



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE INGENIERÍA

ESTUDIO DE LA REACTIVIDAD DEL MATERIAL COMPUESTO Al-B4C EN ESTADO SOLIDO Y SU INFLUENCIA EN LAS PROPIEDADES MECANICAS

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE INGENIERO MECÁNICO PRESENTA OMAR NOVELO PERALTA

ASESOR DE TESIS: DR. JOSE GONZALO GONZALEZ REYES



MEXICO, D. F.

2002118

2000



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



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.

DEDICADA A

A mis padres:

Lucía Peralta Aguirre y Juan José Novelo Rubio.

Con cariño y respeto por el apoyo y la confianza que siempre me han brindado en mis estudios y en mi vida; porque me enseñaron que los logros se alcanzan con esfuerzo y dedicación y por que han estado conmigo en la buenas y en las malas.

A mis hermanos:

Juan Ignacio y Ana Laura.

Por la confianza, el cariño y la amistad que me han brindado en todo momento, siempre serán una parte muy importante en mi vida.

A mi familia.

RECONOCIMIENTOS

Al Dr. José Gonzalo González Reyes. director de esta tesis. Por compartir sus conocimientos. por la amistad y confianza que me ha brindado. Con respeto y admiración.

A todos los sinodales: Dr. Arturo Barba Pingarrón, M en I Ubaldo Márquez Amador, M en I. Magdalena Trujillo y Ing. Alejandra Garza V., por sus valiosas observaciones y comentarios a este trabajo.

A la Universidad Nacional Autónoma de México y a la Facultad de Ingeniería. por los conocimientos adquiridos durante mi formación profesional.

AGRADECIMIENTOS

Al Instituto de Investigaciones en Materiales por la generosidad brindada durante la elaboración de este trabajo y por la facilidad que me otorgó en el uso de sus instalaciones y equipos

A mis compañeros Fernando V, Mario N, Carlos E, Jesús J, German L, Nelly M. Felipe Z. Marco R, Hector Q, Ezequiel G, Victor V, Martin A, Said R. Sergio C. Guadalupe M, Enrique P, Ubaldo R Gabriel L por su amistad y apoyo: y a todos aquellos que no fueron mencionados pero que saben que están presentes

A mis amigos Alejandro, Mauricio C, Mauricio G, Elías, Ernesto, Ulises, Manolo, Monse, Nadia, Isabel, Verónica y Diana por su incondicional apoyo.

Un agradecimiento al personal del Instituto de Investigaciones en Materiales:

A personal de la biblioteca y en especial al Sr. Roberto Pérez y la Sra. Silvia Escandón

A Rosario Santibañes H. secretaria del Departamento de Metálicos y Cerámicos por su atención y ayuda brindada

Al Sr. Rafael García. del departamento de compras, por su apoyo en la adquisición de materiales y equipo utilizados para el desarrollo de este proyecto.

A Leticia Baños L. Por su profesionalismo y por el apoyo en los estudios de Difracción de Rayos X.

A Alfredo Maciel por su ayuda en los ensayos a tracción.

Un especial agradecimiento al físico Raúl Reyes O. y al matemático Hermilo Zarco G. por el diseño e implementación del circuito rectificador y amplificador empleado en el dispositivo de ensayos de flexión

A José Ocotlan F. del Centro de Instrumentos de la UNAM y al Dr. Alejandro García H. por su apoyo en la elaboración de muestras.

ÍNDICE DE TABLAS Y FIGURAS

TABLAS

Tabla 1 . Matrices y los refuerzos reportados en la literatura para producir materiales compuestos de matriz metálica	5
Tabla 2 Elementos de la aleación de aluminio A357 (aleación 7G06 según denominación europea).....	11
Tabla 3. Comparación entre el material sin reforzar y materiales compuestos reforzados con B ₄ C y SiC.	12
Tabla 4. Planos de difracción de las fases presentes en el material compuesto Al – B ₄ C.	
Tabla 5. Planos de difracción para la fase Al ₃ BC	36
Tabla 6. Transformaciones Al – Si obtenidas en el análisis térmico diferencial de muestras del material compuesto Al – B ₄ C.....	37
Tabla 7. Tabla donde se muestran los números Vickers para muestras de Al – B ₄ C sometidas a un tratamiento térmico a 500°C con distintos tiempos de permanencia.....	55

FIGURAS

Figura 1. Gráfica que muestra los límites superior e inferior obtenidos por la regla de la mezclas para el material compuesto Al – B ₄ C reforzado con partículas.....	13
Figura 2. Diagramas de fase Al-B-C donde se muestran isoterma experimentales a 1273K y 1000K..	14
Figura 3 Diagrama de fase Al-Si.....	15
Figura 4 Diagrama de fase B-C..	15
Figura 5. Esquema del equipo utilizado en el método de vórtice	17
Figura 6. Ley de Bragg $n\lambda = 2d \text{ Sen } \theta$	20
Figura 7 Diagrama que en donde se observan las radiaciones que son generadas cuando el haz de electrones incide en la muestra.....	22
Figura 8 Diagrama de las partes que integran un microscopio electrónico de barrido.. .	23
Figura 9. Diagrama general de funcionamiento del sistema de EDS.....	25
Figura 10. Curva representativa de DTA	26
Figura 11 Preparación de muestras para análisis de flexión... ..	29
Figura 12. Distorsiones creadas por la formación de precipitados en una red cristalina (a) Precipitado no coherente (b) Precipitado coherente... ..	31

Figura 13 Características geométricas del indentador utilizado para determinar la dureza Vickers	32
Figura 14 Patrón de difracción de rayos X de una muestra de Al – B ₄ C sin tratamiento térmico	35
Figura 15 Patrón de difracción de rayos X de una muestra de Al – B ₄ C con un tiempo de permanencia de tratamiento térmico de 316 hrs a 500°C.....	36
Figura 16 Espectro de difracción de rayos X que muestra la evolución de la fase Al ₃ BC en el ángulo 2θ = 30.57°, correspondiente al plano [101], para distintos tiempos de permanencia de tratamiento térmico a 500°C	37
Figura 17 Espectro de difracción de rayos X que muestra la evolución de la fase Al ₃ BC en el ángulo 2θ = 37.825°, correspondiente al plano [103], para distintos tiempos de permanencia de tratamiento térmico a 500°C.....	38
Figura 18 Espectro de difracción de rayos X que muestra la evolución de la fase Al ₃ BC en el ángulo 2θ = 52.4°, correspondiente al plano [110], para distintos tiempos de permanencia de tratamiento térmico a 500°C..	39
Figura 19 Gráfica que describe el comportamiento del área del pico de difracción de la fase Al ₃ BC de mayor intensidad (2θ = 30.57°), para muestras con distintos tiempos de permanencia.	40
Figura 20 Gráfica que describe el comportamiento del área del pico de difracción del aluminio de mayor intensidad (2θ = 38.47°), para muestras con distintos tiempos de permanencia.....	41
Figura 21 Espectro de difracción de rayos X que muestra la evolución de la fase AlB ₂ en el ángulo 2θ = 44.542°, correspondiente al plano [101], para distintos tiempos de permanencia de tratamiento térmico a 500°C.....	42
Figura 22 Imagen de una muestra de Al – B ₄ C al 10% Vol. obtenida por MEB, en donde se observa la distribución de las partículas de B ₄ C	43
Figura 23. Imagen obtenida por MEB de una muestra de Al – B ₄ C 10% vol. sometida a un tratamiento térmico a 500°C con un tiempo de permanencia de 100 horas En donde se observa la formación de la fase Al ₃ BC en la interfase Al – B ₄ C.	44
Figura 24 Imagen obtenida por MEB de una muestra de Al – B ₄ C 10% vol. sometida a un tratamiento térmico a 500°C con un tiempo de permanencia de 316 horas. En donde se observa la formación de la fase Al ₃ BC en la interfase Al – B ₄ C.	45
Figura 25 Imagen obtenida por MEB de una muestra de Al – B ₄ C 10% vol. sometida a un tratamiento térmico a 500°C con un tiempo de permanencia de 1000 horas. En donde se observa la formación de la fase Al ₃ BC en la interfase Al – B ₄ C.....	46
Figura 26. Espectro obtenido por EDS realizado a una partícula en el material compuesto Al – B ₄ C.....	47
Figura 27. Espectro obtenido por EDS realizado en la zona de interfase en el material compuesto Al – B ₄ C.....	48

Figura 28 Espectro obtenido por EDS realizado a la matriz del material compuesto Al – B ₄ C	49
Figura 29 Espectro obtenido por EDS realizado en otra zona de la matriz del material compuesto Al – B ₄ C	49
Figura 30 Imagen de la zona donde se realizaron estudios de EDS.	50
Figura 31 Gráficas de DTA de muestras de Al – B ₄ C 10% vol. las cuales fueron sometidas a tratamientos térmicos a 500°C con distintos tiempos de permanencia	51
Figura 32. Gráfica que muestra el comportamiento del módulo de Young para 4 muestras sometidas a tratamientos térmicos a 500°C con distintos tiempos de permanencia....	52
Figura 33. Gráficas Esfuerzo – Deformación (σ vs ϵ), obtenidas para el material compuesto Al – B ₄ C que fueron sometidas a un tratamiento térmico a 500°C con distintos tiempos de permanencia	53
Figura 34. Gráfica que muestra el comportamiento de la dureza Vickers en muestras de Al – B ₄ C 10% vol. sometidas a un tratamiento térmico a 500°C con distintos tiempos de permanencia.....	54
Figura 35. A) Proyección en el plano xy de un elemento sometido a flexión pura B) Proyección en el plano xz de un elemento sometido a flexión pura.....	64
Figura 36. Esquema que muestra un sección de un elemento sometido a flexión pura, el eje de referencia está colocado en el eje neutro de la sección.....	65
Figura 37. Esquema de una viga en cantiliver sometida a una carga P.....	67

ÍNDICE

INTRODUCCIÓN.....	1
CAPÍTULO I. ANTECEDENTES	
I.1 INTRODUCCIÓN.....	4
I.2 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA (MMC).....	4
<i>I.2.1 Características generales.....</i>	5
I.3 INTERFASES EN MATERIALES COMPUESTOS.....	8
I.4 ASPECTOS TERMODINÁMICOS.....	9
<i>I.4.1 Ley de Gibbs</i>	10
I.5 COMPUESTOS DE AL – B ₄ C.	
<i>I.5.1 Características de la matriz.....</i>	10
<i>I.5.2 Características del refuerzo.....</i>	11
<i>I.5.3 Características del material compuesto.....</i>	12
<i>I.5.4 Diagramas de fase Al – B – C</i>	14
I.6 MÉTODO DE ELABORACIÓN DEL MATERIAL COMPUESTO.....	16
CAPÍTULO II. TÉCNICAS EXPERIMENTALES DE CARACTERIZACIÓN.	
II.1 INTRODUCCIÓN.....	19
II.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X.	
<i>II.2.1 Aspectos teóricos.....</i>	19
<i>II.2.2 Interpretación de resultados.....</i>	20
<i>II.2.3 Preparación de muestras.....</i>	21
II.3 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (MEB).	
<i>II.3.1 Aspectos teóricos.....</i>	21
<i>II.3.2 Interpretación de resultados.. ..</i>	23
<i>II.3.3 Preparación de muestras.....</i>	23
II.4 ESPECTROSCOPIA POR DISCRIMINACIÓN DE ENERGÍA (EDS).	
<i>II.4.1 Aspectos teóricos.....</i>	24
<i>II.4.2 Interpretación de resultados.....</i>	25
<i>II.4.3 Preparación de muestras.....</i>	25
II.5 ANÁLISIS TÉRMICO DIFERENCIAL (DTA).	
<i>II.5.1 Aspectos teóricos.....</i>	25
<i>II.5.2 Interpretación de resultados.....</i>	26
<i>II.5.3 Preparación de muestras.....</i>	27
II.6 ANÁLISIS DE FLEXIÓN.	
<i>II.6.1 Aspectos teóricos.....</i>	27
<i>II.6.2 Descripción del equipo.....</i>	28
<i>II.6.2 Interpretación de resultados.....</i>	29
<i>II.6.3 Preparación de muestras.....</i>	29
II.7 ENSAYOS A TRACCIÓN.	
<i>II.7.1 Aspectos teóricos.....</i>	30
<i>II.7.2 Interpretación de resultados.....</i>	30
<i>II.7.3 Preparación de muestras.....</i>	31

II.8 ENSAYOS DE MICRODUREZA	
II 8.1 Aspectos teóricos	31
II.8 2 Descripción del equipo	32
CAPÍTULO III. RESULTADOS.	
III.1 INTRODUCCION.	34
III.2 DETERMINACIÓN DE LA REACCIÓN EN ESTADO SÓLIDO.	
III.2.1 Difracción de Rayos X	34
III.2 2 Microscopía Electrónica de Barrido	42
III.2 3 Espectroscopía por Discriminación de Energía	47
III.3 IDENTIFICACIÓN DE LAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMACIÓN DE LAS FASES PRESENTES.	
III 3.1 Análisis Térmico Diferencial	51
III.4 CARACTERIZACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS.	
III.4.1 Análisis de Flexión	52
III 4.2 Ensayos a Tracción	53
III.4.3 Ensayos de Microdureza.	54
CAPÍTULO IV. DISCUSIÓN	57
CONCLUSIONES	
CONCLUSIONES...	61
PERSPECTIVAS	62
ANEXOS	
ANEXO A ANÁLISIS DE ELEMENTOS SOMETIDOS A FLEXIÓN PURA	64
ANEXO B FUNCIONAMIENTO Y CARACTERÍSTICAS DE LOS LVDT.	69
ANEXO C TIPOS DE MATERIALES COMPUESTOS	72
BIBLIOGRAFÍA	75

INTRODUCCIÓN

El desarrollo de nuevos materiales que tengan características superiores y costos menores a aquellos existentes es una de las prioridades de la investigación en materiales. Los materiales compuestos son materiales que han crecido notablemente, debido a que son capaces de aprovechar las características deseables de los materiales que los forman para obtener las propiedades que se desean.

Entre estos, los materiales compuestos de matriz metálica de aluminio han tenido gran aceptación, debido a sus propiedades como materiales estructurales y sus aplicaciones han ido extendiéndose con gran rapidez.

El rendimiento mecánico de los materiales compuestos depende en gran medida de cómo es transferida la carga de la matriz hacia los elementos de refuerzo. Dado lo anterior, la importancia de la interfase matriz - refuerzo es determinante.

En la literatura se tiene reportado que existen varios sistemas en los cuales existe una reacción entre la matriz metálica y el refuerzo. [2-5,11,14-16]

En estos sistemas se estudia la influencia que tiene la reacción en el comportamiento mecánico del material. En muchos de los casos, se observa que si la reacción no es excesiva, las propiedades mecánicas del material se pueden ver mejoradas, mientras que si la reacción es excesiva, las propiedades mecánicas del material se verán deterioradas.

Sin embargo, como ya se mencionó, no se sabe si estos criterios son válidos para cualquier material compuesto.

Entre los diferentes sistemas analizados en la literatura, los materiales compuestos formados por aluminio y reforzados con partículas de B_4C presentan un gran interés dadas las buenas propiedades mecánicas del carburo como elemento de refuerzo y su densidad muy próxima a la del aluminio. [6-8,10]

En algunos trabajos se menciona la estabilidad termodinámica del sistema $Al-B_4C$, en ellos se reporta que existe una fase ternaria Al_3BC que se forma en la interfase y que rodea las partículas en tiempos relativamente cortos de exposición a $T = 1000K$ [1]. Sin embargo, no existen reportados ningún tipo de resultados que hablen de la posible reacción en estado sólido. Este hecho es de suma importancia para las aplicaciones de estos materiales, debido a que durante el tiempo de servicio del material podrían presentarse problemas debido al cambio en la naturaleza de la interfase.

Con base en esta problemática, en este trabajo se han planteado los siguientes 4 objetivos:

- 1 Determinar si existe una reacción en estado sólido entre el aluminio y el carburo de boro
- 2 De darse, a que temperatura ocurre esta reacción.
- 3 Determinar si la cinética de la reacción es suficientemente rápida para ser detectada.
- 4 Determinar si la reacción influye en el comportamiento mecánico del material

Para dar respuesta a los objetivos expuestos, este trabajo fue dividido de la siguiente manera:

Capítulo I.- Antecedentes - En él se plantean aspectos generales de los materiales compuestos, el llamado problema de la interfase, algunas definiciones de tipo termodinámico y las principales características físicas de sistema Al-B₂C

Capítulo II.- Técnicas experimentales - En éste se describen las diferentes técnicas usadas en este estudio. Dando un panorama de sus aspectos teóricos, interpretación de resultados y la elaboración de muestras.

Capítulo III.- Resultados - En él se muestran los resultados obtenidos en las pruebas aplicadas. Los resultados se dividen en los siguientes puntos:

Para determinar la presencia de la reacción en estado sólido y determinar si la cinética de la reacción es suficientemente rápida, se usaron las siguientes técnicas:

- Difracción de rayos X (DRX)
- Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)
- Espectroscopia por Discriminación de Energía electrónica (EDS)

Para determinar la temperatura a la que ocurre la reacción.

- Análisis Térmico Diferencial (DTA)

Para determinar si la reacción influye en el comportamiento mecánico del material

- Análisis de flexión
- Ensayos a tracción
- Ensayos de microdureza (Dureza Vickers)

Capítulo IV.- Discusión. - Discusión de los resultados en torno a los objetivos planteados.

Conclusiones

Anexo A En él se describe el análisis de elementos sometidos a flexión

Anexo B. En él se describe el funcionamiento de los medidores de desplazamiento lineal como el utilizado en este estudio

Anexo C. En él se describen generalidades sobre otros tipos de materiales compuestos

CAPÍTULO I

ANTECEDENTES

I.1 INTRODUCCIÓN.

