (J.)**. Approche thermodynamique de l'interaction chimique entre l'aluminium et le carbure de titane *Mat. Res. Bull.* 1990, Vol. 25, p. 457-464
84. **Vincent (H.), Scharff (J.P.), Vincent (C.), Bouix (J.)**. Formation of thin TiC-Si-C layers on graphite substrate by reactive chemical vapour deposition *Mat. High Tem.* 1992, Vol 10, p 2-10
85. **Wachtman (J.B.)**. Characterization of Materials Butterworth-Heinemann USA 1993..
86. **Wenlong Wang**, SiC particle reinforced aluminum composites. Institute of composite materials, Shanghai China
87. **Will (G.) , Kossobutzki (K.H.)**. An x ray diffraction analysis of boron carbide B13C2. *J. Less-Common Met.*, 1976, Vol 47, p 43-48
88. **Williams (D.V.)**, Practical Analytical Electron Microscopy in Materials Science Philips Electronic Instruments, Inc., 1978.
89. **Yoon (H.S.), Okura (A.)**. The influence of interfacial reaction on the strength of CVAI composites *Sampe Journal*, 1990, Vol 26, p 19-26
90. **You (C.P.)**. Proposed failure mechanism in a discontinuously reinforced aluminum alloy *Scripta Metallurgica et M.*, 1987, vol 21, pp. 181-185
91. **Zhang (Z.)**. A Literature survey on fabrication methods of cast reinforced metal composites *Proc. Int. Symp. on Adv. in Cast Reinforced Metal Composites*, Chicago USA 1988, p 93-99.

**Anexo**

**Anexo.**

*Equipo empleada para el estudio del compuesto Al<sub>2</sub>B<sub>4</sub>C.*

<b><i>Equipo.</i></b>	<b><i>Modelo.</i></b>
Adelgazador iónico.	Edwards E306A.
Analizador de imágenes.	Leica-Cambridge Quantimet 500.
Difractómetro.	SIEMENS D5000.
Máquina universal p/pruebas mecánicas.	INSTRON 1125.
Microdurómetro.	Zhimadzu 4464.
Microscopio electrónico de barrido.	Leica-Cambridge STEREOSCAN 440.
Microscopio electrónico de transmisión.	JEOL JEM-1200EX.
Microscopio óptico.	OLYMPUS Vanox-AHMT3.
Equipo para realizar dilatometría	ATM 2940