En este capítulo se abordan los aspectos teóricos que ayudan a la comprensión de la reactividad en el material compuesto Al – B₂C en estado sólido

Se da una breve explicación del contexto de los materiales compuestos y la importancia de los materiales compuestos de matriz metálica en general.

Se describe la importancia que tienen las interfases en los materiales compuestos, así como, los aspectos termodinámicos que se involucran en sistemas que no están en equilibrio termodinámico

Finalmente, se hace una descripción de los elementos del sistema Al – B₂C y las características que tienen estos materiales en el contexto actual. Así como, una descripción del método de fabricación del material utilizado para llevar a cabo este estudio

I.2 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA (MMC).

Un material compuesto puede definirse como la unión de dos ó más materiales de distinta naturaleza, el cual se desea que tenga propiedades superiores a los materiales que lo forman.[13,12,11]

Uno de los objetivos de estos materiales es proveer un mejoramiento en las características y propiedades mecánicas respecto al material sin reforzar.

Un material compuesto esta formado por un material utilizado como matriz al cual se le adiciona uno o más materiales de refuerzo, lo que nos permite hacer una clasificación de los materiales de acuerdo al tipo de matriz empleada, de tal manera que pueden clasificarse como material compuesto de matriz metálica (CMM), de matriz polimérica (CMP) y de matriz cerámica (CMC).[10]

Otra clasificación de los materiales compuestos es definida por la forma del material de refuerzo. El refuerzo puede ser **continuo** en los que se encuentran los materiales reforzados con fibras continuas alineadas ó **discontinuo** entre los que se encuentran los materiales reforzados con partículas, whiskers, fibras cortas alineadas y fibras cortas alineadas aleatoriamente

En este estudio se centrará la atención en los CMM reforzados con partículas los otros tipos de refuerzo se explican con más detalle en el Anexo C. Las características de los CMM reforzados con partículas son las siguientes:

Reforzados con partículas, según el tamaño, se pueden distinguir dos tipos de efectos

Partículas pequeñas (endurecimiento por dispersión)

Este material compuesto es caracterizado por una microestructura que consiste en una matriz elemental, en la cual finas partículas son uniformemente dispersadas. El intervalo del diámetro de las partículas se encuentra entre 0.01 y 0.1 μm y la fracción volumétrica de las partículas es

de 1 a 15%. Estos materiales son endurecidos debido a que las partículas pequeñas obstaculizan el movimiento de las dislocaciones.

Partículas grandes

Estos materiales compuestos se caracterizan por tener partículas dispersadas mayores a $5\mu\text{m}$ de diámetro con una fracción volumétrica de 5 a 25%, la mayor resistencia proviene del hecho que las fisuras internas son desviadas al entrar en contacto con las partículas perdiendo energía en cada contacto además la matriz transfiere a las partículas la carga y teniendo estas mayor resistencia, las propiedades mecánicas del material se ven mejoradas.

1.2.1 CARACTERÍSTICAS GENERALES.

En general, los materiales compuestos de matriz metálica (CMM), consisten en al menos dos componentes; uno es una matriz metálica, en la mayoría de los casos una aleación metálica, y el segundo es el refuerzo, generalmente, un compuesto intermetálico, un óxido, un nitruro o un carburo. El uso de materiales cerámicos como refuerzo son particularmente atractivos porque en general producen una reducción en la densidad del material así como, un aumento en las propiedades mecánicas por tener un módulo elástico elevado.

Uno de los principales propósitos del desarrollo de los CMM es lograr materiales con una mayor resistencia, pero también se han mejorado características como el peso del componente, resistencia al desgaste, expansión térmica y capacidades de resistir a altas temperaturas. Al mismo tiempo, las propiedades deseables de los metales como una fácil fabricación, alta ductilidad, alta conductividad térmica y eléctrica deben ser mantenidas.

En la tabla 1 se enuncian algunas matrices y refuerzos que han sido utilizados comúnmente.

Matrices	Refuerzos
Aleaciones de aluminio	Alumina – Al_2O_3
Aleaciones de cobre	Boro – B
Aleaciones de hierro y acero	Carburo de boro – B_4C
Aleaciones de magnesio	Nitruro de boro – BN
Aleaciones de base níquel	Grafito – C
Aleaciones de titanio	Carburo de niobio – Nb_2C
Aleaciones de zinc	Silica – SiO_2
	Carburo de silicio – SiC
	Nitruro de silicio – Si_3N_4
	Carburo de tantalio – TaC
	Boruro de titanio – TiB_2
	Carburo de titanio – TiC
	Carburo de tungsteno – WC
	Carburo de vanadio – VC
	Zircon – ZrO_2
	Carburo de Zirconio – ZrC

Tabla 1. Matrices y los refuerzos reportados en la literatura para producir materiales compuestos de matriz metálica.

Algunas de las características de los CMM son:

CMM discontinuos:

Ventajas:

- Los procesos de manufactura de materiales compuestos con refuerzo discontinuo son menos costosos en comparación con los materiales reforzados con refuerzos continuos, debido a que los procesos involucrados son más sencillos
- Al encontrarse el material de refuerzo bien distribuido en la matriz del material se logra tener propiedades mecánicas isotrópicas

Desventajas:

- Las propiedades mecánicas en los materiales con refuerzo continuo son mejores que en los reforzados discontinuamente debido a que se transfiere mejor la carga al refuerzo, sin embargo, estas propiedades dependen de la dirección en que esta es aplicada

CMM continuos:

Ventajas

- Los materiales con refuerzo continuo son mejores en términos de propiedades mecánicas con respecto a los materiales con refuerzo discontinuo, debido a que la transferencia de carga es más *eficiente*.

Desventajas:

- Los procesos de fabricación de materiales reforzados con fibras son más complejos y más caros que los procesos para materiales con refuerzo discontinuo.
- Las propiedades de estos materiales son generalmente anisotrópicas y dependen de la orientación de las fibras

Comparación de los CMM con otros materiales

Comparación con materiales no reforzados.

Ventajas:

Mayor resistencia específica.

Mayor rigidez específica

Mejoramiento de la resistencia a la termofluencia

Mejoramiento de la resistencia al desgaste

Desventajas:

- La incorporación del material de refuerzo provoca una disminución en la tenacidad y ductilidad de la matriz
- Los métodos de elaboración de materiales compuestos son más caros y complicados que los de materiales sin reforzar.

Las complicaciones que pueden existir en la elaboración de los CMM son:

- 1 Las reacciones entre la matriz y el refuerzo pueden conducir a una degradación del refuerzo y por lo tanto conducir a una disminución de las propiedades mecánicas.
- 2 Los esfuerzos residuales presentes en los CMM suelen ser difíciles de predecir, y se sabe que modifican las propiedades mecánicas del material.
- 3 La presencia del refuerzo produce cambios en la microestructura de la matriz.
- 4 El procesamiento y producción de los CMM puede introducir defectos tales como porosidad y fracturas los cuales disminuyen las propiedades mecánicas.
- 5 Los mecanismos de endurecimiento en refuerzos discontinuos son complejos y dependen de factores entre los que se incluyen el tamaño del refuerzo, forma y fracción volumétrica.

En los materiales compuestos los constituyentes son identificables y cada uno posee sus propiedades individuales por lo que se puede hacer una primera aproximación del material compuesto basándose en las propiedades de sus constituyentes, tal aproximación se conoce con el nombre de la *regla de las mezclas* [12] Para CMM reforzados con partículas grandes, las propiedades se encuentran entre dos límites, definidos por las ecuaciones:

Límite superior:

$$E_C = E_R V_R + E_M(1-V_R) \quad (1)$$

Límite inferior

$$E_C = \frac{E_M E_R}{(1 - V_R)E_R + V_R E_M} \quad (2)$$

donde E_C es el módulo elástico del material compuesto

E_M es el módulo elástico de la matriz

E_R es el módulo elástico del refuerzo

V_R es la fracción volumétrica del refuerzo

El área que se encuentra entre estos dos límites, es donde se espera que se encuentren las propiedades del material compuesto.

La regla las mezclas es válida para algunas propiedades tales como la densidad y el módulo de Young, sin embargo no es posible determinar propiedades tales como la resistencia y la dureza del material.

Estas fórmulas nos dan únicamente una aproximación debido a que las propiedades de los materiales compuestos no sólo dependen de la fracción volumétrica, sino que también dependen del tamaño y forma del refuerzo.

1.3 INTERFASES EN MATERIALES COMPUESTOS

Uno de los aspectos principales que se debe tener en cuenta en la elaboración de los materiales compuestos es la interfase entre el refuerzo y la matriz, ya que dicha interfase influye en el comportamiento mecánico y constituye una posible fuente de procesos de falla durante el tiempo de servicio del material.

Los aspectos críticos en la región de la interfase matriz / refuerzo son:

- La promoción de una buena humectación¹ entre la matriz y el refuerzo.
- Con alguna frecuencia las reacciones químicas que existen entre la matriz y el refuerzo durante la fabricación o durante el tiempo de servicio son perjudiciales.
- El desarrollo de un enlace suficiente entre la matriz y el refuerzo que permita una mejor transferencia de carga de la matriz hacia los elementos de refuerzo.

Las interfaces funcionan como un mecanismo de transferencia de carga entre la matriz y el refuerzo, de igual manera pueden suponerse como una fusión mecánica o como una barrera difusión / reacción [20,14]. Su naturaleza depende de la composición de la matriz, la naturaleza del refuerzo, el método de fabricación y los tratamientos térmicos realizados al material.

Los materiales compuestos de matriz metálica pueden ser considerados como sistemas que no necesariamente están en equilibrio termodinámico, y por lo tanto puede existir un gradiente químico a través de la interfase matriz/refuerzo. Esta diferencia de potencial químico provee la energía necesaria para que se presente una reacción química entre los componentes cuando dichos materiales son sometidos a temperaturas suficientemente altas.[14]

La reacción química en la interfase de un material compuesto de matriz metálica puede definirse como una transferencia de masa a lo largo de la interfase. Esto se presenta cuando los componentes de la matriz y el refuerzo se disocian o interdifunden para formar nuevas fases o soluciones. Como resultado de esta reacción se tiene una nueva distribución de elementos cercanos a la interfase, la eliminación o creación de fases y una nueva morfología en la interfase.[20]

¹ Se puede entender como la tendencia de la matriz metálica líquida a incrementar su área de contacto con el material de refuerzo durante la elaboración del material compuesto. Para mayor información véase la referencia [Suresh]

En algunos materiales compuestos se ha observado que la promoción de una reacción entre los componentes puede mejorar algunas de sus propiedades mecánicas; sin embargo, si esta reacción no es controlada las propiedades mecánicas del material se degradan.[3-5,10,14]

Se ha observado en algunos materiales compuestos que las fases que se presentan como producto de una reacción son quebradizas y de forma irregular por lo que la resistencia de la interfase se reduce. También la resistencia del refuerzo se ve afectada debido al crecimiento de estas fases dentro de los mismos formando concentraciones de esfuerzo.

Existen dos vías para prevenir las reacciones químicas, en caso de que estas no sean favorables, en el material durante su fabricación:

- Usar tiempos de contacto cortos entre la matriz y el refuerzo, seguido por un enfriamiento rápido.
- Deposición previa de una capa inerte en el refuerzo

1.4 ASPECTOS TERMODINÁMICOS

Como se mencionó anteriormente, los materiales compuestos son sistemas que no están necesariamente en equilibrio termodinámico.

De manera simple, se dice que un sistema se encuentra en equilibrio termodinámico, cuando las propiedades del sistema no cambian con respecto al tiempo. Es común que desde el punto de vista termodinámico, una fase no sea estable, pero que a temperatura ambiente, la fase tarde mucho tiempo (cientos de años o más) en alcanzar el "equilibrio", desde el punto de vista práctico estas fases se manejan como si fueran estables.

Para entender los aspectos termodinámicos de los sistemas es necesario definir algunos conceptos [21.22]

Las **fases** son las partes homogéneas de un sistema, es decir, son partes uniformes no solo en composición, sino que también en estado físico, limitadas por superficies y, en principio pueden ser separadas mecánicamente una de otra

La composición de un sistema puede ser completamente descrita en términos de los componentes que se encuentran en él. Por lo tanto, el **número de componentes** es el mínimo número de constituyentes variables independientemente y químicamente diferentes necesarios para describir la composición de cada fase en el sistema

El **número de grados de libertad** de un sistema en el equilibrio es el número de condiciones que pueden ser alteradas independientemente sin cambiar el estado del sistema, el cual debemos especificar para definir completamente el estado de un sistema.

1.4.1 LEY DE GIBBS.

Un estado particular de equilibrio es caracterizado por el número e identidad de las fases presentes, la regla de las fases formulada por Gibbs expresa la relación en el equilibrio, del número de fases P , con el número de componentes C y el número de grados de libertad F , por medio de la expresión: [22]

$$P + F = C + 2 \quad (3)$$

En sistemas metálicos, la presión de vapor en el líquido y en los sólidos es despreciable, o pequeña, en comparación con la presión atmosférica; por lo tanto la presión se puede considerar como constante y por lo tanto la regla de las fases se puede expresar como

$$P + F = C + 1 \quad (4)$$

En el caso particular del sistema Al-B-C, salvo excepciones, se debe encontrar a temperatura y presión constante, únicamente zonas trifásicas, el encontrar más de 4 fases en la muestra será señal de que el sistema no está en equilibrio termodinámico, es decir, que la cinética de transformación es lenta en relación al tiempo que se le da al material para que evolucione.

1.5 COMPUESTOS DE AL – B₄C.

1.5.1 CARACTERÍSTICAS DE LA MATRIZ

De los materiales utilizados como matrices mencionados en la tabla 1, las aleaciones de aluminio son las que más se han utilizados para la elaboración de los CMM debido a su baja densidad, su fácil fabricación y su bajo costo relativo con respecto a otros materiales estructurales ligeros como el magnesio y el titanio. El aluminio ha tenido una gran aceptación en aplicaciones aeroespaciales y su reciente introducción en la industria automotriz también ha tenido buen éxito.[10]

El aluminio y sus aleaciones se caracterizan por tener una densidad relativamente baja (2.7 g/cm³ comparada con 7.9 g/cm³ del acero), además presentan otras características tales como elevada conductividad eléctrica y térmica y resistencia a la corrosión en algunos medios. El aluminio tiene una estructura cúbica de caras centradas y es dúctil incluso a temperatura ambiente.

Como menciona Clyne y Whinters, el aluminio es un material altamente reactivo, el cual reduce óxidos y carburos y es por esta razón que se espera que reaccione con la mayoría de los refuerzos.[15]

Las aleaciones que generalmente se emplean son de las series 1000, 2000, 5000, 6000, 7000 y 8000.

Para este estudio se utilizó una aleación de aluminio A357 denominación según *Aluminium Association* (ver tabla 2).

Elemento	Si	Mg	Ti	Fe	Cu	Mn	Zn	Al
% en peso	6.5-7.5	0.4-0.7	0.04-0.2	0.2	0.2	0.1	0.1	Balance

Tabla 2. Elementos de la aleación de aluminio A357 (aleación 7G06 según denominación europea)

La aleación A357 es una aleación de fundición sumamente económica y disponible en el país. A diferencia de las series 6000, 7000 y 8000 que aunque poseen propiedades mecánicas superiores son aleaciones importadas de alto costo.

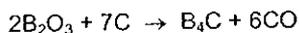
Es necesario aclarar que uno de los objetivos de este estudio es producir materiales compuestos de bajo costo y alta resistencia, por lo que la aleación A357 resulta un excelente candidato.

1.5.2 CARACTERÍSTICAS DEL REFUERZO

Entre los refuerzos más utilizados en los CMM con matriz de aluminio se encuentran el B, TiC, B₄C, SiC, grafito, Al₂O₃, ZrO₂ etc. Estos se pueden utilizar en forma de fibras, whiskers, partículas y láminas.

De los refuerzos mencionados con anterioridad el carburo de boro B₄C, posee propiedades que lo hacen atractivo para su utilización en CMM. A continuación resumimos parte de la información citada en la literatura [17,18,19]

- El B₄C se obtiene por sinterizado y reducción de óxido bórico con carbono, alrededor de 2500°C. De acuerdo con la reacción:



- Posee una densidad de 2.52 g / cm³, lo que permite que el material compuesto tenga una densidad menor que la del material sin reforzar (densidad del aluminio es de 2.7 g / cm³).
- Posee un coeficiente de dilatación térmica bajo ($5.73 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$), en comparación con el aluminio ($23.9 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$)
- Tiene una buena dureza y módulo elástico, el cual se puede incrementar linealmente con el contenido de carbono (HV = 4950 y módulo elástico de 360 a 460 GPa). Estas características son mejores que la de los refuerzos que se utilizan con frecuencia SiC (HV = 3340 y módulo elástico de 379 GPa) y TiC (HV = 3000 y módulo elástico de 316 GPa). Entre otras características se encuentra resistencia al desgaste y al impacto.
- Mantiene una gran resistencia a la oxidación en donde a partir de 600°C, el incremento del óxido B₂O₃ se autolimita a causa del bajo coeficiente de difusión del oxígeno
- Es un cerámico covalente lo que permite ventajas en aplicaciones que involucran la absorción de neutrones

- La humectación del carburo de boro por el aluminio es pobre, debido a que el ángulo de contacto entre el refuerzo y la aleación líquida, es mayor a los 90° para las temperaturas comunes de elaboración. Por lo tanto, esta característica constituye una de las principales limitantes para la elaboración de materiales compuestos.
- Otra limitante es su extrema sensibilidad a fracturas frágiles ($k_{IC} = 3.7 \text{ MPa m}^{1/2}$). Comparadas con las del acero templado 4340 ($k_{IC} = 87.4 \text{ MPa m}^{1/2}$) ó una aleación de aluminio 7075 ($k_{IC} = 29 \text{ MPa m}^{1/2}$).

1.5.3 CARACTERÍSTICAS DEL MATERIAL COMPUESTO.

Las expectativas en el desarrollo de materiales compuestos de matriz metálica es, obtener mediante nuevas técnicas y métodos de fabricación materiales novedosos que mejoren las características mecánicas de los materiales actuales.

Los materiales compuestos reforzados con B_4C , presentan características superiores a los materiales compuestos reforzados con SiC con diferentes fracciones volumétricas, los cuales son los que han ocupado un lugar específico en el mercado actual.

En la tabla 3 se comparan las características de materiales compuesto reforzados con SiC , reforzados con B_4C y materiales sin reforzar.

Material	Fracción volumétrica (%)	Módulo Elástico (GPa)	Esfuerzo de fluencia (MPa)	Esfuerzo último (UTS) (MPa)	Porcentaje de deformación (%)
6092	0	70	379.2	448.2	11
6092 - B_4C	10	86.9	372.3	455.1	6
6092 - B_4C	20	104.8	358.5	427.5	3
6092 - SiC	10	84.1	399.9	455.1	6
6092 - SiC	20	100	427.5	482.7	4.5

Tabla 3. Comparación entre el material sin reforzar y materiales compuestos reforzados con B_4C y SiC

Como se puede observar en esta tabla, los valores del módulo de Young reportados para el B_4C se encuentran por encima de los valores reportados para SiC en la misma fracción volumétrica. También se puede notar la influencia que tiene el material de refuerzo sobre las propiedades mecánicas con respecto al material sin reforzar.

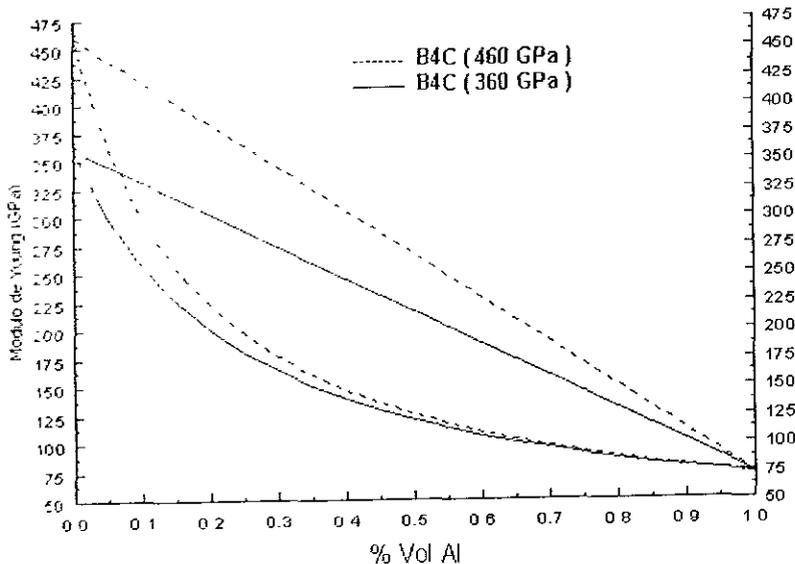


Figura 1. Gráfica que muestra los límites superior e inferior obtenidos por la regla de las mezclas para el material compuesto Al - B₄C reforzado con partículas.

En la gráfica de la figura 1 se muestra los límites superior e inferior teóricos predichos por la regla de las mezclas (formulas 1 y 2) entre los cuales se espera que se encuentre el módulo de Young, para materiales compuestos de aleación de aluminio A357 (75 GPa) reforzados con partículas de B₄C (360-460GPa).

Los materiales reforzados con carburo de boro han ido ampliando sus aplicaciones en los últimos años, por ejemplo la empresa Alyn Corporation ha desarrollado varios artículos de este material trabajando en colaboración con otras empresas como Reebok, General Motors, Ferrari entre otras. Se han elaborado artículos deportivos como palos de golf, cuadros de bicicletas, lentes de sol, relojes, etc.

Otra de las aplicaciones de estos materiales ha sido en la industria nuclear debido a las características de captura de neutrones que tienen el boro, se han utilizado para fabricar contenedores para el transporte de desechos radiactivos.

I.5.4 DIAGRAMA DE FASE AL – B – C.

Diagrama de fase Al-B-C

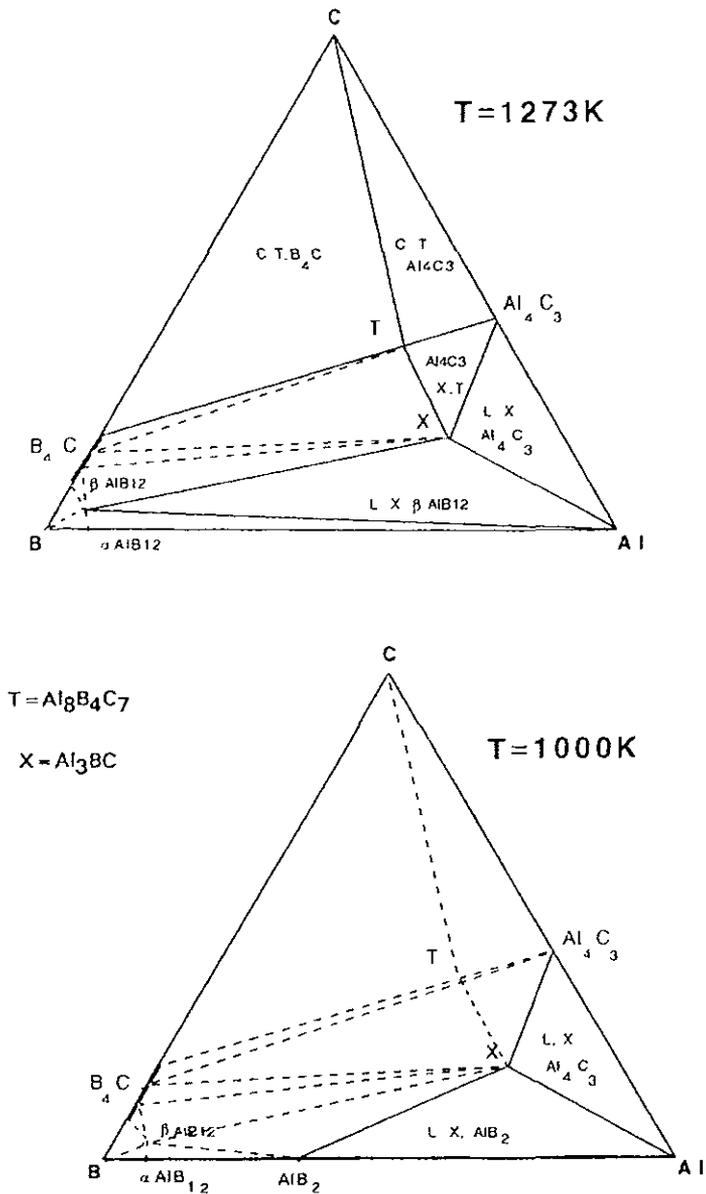


Figura 2. Diagramas de fase Al-B-C donde se muestran isotermas experimentales a 1273K y 1000K

La aleación A357 utilizada como matriz en la elaboración del material compuesto tiene un gran contenido de silicio es por esta razón que se presenta el diagrama de fases Al-Si.

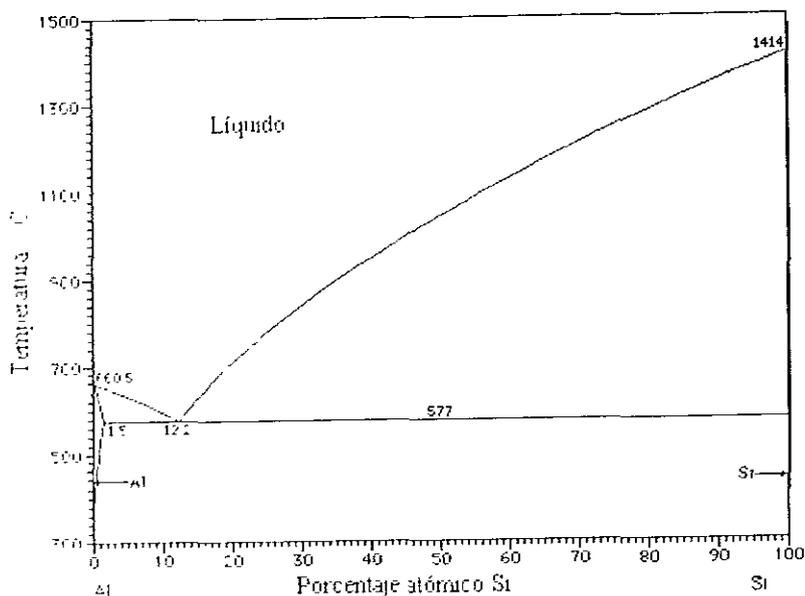


Figura 3. Diagrama de fase Al-Si

Mientras que el diagrama de fase B-C, muestra la relación que existe con el refuerzo.

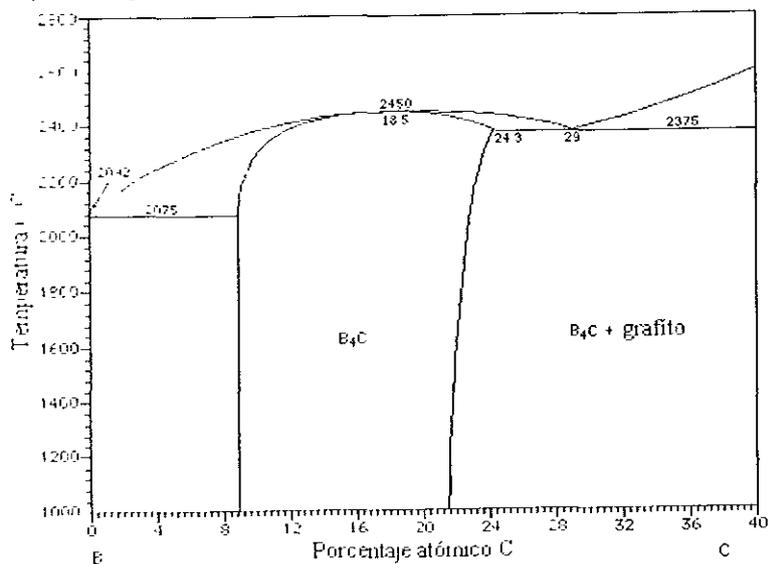


Figura 4. Diagrama de fase B-C

1.6 MÉTODO DE ELABORACIÓN DEL MATERIAL COMPUESTO.

Existen varios métodos de elaboración de materiales compuestos de matriz metálica. En este estudio sólo se describirá el método por el cual fue elaborado el material compuesto en cuestión.

El método empleado para la elaboración del material fue el **método de vórtice**, debido a que ésta es la manera más económica de producir materiales compuestos reforzados con partículas. En comparación con los otros métodos existentes actualmente, otra de las ventajas de este método es que el equipo puede ser implementado de una manera muy sencilla, lo que lo hace un método muy versátil. En la figura 5 se muestra un esquema del equipo empleado en el método de vórtice.

Algunas de las desventajas de este proceso es que no se tiene control sobre algunas características indeseables como la porosidad resultado del atrapamiento de gas durante la agitación, inclusiones de óxido, reacción entre el metal y el refuerzo favorecido por un prolongado tiempo de contacto, así como la migración y agrupamiento de las partículas durante y después de la agitación. La cantidad de partículas que se pueden incorporar se encuentra en un intervalo de 15% a 20% en volumen, debido a que al introducir las partículas la viscosidad de la mezcla aumenta y se dificulta el vaciado en los moldes.

Este método consiste en la agitación vigorosa del metal líquido y la adición de las partículas en el vórtice.

El material es fundido en un horno de resistencia a una temperatura entre 700°C y 800°C. Las partículas son precalentadas a una temperatura de 450°C. Una vez fundido el metal es agitado vigorosamente por la acción de un motor el cual tiene acoplado en su flecha un agitador por medio del cual se produce el vórtice. La velocidad de agitación común es de 1000 rpm. Las partículas son incorporadas en el vórtice y son agitadas por un tiempo que va de 3 a 4 minutos.

Posteriormente, se incorpora argón para desgasificar la mezcla líquida. Por último el metal es vertido en los moldes, los cuales han sido precalentados a una temperatura de 500°C.

Los parámetros principales que se deben tener en cuenta en este proceso son la temperatura del metal líquido y el refuerzo, la velocidad de agitación, el tiempo de solidificación y el tiempo de colada y agitación.

Cabe mencionar que el material empleado en este estudio fue elaborado en Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Lyon, Francia.

Método de Vórtice

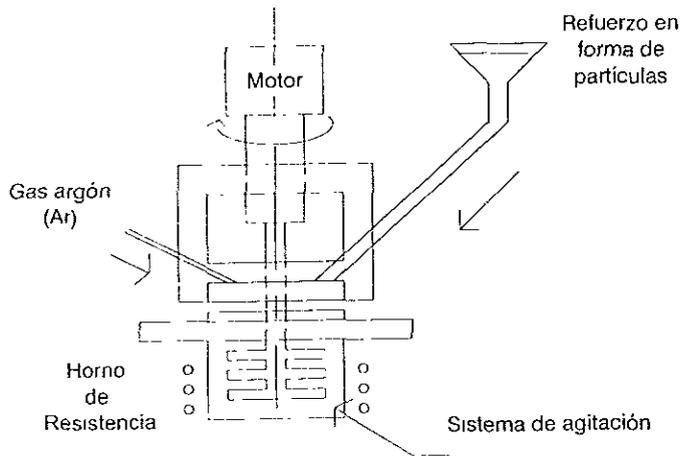


Figura 5. Esquema del equipo utilizado en el método de vórtice.

CAPÍTULO II

TÉCNICAS EXPERIMENTALES

II.1 INTRODUCCIÓN.

En este capítulo, se presentan las técnicas experimentales utilizadas para llevar a cabo este estudio; se explican los aspectos teóricos, la manera de interpretar los datos obtenidos, así como la manera en que fueron preparadas las muestras.

Las técnicas experimentales utilizadas en el estudio de la reactividad en estado sólido del sistema Al – B₂C y sus efectos sobre algunas propiedades mecánicas son las siguientes:

- Difracción de rayos X (DRX)
- Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)
- Espectroscopía por Discriminación de Energía (EDS)
- Análisis Térmico Diferencial (DTA)
- Análisis de flexión
- Pruebas de tensión
- Dureza Vickers

II.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X (DRX).

II.2.1 ASPECTOS TEÓRICOS

La difracción de rayos X por el método de polvos, es una técnica que nos permite identificar fases cristalinas con base en la identificación de picos que satisfacen la llamada ley de Bragg. Dicha ley se explica a continuación

Los rayos X tienen una longitud de onda (1.5406 Å) aproximadamente igual a la distancia de separación de los átomos en un sólido, cuando estos son dirigidos de manera que incidan en un material cristalino los rayos son difractados por los planos del cristal. Si el haz de rayos X incide con un ángulo arbitrario contra un conjunto de planos cristalinos, generalmente no habrá un haz reflejado, debido a que los rayos reflejados por los planos del cristal deben viajar diferentes longitudes y tenderán a estar fuera de fase o a cancelarse entre sí. Sin embargo, a un ángulo específico conocido como **ángulo de Bragg** θ , los rayos reflejados estarán en fase debido a que la distancia que recorren será un número entero de las longitudes de onda. La ecuación que relaciona el ángulo de Bragg con la distancia entre planos es denominada ley de Bragg, ver figura 6

$$n\lambda = 2d \text{ Sen } \theta$$

Donde, λ es la longitud de onda de los rayos X, d la distancia entre planos del cristal, θ ángulo de incidencia del haz de rayos X

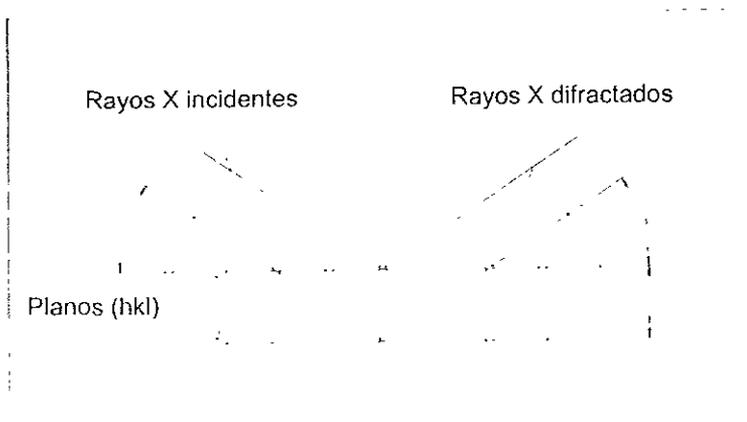


Figura 6. Ley de Bragg $n\lambda = 2d \text{ Sen } \theta$

Los rayos difractados son detectados en un contenedor y son transformados 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 2θ [23,24]

II.2.2 INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS.

Un patrón de difracción de rayos X por el método de polvos es un conjunto de líneas o picos, cada uno de diferentes intensidades y posiciones, en una pantalla fotográfica o en un papel. Algunas de las aplicaciones de la difracción de rayos X por el método de polvos son

- Identificación de fases. Cada sustancia cristalina tiene su propio patrón de difracción característica el cual puede ser utilizado para su identificación. Los patrones de difracción estándar se encuentran en una base de datos llamada JCPDS. Una mezcla de fases puede ser identificada por simple comparación de las fases posibles y sus espectros respectivos con el espectro experimental. El límite más pequeño de detección es función del número atómico Z , pero para una $Z = 20$ es alrededor de 5% at.
- Análisis cuantitativo de fases. En principio, la cantidad de una fase cristalina particular en una mezcla puede ser determinada, sin embargo esto requiere del manejo de estándares muy confiables y de un espectro global sin traslape de picos.

En este estudio se emplea dicha técnica para identificar la presencia y monitorear el crecimiento de la fase Al_2BC y la fase AlB_2 como productos de la reacción entre el aluminio y el B_2C al ser sometidas a un tratamiento térmico en estado sólido con distintos tiempos de permanencia.

II.2.3 PREPARACIÓN DE MUESTRAS

Las muestras para rayos X no requieren de una forma especial, se tiene que asegurar que la superficie en la cual incide el haz esté completamente plana, la zona irradiada en principio debe contener un gran número de granos, el no satisfacer este criterio daría origen a una muy mala estadística de conteo, con lo cual la intensidad de los diferentes picos de difracción sería muy diferente de la reportada por la base JCPDS

En el caso particular, las muestras fueron cortadas en forma de rectángulos con un espesor aproximado de 2mm las muestras fueron sometidas a un tratamiento térmico a 500°C con distintos tiempos de permanencia (31.6, 100, 316 y 1000 hrs) y posteriormente fueron pulidas.

El procedimiento de pulido fue el siguiente, se utilizó lija del número 100, 360, 600, 1200 y por último un acabado con alumina de 5µm, y 1µm.

II.3 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (MEB).

II.3.1 ASPECTOS TEÓRICOS.

La creación de una imagen en un microscopio electrónico es similar en algún modo a la creación de imágenes en un microscopio óptico, es decir, en ambos casos un haz (de luz o electrones según el caso) es desviado por lentes con el fin de agrandar la imagen del objeto. En el caso del microscopio electrónico se utilizan bobinas electromagnéticas como lentes y el haz de electrones es producido por un filamento de tungsteno, los electrones son acelerados con una energía de 20 - 40 keV, el haz es atraído por un ánodo y condensado por medio de unas lentes, posteriormente el haz es enfocado en la muestra por medio de otras lentes llamadas objetivo. El haz de electrones es barrido a través de la muestra, además, para realizar este barrido junto a las lentes objetivo se encuentran unas espiras, llamadas espiras de barrido, las cuales son alimentadas por un voltaje variable producido por el generador de barrido y de esta manera se genera un campo magnético que deflecta el haz de electrones de atrás a adelante en la superficie de la muestra.

La variación de voltaje del generador de barrido es también aplicado a un arreglo de espiras de deflexión alrededor del cuello de un tubo de rayos catódicos (TRC). El campo magnético de estas espiras causa una deflexión de un punto de luz de atrás para adelante de la superficie del TRC. El patrón de deflexión del haz de la muestra es exactamente el mismo patrón de deflexión del punto de luz en el TRC

Cuando el haz de electrones golpea la muestra se llevan a cabo un gran número de complejas interacciones, las cuales resultan en la producción de electrones secundarios de baja energía y otras radiaciones, emitidas por cada punto de la superficie de la muestra, como se muestra en la figura 7.

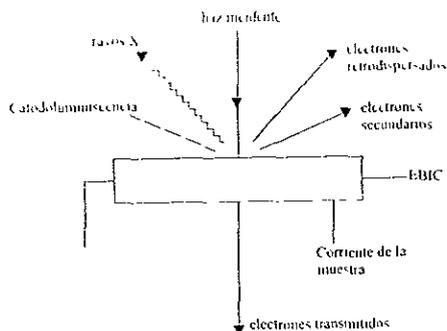


Figura 7. Diagrama que en donde se observan las radiaciones que son generadas cuando el haz de electrones incide en la muestra.

Estos electrones secundarios y otras radiaciones son colectadas por un detector, el cual los convierte en voltaje y los amplifica. El voltaje amplificado es después aplicado a la rejilla del TRC y modula o cambia la intensidad del punto de luz en la superficie. Una de las principales características del MEB es que, en principio, cualquier radiación proveniente de la muestra o cualquier cambio medible en la muestra puede ser utilizada para proveer la modulación en el TRC y por lo tanto proveer contraste y brillo a la imagen. En la figura 8 se muestra el diagrama de un microscopio electrónico.

Todos los microscopios electrónicos de barrido tienen la facilidad de detectar electrones secundarios (secondary electrons) y electrones retrodispersados (backscattering electrons). De las otras radiaciones, los rayos X son utilizados principalmente para realizar análisis químicos.

El MEB cubre un rango de aumento entre el menor límite de resolución del microscopio óptico (aprox $1 \mu\text{m}$) y el mayor límite práctico de trabajo para el microscopio electrónico de transmisión (aprox $0.1 \mu\text{m}$) sin embargo el MEB puede ser utilizado para examinar un rango mayor, $\sim 10^2$ a $\sim 10^2 \mu\text{m}$.

Una limitante del MEB es que su límite inferior de resolución es $\sim 100 \text{Å}$, en caso de requerirse, se puede utilizar otras técnicas de microscopía, como son la microscopía electrónica en transmisión y la microscopía de fuerza atómica. [25,26]

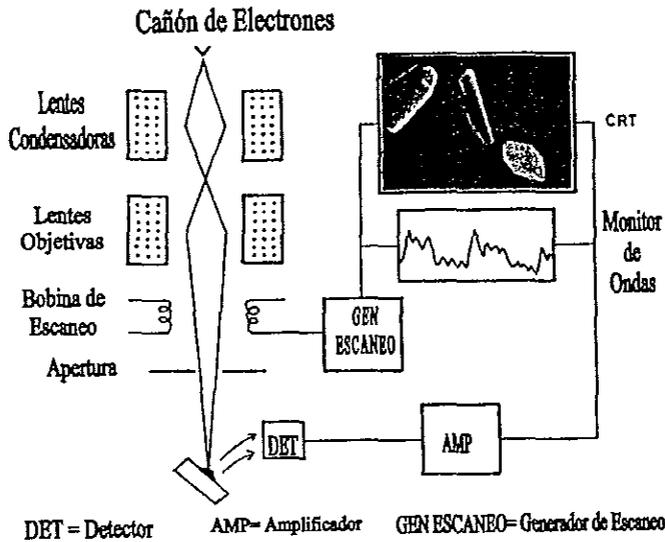


Figura 8. Diagrama de las partes que integran un microscopio electrónico de barrido.

II.3.2 INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS.

La microscopía electrónica de barrido es una técnica extremadamente versátil capaz de proveer *información estructural e imágenes en un gran intervalo de aumentos*. El microscopio electrónico de barrido MEB complementa a la microscopía óptica para el estudio de *textura, características de superficie y topografía de polvos y piezas sólidas*; características mayores a décimas de micras en tamaño pueden ser observadas, debido a la profundidad de enfoque de estos instrumentos, y tiene como *resultado fotos que tienen calidad tridimensional*.

En este estudio se empleó esta técnica para identificar visualmente las fases presentes en el material compuesto *al ser sometidas a un tratamiento térmico*.

II.3.3 PREPARACIÓN DE MUESTRAS.

Las muestras para microscopía electrónica de barrido no tienen una característica en particular, básicamente cualquier tipo de muestra puede ser *analizada por esta técnica*, excepto aquellas que no permitan efectuar el vacío necesario en la columna del microscopio. Además se tiene que tener en cuenta que las muestras deben tener buena *conductividad eléctrica*, el tamaño de la muestra está limitado por el tamaño del portamuestras. Dependiendo de lo que se quiera observar es el tipo de preparación que se le debe de dar a la muestra, *si se requieren ver características de superficie no es necesario pulir la muestra*, mientras que si se requiere observar la microestructura de la muestra es necesario pulir la muestra y incluso atacarla *químicamente*. Para este estudio, las muestras fueron sometidas a un tratamiento térmico a 500 °C, con distintos tiempos de

permanencia (0, 31 6, 100, 316 y 1000 horas, respectivamente), cada muestra fue pulida hasta llegar a un acabado espejo y posteriormente se sujetaron a un portamuestras utilizando para esto una cinta adhesiva de carbono.

II.4 Espectroscopía por Discriminación de Energía (EDS).

II.4.1 ASPECTOS TEÓRICOS.

Algunos instrumentos de SEM y TEM tienen un valor adicional debido a que pueden proporcionar un análisis elemental de la composición de la muestra. Cuando una muestra es colocada en el microscopio y es bombardeada con electrones de alta energía, muchas cosas pueden suceder, incluyendo la generación de rayos X. Estos rayos X tienen un espectro de emisión característico para los elementos presentes en la muestra. Por la exploración tanto de la longitud de onda (análisis WDS) o por la energía (EDS) de los rayos X emitidos es posible *identificar los elementos presentes*

En el análisis por dispersión de energía el detector *consiste en una pequeña pieza de silicio semiconductor*. Con la finalidad de coleccionar el mayor número de rayos X el detector debe estar lo más cerca posible de la muestra. *En un MEB puede ser posible colocar el detector a 20 mm o menos de la muestra.*

La *manera de funcionamiento* del detector es la siguiente. Cada cierto número de fotones de rayos X que llegan, excitan un número de electrones en la banda de conducción del silicio dejando un número de hoyos cargados positivamente. La energía requerida para cada una de estas excitaciones es de 3 8 eV; en consecuencia el número de pares de hoyos de electrones generados es proporcional a la energía de los fotones de rayos X que están siendo detectados. Si un voltaje es aplicado al semiconductor la magnitud de la corriente que va a *fluir* es proporcional a la energía de los fotones de rayos x absorbidos

La corriente que fluye entre los electrodos cuando un fotón X *entra al detector permanece* por un periodo de tiempo muy corto del orden de 1ms y es normalmente referido como un pulso. Cada pulso es amplificado y después *para por analizador multicanales (AMC)*, el cual decide cada representación diferente de la energía de los rayos X, y los pulsos pueden ser registrados en este. *Por lo tanto, el AMC colecciona efectivamente un histograma de energías de todos los rayos X que llegan al detector.* Un diagrama del detector EDS se muestra en la figura 9

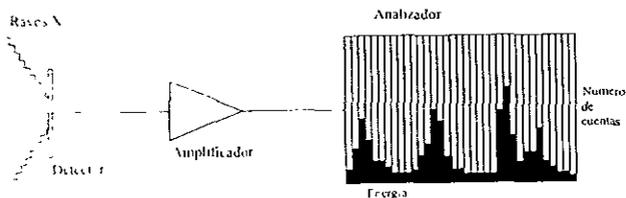


Figura 9. Diagrama general de funcionamiento del sistema de EDS

Las limitaciones de este sistema son las siguientes. [25,26]

1. La detección de elementos mas ligeros que el Berilio(Be) es actualmente imposible.
2. La energía de resolución del detector es pobre, en otras palabras cada línea de rayos X no se ve como un pico sino como una línea escalonada, generalmente con un ancho de 75 - 100 eV

II.4.2 INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS.

El sistema EDS es controlado por una computadora la cual tiene almacenada los datos de las energías de los rayos X de todos los elementos de la tabla periódica a partir del Berilio; por lo que, en consecuencia, es relativamente simple identificar los elementos que se están presentando en las líneas de espectro, por lo que un estudio cualitativo es extremadamente rápido.

Esta técnica se empleo con la finalidad de identificar cuantitativamente la composición elemental de las fases presentes en el material compuesto después de someterlas a un tratamiento térmico.

II.4.3 PREPARACIÓN DE MUESTRAS.

Las muestras utilizadas para los análisis de EDS fueron las mismas que se emplearon para microscopía electrónica de barrido.

II.5 ANÁLISIS TÉRMICO DIFERENCIAL (DTA)

II.5.1 ASPECTOS TEÓRICOS.

El DTA es una técnica en la cual la temperatura de la muestra es comparada con una temperatura de referencia. La muestra y la referencia son sometidas a un mismo programa de calentamiento, por lo tanto, la temperatura de estos debe ser la misma durante el calentamiento hasta que algún

evento térmico, como fundición, descomposición o cambio de estructura cristalina, ocurra en la muestra

El aparato de DTA registra los datos de ΔT , donde $\Delta T = T_s - T_r$, T_s es la temperatura de la muestra y T_r es la temperatura de la referencia. Si el evento es endotérmico (ΔH es positivo) la temperatura de la muestra, T_s , se retrasa de la temperatura, T_r . Si el evento es exotérmico (ΔH es negativo) ocurre lo contrario, la temperatura de la muestra, T_s toma ventaja sobre la temperatura de la referencia, T_r . Este comportamiento se representa en la figura 10. Para mayor información acerca de la técnica consultar las referencias [27,28,29]

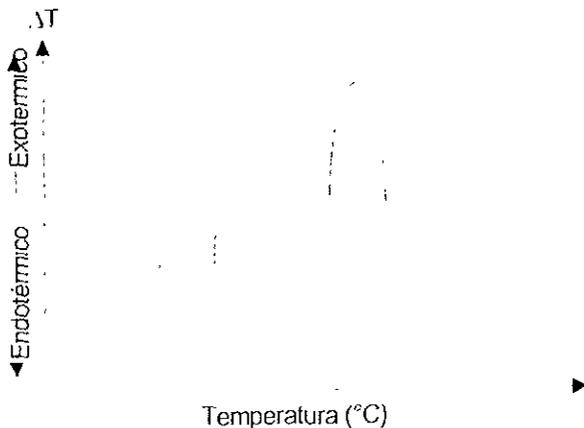


Figura 10. Curva representativa de DTA.

El material utilizado como referencia debe tener las siguientes características:

- o No debe presentar eventos térmicos debajo del rango temperatura de operación
- o No debe reaccionar con el termopar o con el soporte
- o La conductividad térmica y la capacidad térmica de la referencia deben ser similares al de la muestra.

II.5.2 INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS.

La finalidad del análisis térmico es correlacionar los datos obtenidos con eventos térmicos que ocurren en la muestra. En el DTA se relacionan dichos eventos térmicos con los picos endotérmicos y exotérmicos obtenidos por el ΔT .

Es posible determinar la temperatura a la que sucede un cambio de fase, relacionándola con los picos que aparecen en la gráfica.

II.5.3 PREPARACIÓN DE MUESTRAS.

El tamaño de las muestras debe ser pequeño para evitar gradientes térmicos que nos puedan causar una reducción de la sensibilidad y precisión del equipo. Las mediciones también se ven afectadas por la razón de calentamiento, los rangos usuales están entre 1 a 50 °C min⁻¹. Con razones muy bajas la sensibilidad del equipo disminuye debido a que ΔT para un evento particular decrece cuando decrece la razón de calentamiento.

El material fue sometido a un tratamiento térmico a 500°C, con distintos tiempos de permanencia (0, 31, 100, 316, 1000 horas) Una vez realizado el tratamiento térmico se cortaron las muestras en forma cubica de 2mm aproximadamente. Para realizar esto se utilizó un disco de carburo. Posteriormente, las muestras fueron sometidas a otro tratamiento térmico para eliminar los esfuerzos del corte

II.6 ANÁLISIS DE FLEXIÓN.

II.6.1 ASPECTOS TEÓRICOS.

En el anexo A, se determinó la ecuación de la curva elástica para un elemento en cantiliver, el dispositivo de análisis de flexión funciona bajo este principio. Al someter un elemento a una carga que varía gradualmente, la deformación del elemento también es gradual por lo que se puede seguir esta deformación y relacionarla con la carga aplicada. El objetivo de este dispositivo es obtener el módulo de elasticidad E del material, obteniendo el valor del desplazamiento que tiene el elemento al someterlo a una carga determinada y conociendo las características de geométricas del elemento

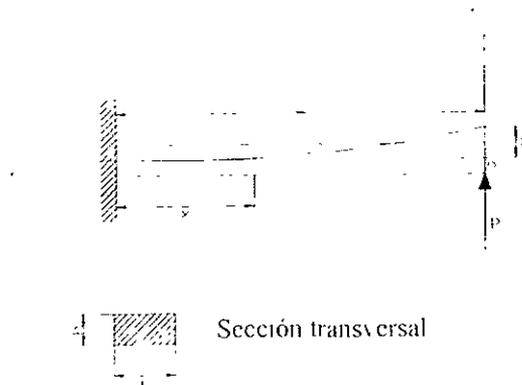
Despejando E de la ecuación de la curva elástica

$$v = \frac{P}{6EI} (v^3 - 3L^2x + 2L^3) \quad (5)$$

Obtenemos

$$E = \frac{P}{6v} (v^3 - 3L^2x + 2L^3) \quad (6)$$

x es la distancia del origen a cualquier sección transversal del elemento. En las condiciones que se tienen en el dispositivo $x = 0$, como se puede observar en la figura siguiente.



por lo que el modelo que se empleó fue:

$$E = \frac{PL^3}{3yI}$$

Donde P es la carga aplicada; E es el módulo elástico del elemento, I es el momento de inercia con respecto al eje neutro y L es la longitud del elemento.

Este modelo es válido en la zona elástica del material.

Este ensayo nos permite determinar la influencia que tiene la reacción en el módulo elástico del material compuesto conforme aumenta el tiempo de permanencia en el tratamiento térmico

II.6.2 DESCRIPCIÓN DEL EQUIPO.

El dispositivo de análisis de flexión fue diseñado y elaborado en el Instituto de Investigaciones en Materiales, está construido en su mayoría de aluminio y acero

La muestra es sujeta entre dos mordazas, dicha muestra tiene en uno de sus extremos un agujero cónico en el cual se introduce una guía que tiene la misma forma. La guía va acoplada a un anillo de aluminio de diámetro mayor al ancho de la muestra, el cual a su vez está acoplado a una varilla de acero inoxidable. Esta varilla tiene en el extremo opuesto acoplada una cuerda flexible la cual pasa a través de una polea y en el otro extremo de la cuerda cuelga un recipiente donde se coloca un líquido de densidad conocida. Por medio de este líquido es aplicada la carga a la muestra

En la varilla se encuentra soldada una placa en la cual se coloca el núcleo de un detector de desplazamiento LVDT (Linear Variable Differential Transformer). El LVDT se encuentra sujeto a una placa, que a su vez está fija en el soporte del dispositivo, el funcionamiento del LVDT se

describirá con más detalle en el anexo B. El LVDT detecta las variaciones del desplazamiento al deformarse la muestra, se encuentra conectado a un demodulador que tiene la función de convertir la señal sinusoidal en una señal de corriente continua. Así mismo, el demodulador se encuentra conectado a un circuito que tiene la finalidad de amplificar, rectificar y filtrar la señal obtenida. Posteriormente, la señal es enviada a un multímetro digital Hewlett Packard modelo 3457A, donde es obtenida la medición del voltaje en volts (V).

II.6.3 INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS.

Los datos obtenidos son voltajes, estos se convierten a desplazamiento en milímetros utilizando el modelo que describe el comportamiento del LVDT, los desplazamientos son insertados en la fórmula (7) y se obtiene el valor del módulo de elasticidad, posteriormente se elaboran unas gráficas de *Carga aplicada – Módulo de elasticidad* y se calcula un promedio de estos valores. Estos valores se obtuvieron para distintos tiempos de permanencia en el tratamiento térmico por lo que posteriormente se obtuvo una gráfica de *Módulo de elasticidad – tiempo de permanencia*, con la finalidad de observar el comportamiento de éste.

II.6.4 PREPARACIÓN DE MUESTRAS.

Los muestras tienen una sección transversal rectangular de dimensiones bh y con una longitud L , como se muestra en la figura 11.

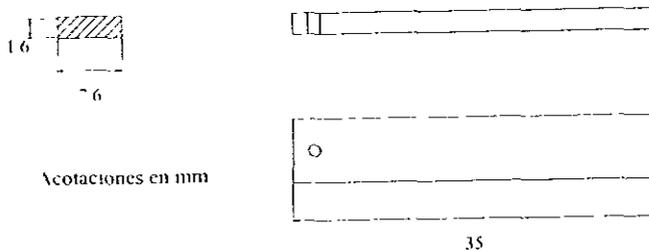


Figura 11. Preparación de muestras para análisis de flexión

Las muestras fueron cortadas utilizando un disco de diamante y posteriormente se sometieron a un tratamiento térmico a 500°C con tiempos de permanencia de 0, 31.6, 100 y 316 horas. Posteriormente, se hizo un barrenado guía, para evitar el desplazamiento del punto de aplicación de la carga

II.7 ENSAYOS A TRACCIÓN

II.7.1 ASPECTOS TEÓRICOS

Si a un material se le aplica una fuerza externa y éste tiende a cambiar su forma o tamaño el material presentará una resistencia a esta fuerza. La resistencia interna del cuerpo se conoce como esfuerzo y los cambios en las dimensiones del cuerpo que la acompañan se llaman deformaciones.

La muestra es montada en unas mordazas las cuales están diseñadas para alargar la probeta a una velocidad constante, y para medir instantáneamente la carga aplicada y el alargamiento resultante. Este tipo de ensayo es destructivo, es decir, la probeta es deformada de manera permanente e incluso en algunas ocasiones es llevada hasta la ruptura [30].

La fuerza que produce la deformación depende de la geometría de las probetas. Sin embargo, los resultados de un ensayo pueden aplicarse a prácticamente todos los tamaños y formas de probetas para un material dado si se determina el esfuerzo nominal σ y la deformación nominal ε , los cuales están definidos de la siguiente manera:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (8)$$

$$\varepsilon = \frac{(l - l_0)}{l_0} \quad (9)$$

Donde F es la fuerza aplicada, A_0 es el área de la sección transversal de la probeta antes de la prueba, l es la longitud al final de la prueba y l_0 es la longitud inicial de la probeta [12].

II.7.2 INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS

En estas pruebas se obtienen gráficas esfuerzo–deformación en donde se pueden identificar las siguientes propiedades:

Esfuerzo de fluencia. Es el esfuerzo al cual cambian los materiales de un comportamiento elástico a un comportamiento plástico.

Resistencia máxima a la tensión (UTS) Es el esfuerzo resultante de la mayor fuerza aplicada y por ello es el esfuerzo máximo en la curva esfuerzo–deformación. Es el esfuerzo en el que se presenta la *estricción* o garganta en la probeta durante el ensayo.

Módulo de elasticidad o módulo de Young, es una medida de la rigidez del material y está representado con $E = \sigma / \varepsilon$.

Ductilidad. Representa la cantidad de deformación que puede soportar el material antes de romperse.

Esta ensayo nos permite determinar la influencia que tiene la reacción en las propiedades mecánicas del material compuesto conforme aumenta el tiempo de permanencia en el tratamiento térmico

II.7.3 PREPARACIÓN DE MUESTRAS

Las muestras utilizadas fueron de las mismas dimensiones que las muestras empleadas en las pruebas de flexión (ver figura 11).

II.8 ENSAYOS DE MICRODUREZA

II.8.1 ASPECTOS TEÓRICOS:

La dureza es una medida de la resistencia de un material a una deformación plástica localizada[12]

El ensayo de microdureza ó dureza Vickers consiste en forzar un indentador de diamante piramidal de base cuadrada sobre la superficie de la muestra bajo una carga predeterminada.

Posteriormente, se miden las diagonales de la impresión resultante después de remover la carga.

En el caso particular, el ensayo de dureza Vickers permite determinar de manera indirecta si existen precipitados en el material. Los precipitados pueden interrumpir de manera no apreciable la estructura de la matriz circundante. En consecuencia, el precipitado impide el deslizamiento de dislocaciones sólo si se encuentra directamente en la trayectoria de éstas figura 12.(a), este tipo de precipitado se conoce como **precipitado no coherente**.

En un **precipitado coherente**, los planos de los átomos en la red del precipitado están relacionados continuamente con los planos de la matriz figura 12.(b), lo que trae como consecuencia que se cree una interrupción extensa en toda la red de la matriz y se obstaculiza el movimiento de una dislocación, aun si la misma pasa cerca del precipitado coherente.

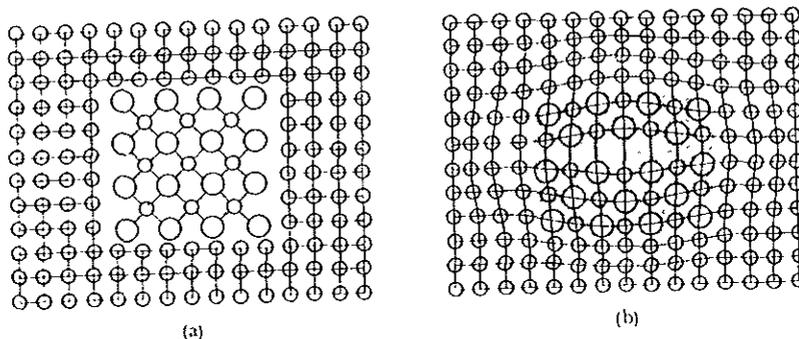


Figura 12. Distorsiones creadas por la formación de precipitados en una red cristalina. (a) Precipitado no coherente (b) Precipitado coherente.

II.8.2 DESCRIPCIÓN DEL EQUIPO

El equipo para el ensayo de dureza Vickers consiste en una máquina de pruebas, la cual soporta la muestra y permite que el indentador y la muestra tengan un contacto gradual bajo la carga predeterminada, la cual es aplicada por un periodo de tiempo fijo. El diseño de la máquina debe ser tal que ninguna oscilación o movimiento lateral del indentador o la muestra ocurran durante la aplicación de la carga o cuando es removida. Un microscopio de medición es montado en la máquina de manera que la impresión en la muestra puede ser rápidamente localizada en el campo óptico. El ocular del microscopio cuenta con una escala de medición principal y una escala *secundaria por medio* de las cuales es posible medir la longitud de las diagonales de la impresión en la superficie de la muestra dentro de un rango de $0.5 \mu\text{m}$ de precisión

El indentador de diamante de forma piramidal con base cuadrada, con un ángulo entre caras de 136° , como se muestra en la figura 13.

El número de dureza Vickers está relacionado con la carga y el área de la superficie de impresión y se determina utilizando la ecuación

$$HV = \frac{2P \text{Sen}\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2} \times 1000 = \frac{1854.4P}{d^2} \quad (10)$$

Donde P es la carga en (g) y d es la longitud de la diagonal medida en (μm).

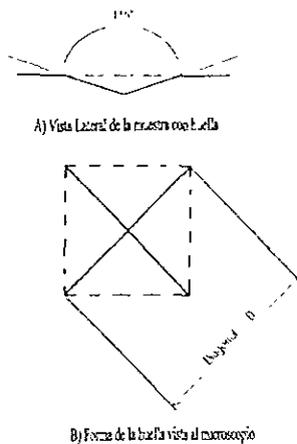


Figura 13. Características geométricas del indentador utilizado para determinar la dureza Vickers

CAPÍTULO III

RESULTADOS

III.1 INTRODUCCIÓN

En el capítulo presente se muestran y describen los resultados obtenidos en este estudio. Los resultados fueron divididos por objetivo y por técnica experimental de la siguiente manera.

Para determinar si existe una reacción en estado sólido entre el aluminio y el carburo de boro y determinar la cinética de esta reacción en caso de poder ser detectada, se utilizaron las siguientes técnicas:

- Difracción de rayos X (DRX)
- Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)
- Espectroscopía por Discriminación de Energía electrónica (EDS)

Para determinar las transiciones de fase en el sistema Al-B-C, en caso de existir la reacción se empleó:

- Análisis Térmico Diferencial (DTA)

Para determinar la influencia que tiene dicha reacción en el comportamiento mecánico del material se utilizaron las técnicas:

- Análisis de flexión
- Ensayos a tracción
- Ensayos de microdureza (Dureza Vickers)

III.2 DETERMINACIÓN DE LA REACCIÓN EN ESTADO SÓLIDO.

III.2.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X.

La difracción de rayos X (DRX) es una técnica que nos permite identificar las fases cristalinas presentes en el material (Ver sección II 2).

Como se mencionó en el capítulo I, la formación de una nueva fase es el resultado de la reacción entre el material empleado como matriz y el empleado como refuerzo, para este estudio, aluminio y carburo de boro (B_4C), respectivamente.

Para determinar la presencia de la fase Al_3BC como un producto de esta reacción y su evolución en la interfase Al - B_4C , la técnica DRX es particularmente adecuada.

Como primera etapa, se obtuvo un patrón de difracción del material compuesto, sin tratamiento térmico para determinar las fases presentes en el material desde su fabricación. Los resultados obtenidos se muestran en la figura 14

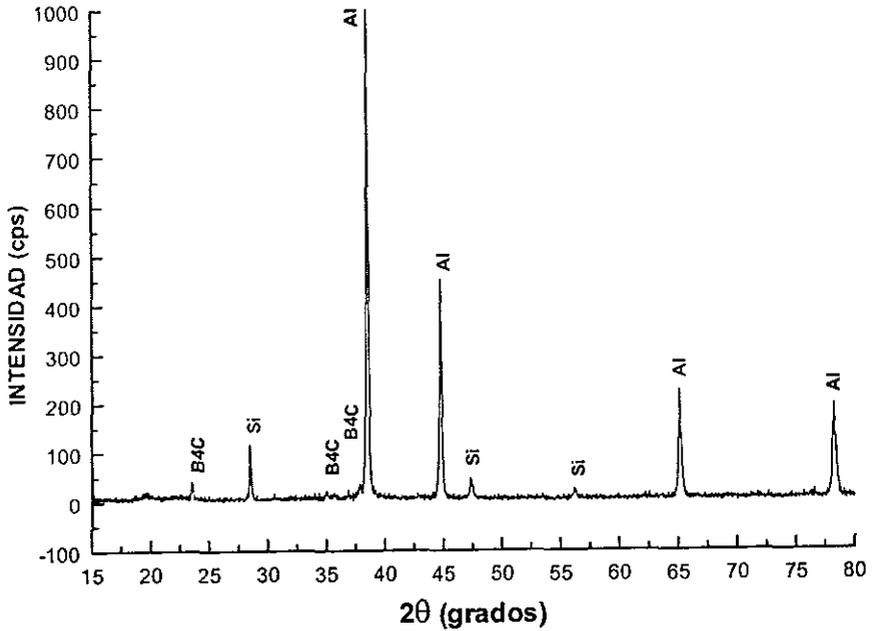


Figura 14. Patrón de difracción de rayos X de una muestra de Al – B₄C sin tratamiento térmico.

En este patrón de difracción se puede observar que las fases cristalinas presentes en el material son el aluminio el silicio y el carburo de boro. Los picos de mayor intensidad corresponden a los del aluminio, seguido por el silicio, mientras que los picos correspondientes al carburo de boro son los que tienen la menor intensidad. Los ángulos correspondientes a las fases presentes se encuentran en la tabla 4.

Fase	Ángulo 2θ (grados)	Plano hkl	Intensidad relativa (%)	Distancia (Angstroms)
Al	38.47	111	100	2.33812
	44.73	200	47	2.0302
	65.15	220	22	1.4307
	78.22	311	24	1.22109
B_4C	37.68	021	100	2.3312
	34.975	104	64	2.5632
	23.6	012	50	3.7667
Si	28.443	111	100	3.1354
	47.304	220	55	1.92
	56.122	311	30	1.6374

Tabla 4. Planos de difracción de las fases presentes en el material compuesto Al – B_4C .

También se determinó el patrón de difracción de una muestra con 316 horas de permanencia en el tratamiento térmico para determinar si existía la formación de alguna otra fase en la matriz del material. El patrón obtenido se muestra en la figura 15.

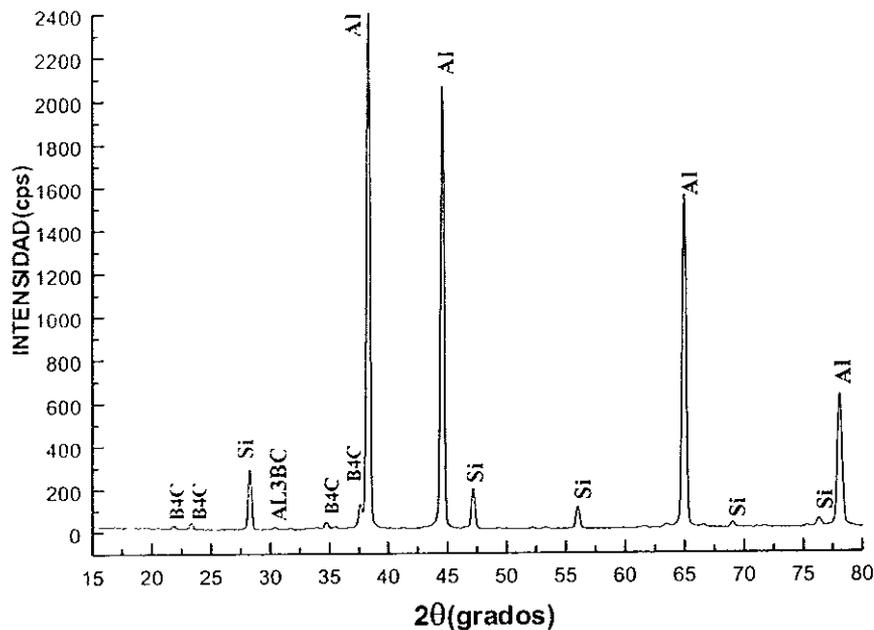


Figura 15. Patrón de difracción de rayos X de una muestra de Al – B_4C con un tiempo de permanencia de tratamiento térmico de 316 hrs a 500°C.

Como se puede observar en este patrón de difracción las únicas fases presentes vuelven a ser aluminio, silicio, el carburo de boro y la formación de la fase Al_3BC como producto de la reacción.

En la tabla 5 se muestran los ángulos en los cuales se presentan los 3 picos más intensos en el espectro de difracción para la fase Al_3BC , estos picos fueron usados como referencia para determinar la existencia de esta fase.

Angulo 2θ (grados)	Plano hkl	Intensidad relativa (%)	Distancia (Angstroms)
30.57	101	100	2.9246
37.825	103	76	2.3771
52.40	110	69	1.7455

Tabla 5. Planos de difracción para la fase Al_3BC .

Los espectros de difracción obtenidos para los 3 picos de mayor intensidad de la fase Al_3BC se muestran en las figuras 16, 17 y 18.

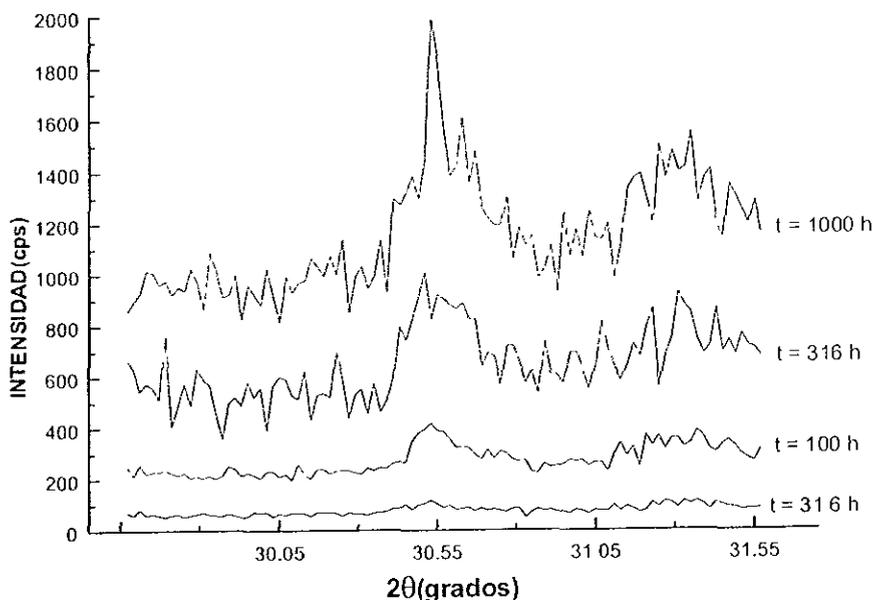


Figura 16. Espectro de difracción de rayos X que muestra la evolución de la fase Al_3BC en el ángulo $2\theta = 30.57^\circ$, correspondiente al plano [101], para distintos tiempos de permanencia de tratamiento térmico a 500°C .

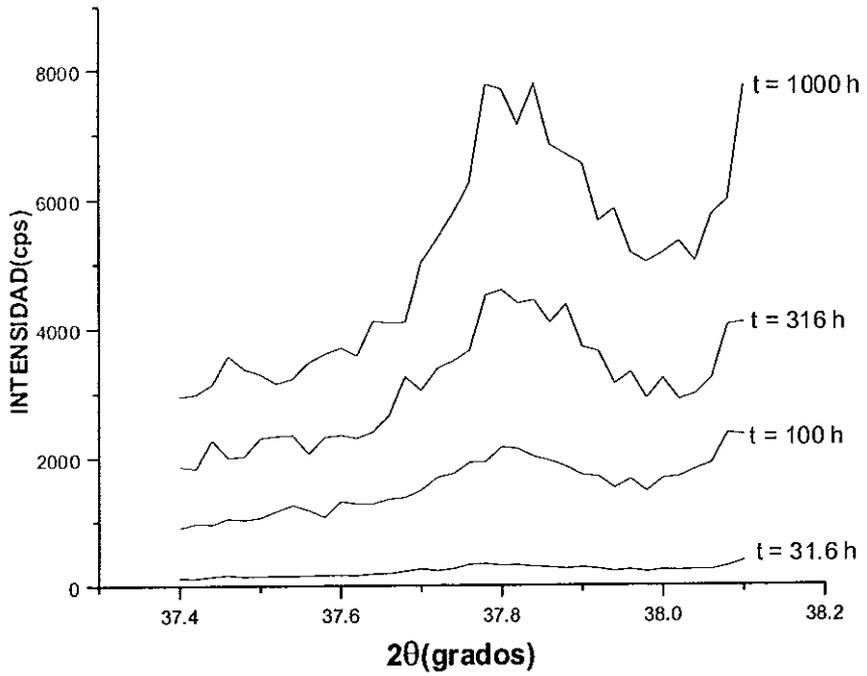


Figura 17. Espectro de difracción de rayos X que muestra la evolución de la fase Al₃BC en el ángulo $2\theta = 37.825^\circ$, correspondiente al plano [103], para distintos tiempos de permanencia de tratamiento térmico a 500°C.

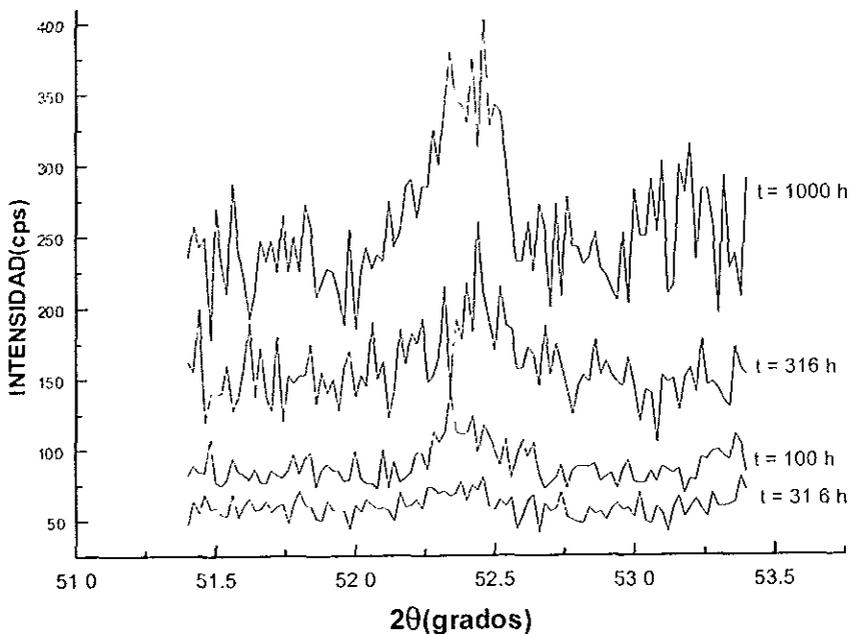


Figura 18. Espectro de difracción de rayos X que muestra la evolución de la fase Al_3BC en el ángulo $2\theta \approx 52.4^\circ$, correspondiente al plano [110], para distintos tiempos de permanencia de tratamiento térmico a $500^\circ C$.

En los espectros de difracción se observa que los picos correspondientes a la fase Al_3BC , localizados en 30.57° , 37.825° y 52.4° van incrementando su intensidad conforme se incrementa el tiempo de permanencia de la muestra en el tratamiento térmico. Los picos no presentan ningún *corrimiento*, en el ángulo 2θ .

El comportamiento de este crecimiento para el pico de mayor intensidad, localizado en el ángulo 30.57° , se ve representado en la figura 19, la cual se obtuvo determinando el área de los picos de difracción para los distintos tiempos.

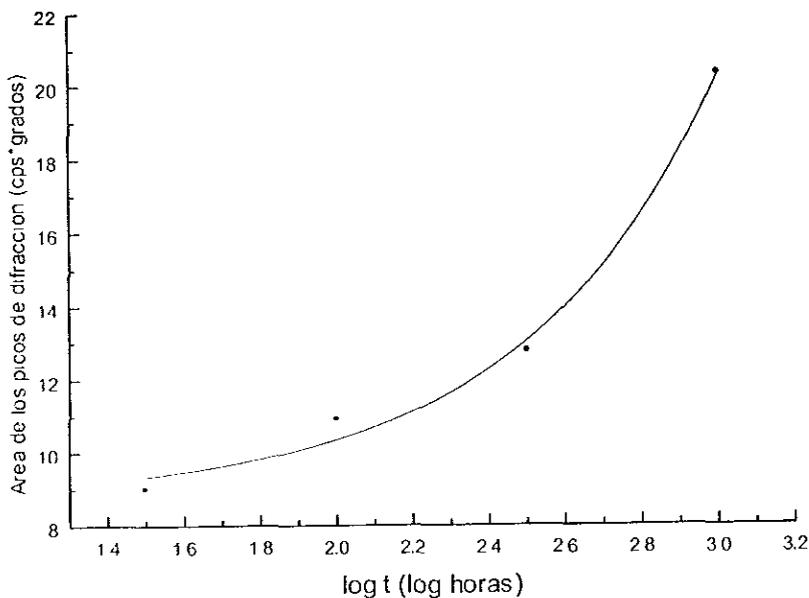


Figura 19. Gráfica que describe el comportamiento del área del pico de difracción de la fase Al_3BC de mayor intensidad ($2\theta = 30.57^\circ$), para muestras con distintos tiempos de permanencia.

En esta gráfica se puede observar que el crecimiento de la fase Al_3BC tiene un comportamiento exponencial, tomando en el eje x el logaritmo del tiempo. Este comportamiento coincide con la ecuación descrita por Avrami, la cual relaciona la fracción de material transformado con el logaritmo del tiempo, por medio de la ecuación:

$$y = 1 - \exp(-kt^n)$$

Donde y es la fracción de transformación, k y n son constantes independientes del tiempo para una reacción particular y t es el tiempo.[12]

También se determinó el comportamiento de las áreas para el pico de mayor intensidad del aluminio en el material compuesto sometida a distintos tiempos de permanencia de tratamiento térmico, los resultados obtenidos se muestran en la figura 20.

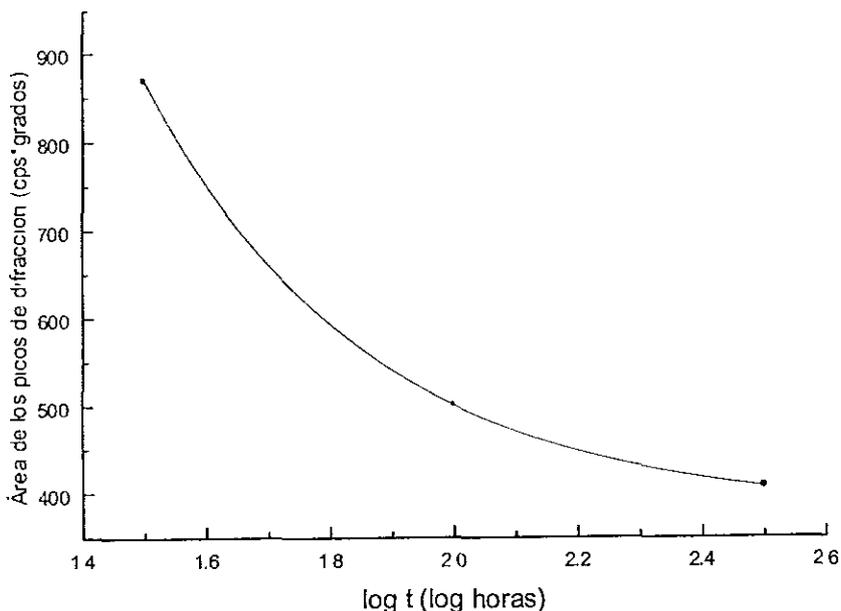


Figura 20. Gráfica que describe el comportamiento del área del pico de difracción del aluminio de mayor intensidad ($2\theta = 38.47^\circ$), para muestras con distintos tiempos de permanencia

En esta gráfica se puede observar el comportamiento de las áreas de los picos de difracción para el aluminio, mientras que para el área del pico de difracción de la fase Al_3BC aumenta conforme aumenta el tiempo de permanencia de la muestra en el tratamiento térmico, el área del pico del aluminio disminuye. Esta disminución tiene un comportamiento exponencial.

De igual manera, se obtuvo el patrón de difracción para el pico de mayor intensidad de la fase AlB_2 , el cual se encuentra localizado con un ángulo 2θ de 44.542° , correspondiente al plano 101, figura 21.

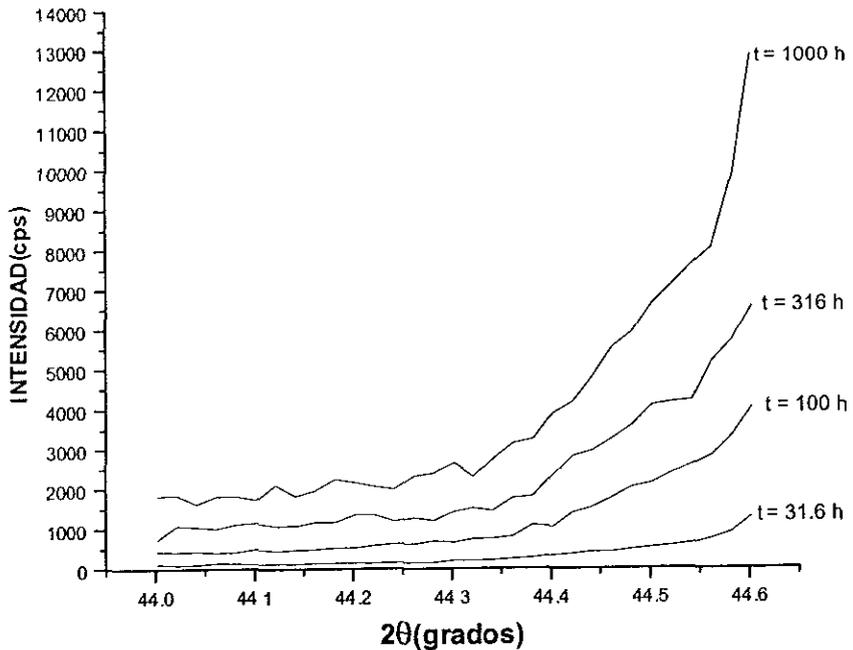


Figura 21. Espectro de difracción de rayos X que muestra la evolución de la fase AlB_2 en el ángulo $2\theta = 44.542^\circ$, correspondiente al plano $[101]$, para distintos tiempos de permanencia de tratamiento térmico a $500^\circ C$.

Como se puede observar en este espectro la fase AlB_2 también se va incrementando conforme aumenta el tiempo de permanencia de la muestra en el tratamiento térmico. Los picos de la fase AlB_2 se encuentran muy próximos a los del aluminio es por tal razón que no es posible determinar sus espectros de difracción para otros planos.

III.2.2 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO.

Esta técnica nos permite observar la formación de la fase Al_3BC en la interfase del material compuesto.

Se observó una muestra sin tratamiento térmico y a bajos aumentos para determinar la distribución de las partículas en el material compuesto, figura 22. En esta imagen se observa que las partículas se encuentran bien distribuidas en la matriz del material compuesto, es decir, no se forman aglomeraciones de partículas, por lo que se puede considerar que se tiene un material isotrópico.



Figura 22. Imagen de una muestra de Al – B₄C al 10% Vol. obtenida por MEB, en donde se observa la distribución de las partículas de B₄C en la matriz del material compuesto.

La imagen obtenida para una muestra que fue sometida al tratamiento con un tiempo de permanencia de 100 horas, se muestra en la figura 23.

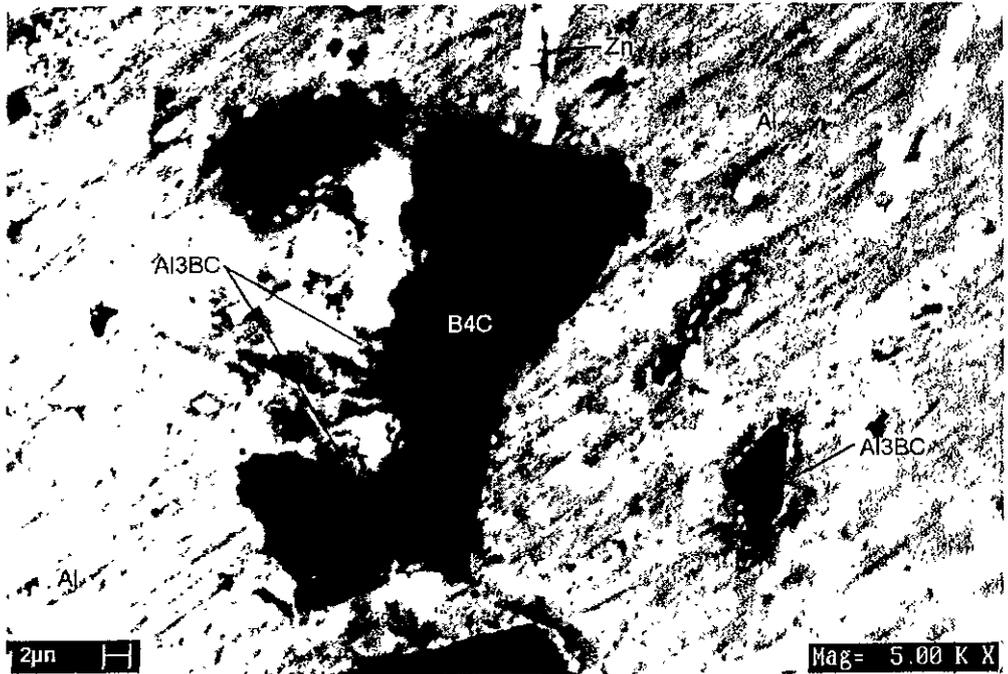


Figura 23. Imagen obtenida por MEB de una muestra de Al – B₄C 10% vol. sometida a un tratamiento térmico a 500°C con un tiempo de permanencia de 100 horas. En donde se observa la formación de la fase Al₃BC en la interfase Al – B₄C.

En esta imagen se puede observar que los límites de las partículas de B₄C comienzan a degradarse debido a la formación de la fase Al₃BC en la interfase. Se alcanza a observar una capa gris oscura alrededor de las partículas correspondiente al Al₃BC. También se puede observar la aparición de zonas blancas correspondientes a zonas ricas en Zn.

La figura 24 muestra una partícula del material compuesto sometida al tratamiento térmico con un tiempo de permanencia de 316 horas.

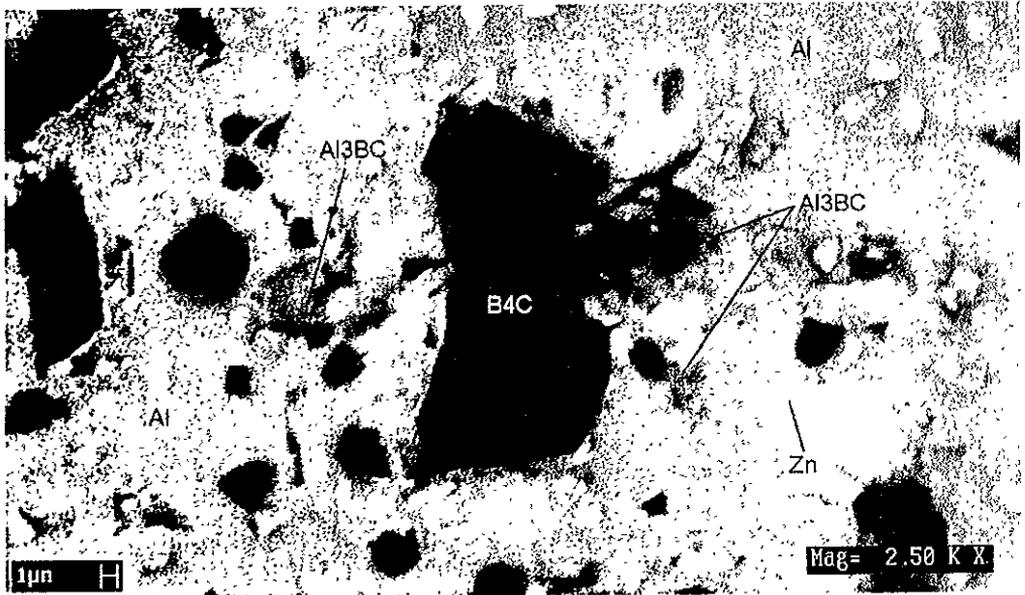


Figura 24. Imagen obtenida por MEB de una muestra de Al – B₄C 10% vol. sometida a un tratamiento térmico a 500°C con un tiempo de permanencia de 316 horas. En donde se observa la formación de la fase Al₃BC en la interfase Al – B₄C.

En esta imagen se puede observar que la degradación de la partícula va siendo cada vez mayor conforme aumenta el tiempo de permanencia en el tratamiento térmico. La fase Al₃BC se forma alrededor de la partícula formando una capa de color gris oscuro.

La figura 25 muestra una partícula del material compuesto sometida al tratamiento térmico con un tiempo de permanencia de 1000 horas.

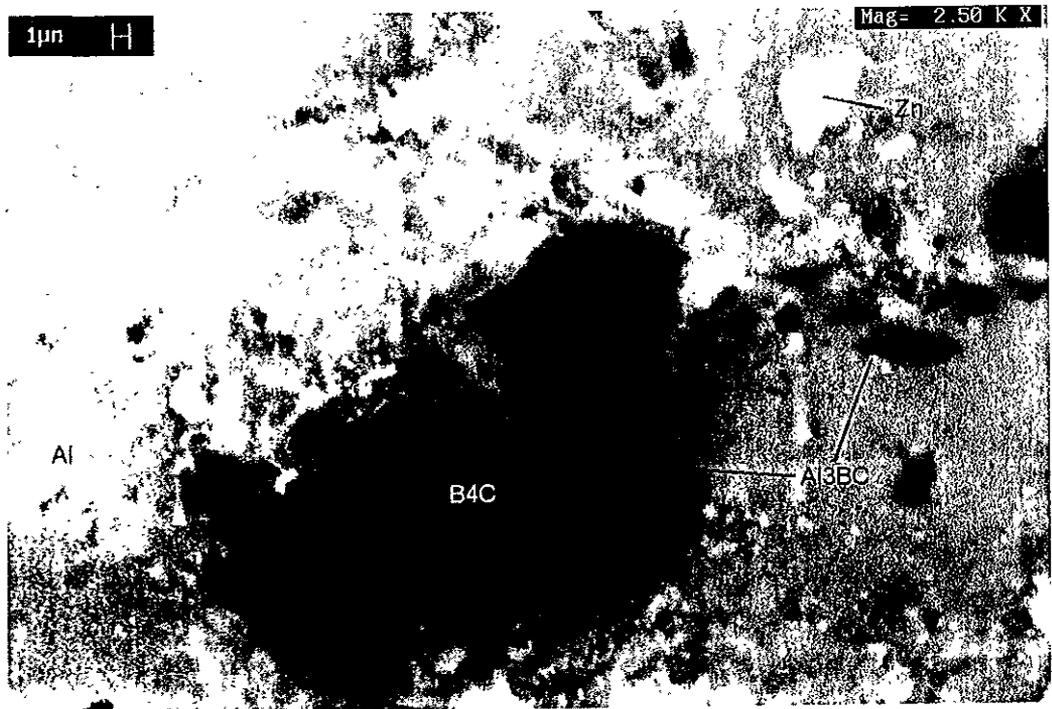


Figura 25. Imagen obtenida por MEB de una muestra de Al – B₄C 10% vol. sometida a un tratamiento térmico a 500°C con un tiempo de permanencia de 1000 horas. En donde se observa la formación de la fase Al₃BC en la interfase Al – B₄C.

En esta imagen se puede observar la degradación de los límites de la partícula es más marcada que en la partícula que ha sido sometida a un tratamiento con un tiempo de permanencia de 316 horas, la zona gris correspondiente a la fase Al₃BC es de un mayor espesor que en las observadas en la figuras 23 y 24

III.2.3 ESPECTROSCOPIA POR DISCRIMINACIÓN DE ENERGÍA.

Los análisis de espectroscopía electrónica por discriminación de energía nos permiten determinar los elementos que se encuentran en la zona analizada. Los resultados obtenidos fueron los siguientes:

Se realizó un análisis a la partícula de B_4C y se obtuvo el siguiente espectro, figura 26

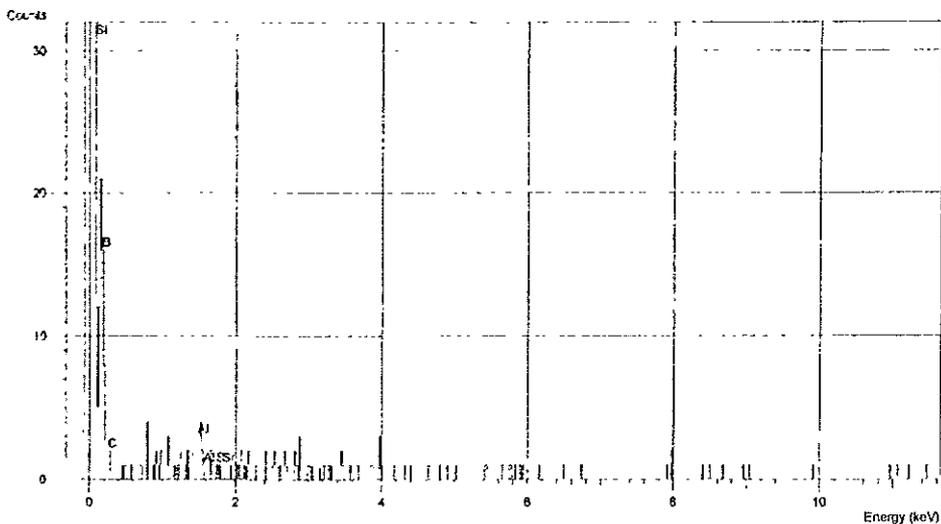


Figura 26. Espectro obtenido por EDS realizado a una partícula en el material compuesto $Al - B_4C$.

La cercanía del pico de boro y de carbono hace difícil separar ambos picos cuyas energías se encuentran a $B= 0.185$ KeV y $C=0.282$ KeV, además el hecho que sean de número atómico vecino, 5 y 6 respectivamente, hace que la corrección debido a que el efecto de fluorescencia sea muy elevada. De hecho, en ausencia de corrección es de esperarse que la señal del carbono este subvaluada. Una ligera señal de aluminio y silicio es observada debido a que la sonda electrónica traspasa la partícula y se analiza entonces un poco de la matriz.

El espectro obtenido para la interfase fue el siguiente, figura 27

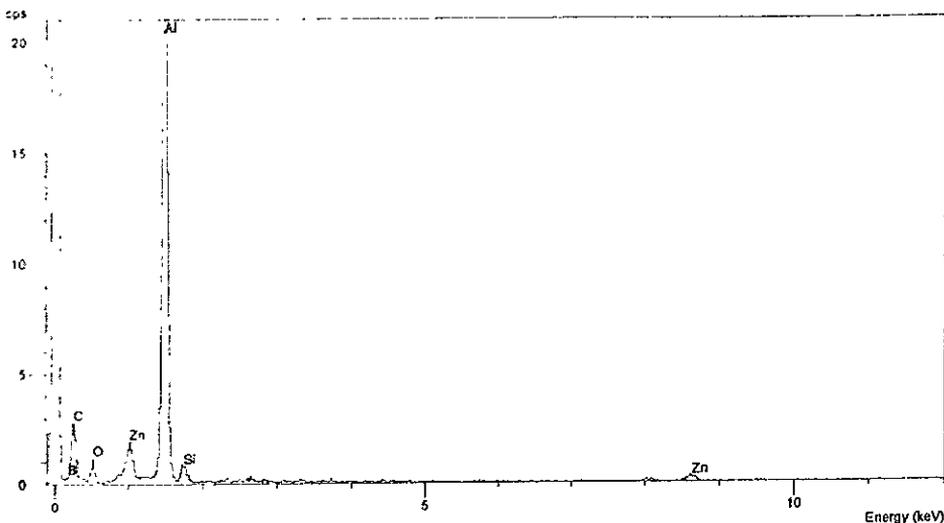


Figura 27. Espectro obtenido por EDS realizado en la zona de interfase en el material compuesto Al – B₄C.

Como se explicó en la anterior los picos de B y C están traslapados, la interfase es demasiado delgada, lo cual provoca que se vea en el mismo espectro una fuerte señal de la matriz, representada por los picos de Al, Zn, y Si. A partir de este tipo de señal no es posible por supuesto postular o refutar la existencia de la fase Al₃BC, para ello sería necesario usar una sonda electrónica y un detector mejor adaptado a los elementos ligeros.

Finalmente se realizaron análisis en la matriz del material compuesto y los espectros obtenidos fueron figura 28 y figura 29.

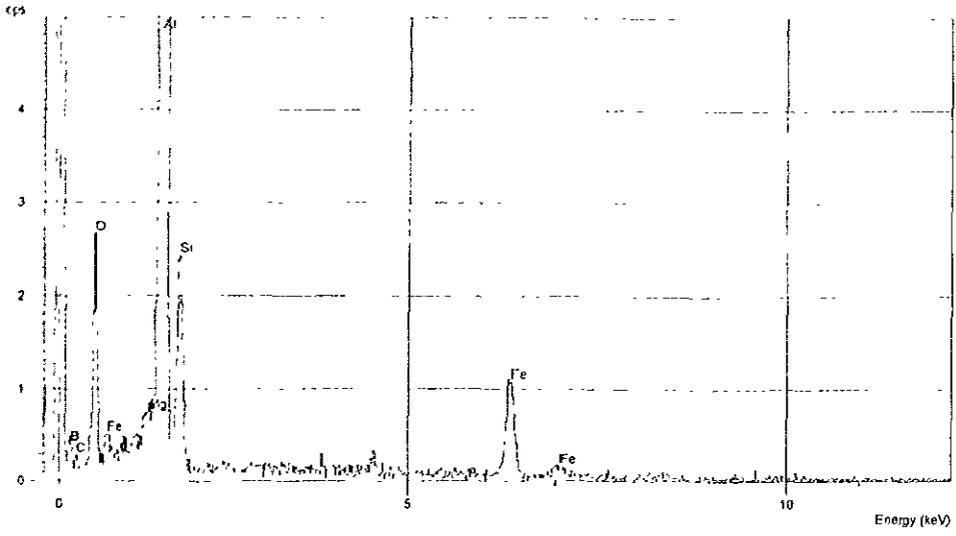


Figura 28. Espectro obtenido por EDS realizado a la matriz del material compuesto Al - B₄C.

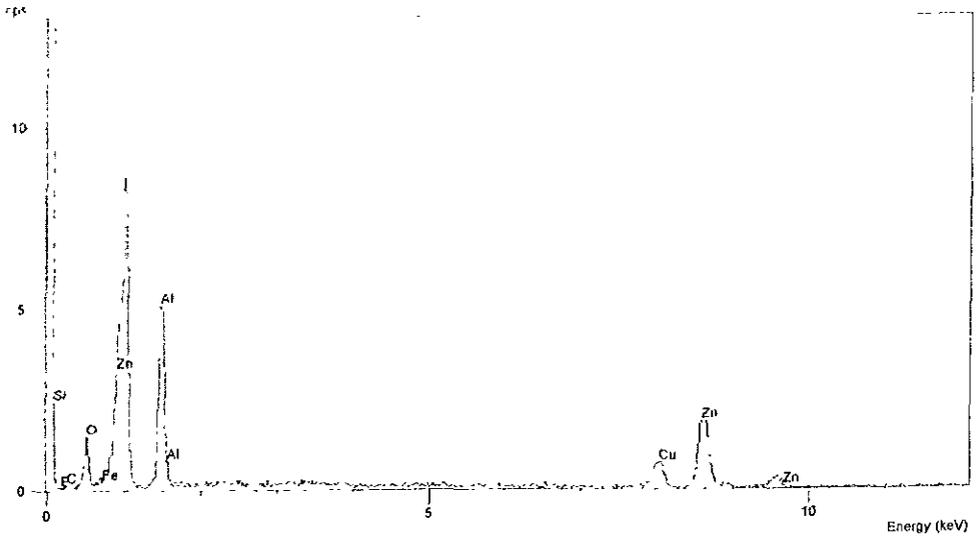


Figura 29. Espectro obtenido por EDS realizado en otra zona de la matriz del material compuesto Al - B₄C

La matriz que se utilizó para elaborar el material compuesto es nominalmente una de tipo A357, lo cual impone la presencia de los elementos descritos en la tabla 2.

Lo que se aprecia en el análisis EDS es la presencia de ciertas heterogeneidades en la composición que se muestran por contenidos altos pero muy localizados de Zn, Cu, Fe que cambian al desplazarse ligeramente en la muestra. En modo imagen este hecho se ve reflejado por zonas claras en la matriz, figura 30.

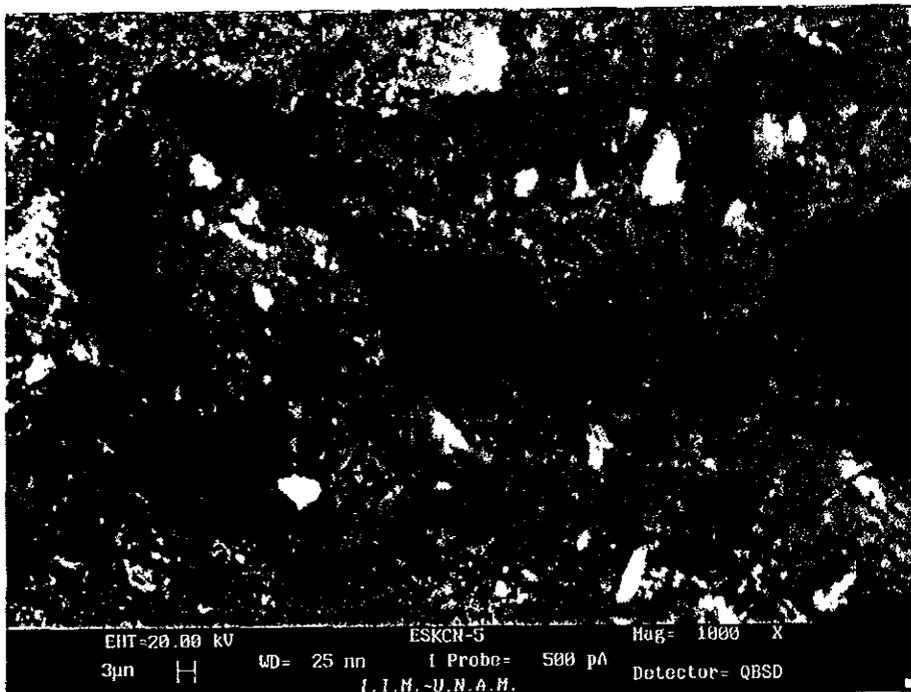


Figura 30. Imagen de la zona donde se realizaron estudios de EDS.

III.3 IDENTIFICACIÓN DE LAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMACIÓN DE LAS FASES PRESENTES.

III.3.1 ANÁLISIS TÉRMICO DIFERENCIAL.

El análisis térmico diferencial nos permite identificar la temperatura a la cual ocurre un cambio de fase, por lo que se utilizó esta técnica para determinar las temperaturas de transformación en el sistema Al-B-C.

Los resultados obtenidos en esta prueba se muestran en la figura 31.

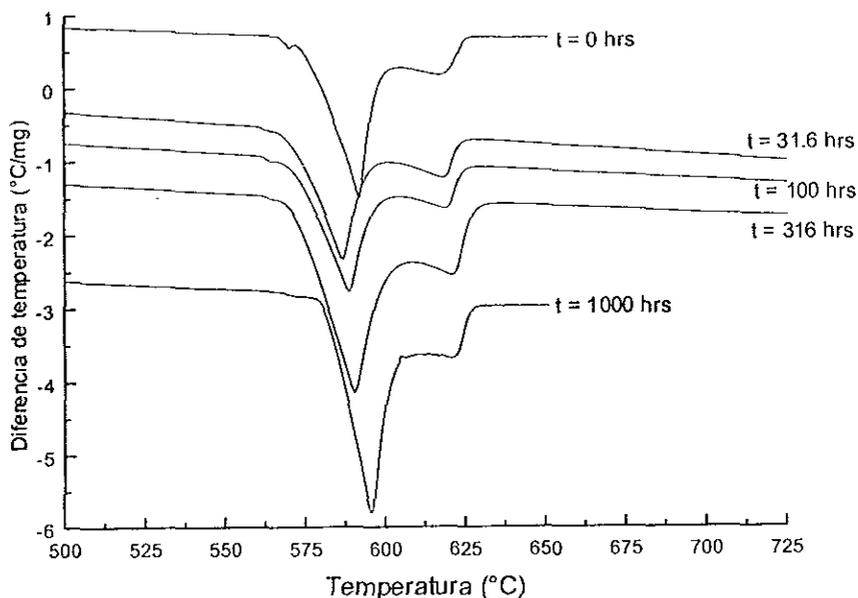


Figura 31. Gráficas de DTA de muestras de Al – B₄C 10% vol. las cuales fueron sometidas a tratamientos térmicos a 500°C con distintos tiempos de permanencia.

En los resultados obtenidos se observa la aparición de dos picos correspondientes a transformaciones Al – Si como se puede observar en el diagrama de fases de la figura 3, las cuales son propias de la matriz (Ver tabla 6). Pero también se observa un pequeño cambio en la gráficas conforme aumenta el tiempo de permanencia

Se alcanza a observar un pequeño pico endotérmico a 563°C. Esta transformación va disminuyendo conforme aumenta el tiempo de permanencia de las muestras en el tratamiento térmico.

Transformación	Tipo	Temperatura	Temperatura
		(*ref.)	(Medida)
L → α (cruce de la curva de liquidus)		615 °C	618 °C
L → Al + Si	eutéctico	577 °C	586 °C

*ref.- referida en la literatura

Tabla 6. Transformaciones Al – Si obtenidas en el análisis térmico diferencial de muestras del material compuesto Al – B₄C.

III.4 CARACTERIZACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS.

III.4.1 ANÁLISIS DE FLEXIÓN.

Como se explicó en la sección II.7, las pruebas de flexión se realizaron para determinar la influencia de la fase Al₃BC en el módulo de Young del material, en la bibliografía se tiene reportado que la formación de una fase en la interfase puede influir notablemente en las propiedades mecánicas del material. Los resultados se muestran en la figura 32.



Figura 32. Gráfica que muestra el comportamiento del módulo de Young para 4 muestras sometidas a tratamientos térmicos a 500°C con distintos tiempos de permanencia.

Estos resultados muestran que existe una temperatura para la cual se presenta un incremento considerable en el módulo de Young. Si la muestra permanece por más tiempo el módulo de Young se decrementa pero sin llegar a ser menor que el módulo del material compuesto sin tratamiento térmico.

III.4.2 ENSAYOS A TRACCIÓN.

Los ensayos de tensión se realizaron en las muestras para determinar la resistencia del material cuando es sometido a un esfuerzo de tensión gradual y unidireccional. Los resultados obtenidos en estas pruebas son curvas de esfuerzo–deformación. En estas curvas se pueden identificar varios puntos de interés, como el módulo elástico o módulo de Young, el esfuerzo de cedencia (al 0.2% de la deformación), el esfuerzo máximo soportado por la probeta (UTS) y el esfuerzo a la fractura del material

Las pruebas de tensión fueron realizadas a probetas de Al – B₄C con distintos tiempos de permanencia de tratamiento térmico, en la figura 33, se observan las gráficas obtenidas en estos ensayos.

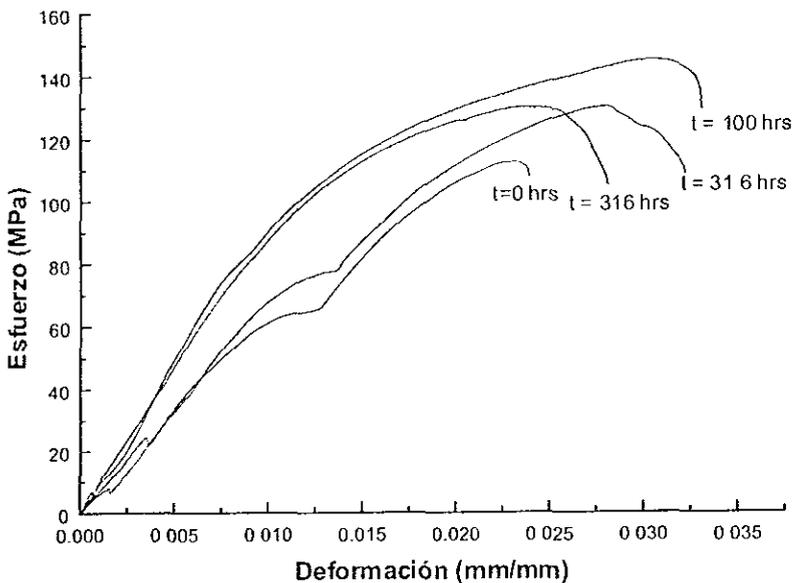


Figura 33. Gráficas Esfuerzo – Deformación (σ vs ϵ), obtenidas para el material compuesto Al – B₄C que fueron sometidas a un tratamiento térmico a 500°C con distintos tiempos de permanencia.

En las gráficas se puede observar que el esfuerzo máximo (UTS) se incrementa cuando las muestras son sometidas a tratamientos térmicos con tiempos de permanencia menores de 100 horas, mientras que si ese tiempo es mayor el esfuerzo último decrece. Se puede observar que la ductilidad del material se incrementa conforme aumenta el tiempo de permanencia en el tratamiento térmico pero disminuye para la probeta con un tiempo de permanencia de 316 horas.

III.4.3 ENSAYO DE MICRODUREZA.

En este estudio, el ensayo de microdureza es una técnica que nos permite determinar si en la matriz existen precipitados mismos que pueden influir en el comportamiento del material compuesto. Se realizaron 15 mediciones en cada muestra, las mediciones fueron hecha en puntos aleatorios de la matriz

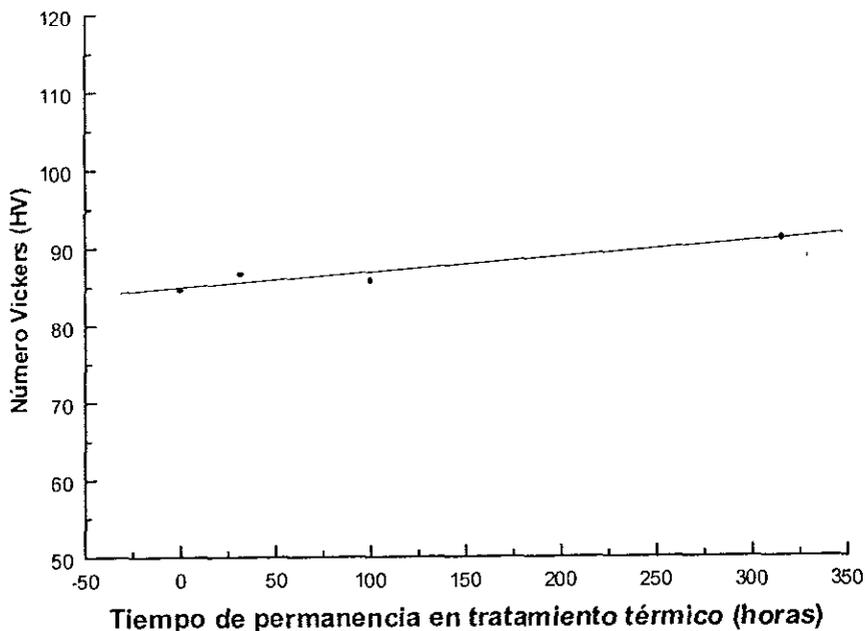


Figura 34. Gráfica que muestra el comportamiento de la dureza Vickers en muestras de Al - B₄C 10% vol. sometidas a un tratamiento térmico a 500°C con distintos tiempos de permanencia.

En esta gráfica de la figura 34 se puede observar que la dureza de la matriz aumenta muy poco conforme aumenta el tiempo de permanencia del material en el tratamiento térmico. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 7.

Tiempo de permanencia En tratamiento térmico (hrs)	Número Vickers	Desviación estándar
0	84.5695302	6.4450328
316	86.533708	6.80012257
100	85.5927422	9.30118845
316	91.0503849	7.19828733

Tabla 7. Tabla donde se muestran los números Vickers para muestras de Al – B₄C sometidas a un tratamiento térmico a 500°C con distintos tiempos de permanencia.

CAPÍTULO IV

DISCUSIÓN

DISCUSIÓN

Como objetivos de este estudio se plantearon interrogantes que son problemas abiertos en el campo de los materiales compuestos de la familia Al-B₄C. En esta sección se abordarán nuevamente estas preguntas y se dará una respuesta con base en los resultados ya expuestos en el Capítulo III

1.- *Determinar si existe una reacción en estado sólido entre el aluminio y el carburo de boro.*

Con respecto a este objetivo, se encontró que existe una reacción entre la matriz de aluminio y las partículas de B₄C, esta reacción da como resultado la formación de la fase Al₃BC, la cual se forma en la interfase Al – B₄C. Esta fase fue posible identificarla por medio de DRX y MEB presentándose como una capa de color gris oscura entre la partícula de B₄C y el Al

La formación de esta fase modifica la naturaleza de la interfase lo que puede traer como resultado que la transferencia de carga de la matriz a las partículas se vea afectada considerablemente, de manera que las propiedades mecánicas del material también se modifiquen.

Además, se observó que existe la formación de la fase AlB₂, esta fase fue posible identificarla por medio de DRX, sin embargo debido a su parecido con el aluminio no fue posible identificarla por medio de MEB

Durante el tiempo de servicio del material, la temperatura es uno de los factores críticos dado que la reacción se presenta en estado sólido, por lo que es necesario determinar a que temperatura se da la reacción.

2.- *De darse, ¿a qué temperatura ocurre esta reacción?*

Un primer estudio arrojó que esta reacción podría ocurrir a 570°C formando un pico muy pequeño en los espectros de DTA, el tamaño del pico se debe a que la materia que reacciona para formar Al₃BC es mínima respecto al volumen total (alrededor del 1%), También, se puede notar que no siempre se observa este pico, esto puede deberse a que no siempre se tienen partículas en la muestra analizada. Sin embargo, todo lo anterior podría ser refutado pues se pueden formar compuestos binarios, ternarios o cuaternarios que podrían dar lugar a esa señal debido a la presencia de otros componentes en la aleación A357 tales como, Al, Si, Mg, Ti, Fe, Cu, Mn, Zn y la presencia del B y C presente en las partículas.

En efecto, en los resultados obtenidos por DTA, sólo se observaron dos picos los cuales corresponden a transformaciones que se llevan a cabo en la matriz (Al – Si), no fue posible determinar la temperatura a la que se lleva a cabo la reacción, debido a que la cantidad de Al₃BC es muy pequeña. Sin embargo, los tratamientos térmicos se llevaron a cabo a una temperatura de 500°C, y de acuerdo a los resultados obtenidos por medio de DRX y MEB existe la reacción, lo que nos hace suponer que la temperatura a la cual se lleva a cabo la reacción es inferior a esta.

3.- ¿Esta reacción modifica el diagrama de fases Al – B – C?

La presencia de las fases Al_3BC y AlB_2 en estado sólido modifican el diagrama ternario Al – B – C creando una zona ternaria en la cual éstas coexisten con el aluminio, sin embargo aún no se tiene la información necesaria para establecer las líneas de frontera entre las diferentes fases en estado sólido. Cabe mencionar que los diagramas experimentales existentes en la literatura están referidos a temperaturas para las cuales el aluminio se encuentra en estado líquido. Para estos diagramas las regiones en donde se observan dichas fases están bien definidas.

4.- Determinar si la cinética de la reacción es suficientemente rápida para ser detectada.

En cuanto a la cinética de la reacción, ésta es visualmente apreciable en tiempos que se miden en algunas horas. Esto trae como consecuencia que la interfase cambie dinámicamente durante el servicio a altas temperaturas, por lo que su uso es limitado por esta variable. Si se trata de asociar la curva de la figura 19 a un comportamiento que siga la ley de Avrami, se observa que aún a 1000 horas de tratamiento la zona de cambio de concavidad no se presenta, por lo tanto no es posible estimar la energía de activación para la reacción.

La difusión es entorpecida por una capa de Al_3BC sólida, por lo que los efectos ya no serán muy notorios a partir de un cierto tiempo. Este efecto llamado de pasivación está documentado y ocurre al cabo de 6 horas a 1000K [1]. En estado sólido es de esperarse que el tiempo necesario para que ocurra la pasivación deberá ser mucho mayor. De manera cuantitativa este tiempo puede evaluarse a partir de la derivada de las curvas de la figura 19 en donde se puede observar después de 1000 horas de permanencia a 500 °C que la pendiente aún no es horizontal, lo cual nos dice que la pasivación ocurriría a tiempos aún mayores.

5 - Determinar si la reacción influye en el módulo elástico del material.

Si influye, sin embargo, es importante señalar que, a priori, no se puede saber si la reacción va a ser perjudicial o benéfica para el material, aunque por lo general uno espera que una reacción pequeña y homogénea en toda la interfase pueda ser benéfica para la cohesión partícula - matriz, y por el contrario una reacción violenta y no homogénea pudiera debilitar la cohesión [10].

Los resultados obtenidos en las pruebas de flexión de la figura 32 muestran que existe un aumento en el módulo de Young con respecto a la muestra que no tiene tratamiento térmico observándose el mayor valor del módulo para una temperatura de 31.6 horas, lo que hace pensar que cuando la reacción es pequeña existe una mayor transferencia de carga de la matriz a las partículas y pasado este tiempo la cohesión partícula – matriz se ve debilitada provocando un efecto de reversibilidad en el módulo de Young.

Los ensayos en tracción crearon muchas dificultades pues por un lado no se pudieron maquinar probetas bajo norma sin dañar la herramienta de corte, y al utilizar probetas de sección constante

se corre el riesgo de que el esfuerzo triaxial rompa la probeta cerca de la mordaza y no en la sección central como se desearía

Solamente en el caso favorable en que la *sección ocupada por la mordaza* estuviera particularmente reforzada por las partículas podríamos tener una probeta que se rompiera en el centro, eso ocurrió en algunas de las muestras y la figura 33 muestra el comportamiento de las curvas esfuerzo - deformación para esos casos.

Por supuesto, dadas las condiciones explicadas arriba, sólo se les puede conceder un valor relativo a dichas curvas, de hecho, sólo se intentó constatar si la tendencia que sigue el módulo elástico respecto a la temperatura es la misma que la expuesta en la figura 32.

El comportamiento observado en los ensayos a tracción no resulta concluyente, dado a lo expuesto con anterioridad.

6 - *¿La reacción tiene un efecto de endurecimiento en la matriz del material compuesto?*

El endurecimiento observado en la gráfica de la figura 34 es muy pequeño y no resulta concluyente, el efecto podría ser explicado por una modificación de la matriz y no de la interfase, de hecho, el efecto de endurecimiento estaría relacionado con la formación de precipitados de Mg_2Si , dada la poca cantidad de Mg en la aleación, su formación y/o su influencia son marginales.

CONCLUSIONES

CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos en este estudio se puede concluir lo siguiente

- Existe una reacción en estado sólido entre el aluminio y el carburo de boro la cual da lugar a la formación de la fase Al_3BC en la interfase y la formación de la fase AlB_2 .
- La temperatura a la cual se da inicio a esta reacción aún no fue posible determinarla. Sin embargo, la reacción debería suceder a una temperatura menor a los 500°C , debido a que fue posible identificarla por medio de DRX y MEB.
- La reacción modifica el diagrama ternario Al-B-C , pero aún se requiere de más información acerca de las líneas que limitan la fase Al_3BC y AlB_2 en el estado sólido.
- Se puede afirmar que la cinética de la reacción es de velocidad intermedia con respecto a la velocidad presente en estado líquido, por lo que no se vislumbra que esta reacción pudiera comprometer las propiedades mecánicas del material compuesto a temperaturas inferiores a la temperatura de recristalización. El comportamiento que describe esta reacción se ajusta con la ley de Avrami como se ve en la figura 19. Sin embargo, los tiempos utilizados para este estudio se encuentran aún por debajo del tiempo requerido para determinar la razón de transformación, por lo cual no es posible dar una aproximación de la energía de activación para la reacción. El tiempo requerido para que se lleve a cabo el fenómeno de pasivación de la reacción es mayor a 1000 horas a la temperatura considerada.
- Se observó que el mayor valor del módulo de Young se presenta a un tiempo de 31.6 horas, para tiempos mayores de permanencia en tratamiento térmico se presenta un fenómeno de reversibilidad por lo que el módulo de Young decrece lo cual podría comprometer el uso de este material para temperatura mayores a 500°C durante periodos de tiempo superiores a los 31.6 horas.
- En cuanto al endurecimiento del material como consecuencia de la reacción, los resultados no fueron concluyentes. El endurecimiento presente pudiera ser ocasionado por fenómenos de precipitación en la matriz.

PERSPECTIVAS

El estudio de los materiales compuestos de Al – B₄C necesita de más resultados y todavía quedan muchas preguntas abiertas con respecto a estos materiales.

Es necesario realizar estudios más minuciosos de los aspectos termodinámicos que se ven involucrados en la reacción, con la finalidad de determinar las líneas de fronteras entre las fases y poder determinar los diagramas de fases en estado sólido.

En cuanto a la cinética de la reacción, también es necesario realizar un estudio más preciso con el fin de determinar la energía de activación, la razón de transformación y el momento en el que se presenta el fenómeno de pasivación.

El estudio de capas protectoras que eviten que exista una reacción en la interfase en el caso que así se requiriera.

En este estudio no se abordaron cuestiones relacionadas con los efectos que ocasiona la formación de la fase Al₃BC en los mecanismos de fractura del material, por lo que es otra cuestión que queda abierta para un estudio posterior.

ANEXOS

Anexo A. ANÁLISIS DE ELEMENTOS SOMETIDOS A FLEXIÓN PURA

Si tenemos un elemento con un plano de simetría ($AB - A'B'$) y lo sometemos en sus extremos a pares opuestos e iguales M y M' que actúan en el plano de simetría observaremos que el elemento se flexionará bajo la acción de los pares, pero permanecerá simétrico con respecto a dicho plano.

Por lo tanto, las líneas AB y $A'B'$ tendrán una curvatura constante, es decir, las líneas que antes eran rectas se convertirán en arcos con centro en C .

Si suponemos que el elemento está dividido en pequeños elementos cúbicos con caras respectivamente paralelas a los tres planos coordenados, entonces estos elementos serán transformados como se muestra en la figura 35.A, cuando el elemento es sometido a los pares M y M' . Puesto que las caras representadas en la figura 35.B están 90° la una con la otra, concluimos que $\gamma_{xy} = \gamma_{xz} = 0$ y, por lo tanto, que $\tau_{xy} = \tau_{xz} = 0$. Las componentes de esfuerzo σ_y , σ_z y τ_{yz} , deben ser iguales a cero en la superficie del elemento. Por otra parte, las deformaciones involucradas no requieren ninguna interacción entre los elementos de una sección transversal, suponemos que estas tres componentes de esfuerzo son iguales a cero a lo largo de todo el elemento. Por lo tanto, concluimos que la única componente del esfuerzo diferente de cero que actúa en cualquiera de los elementos cúbicos considerados aquí es la componente normal σ_x , por lo que en cualquier punto de un elemento esbelto en flexión pura, tenemos un estado uniaxial de esfuerzos.

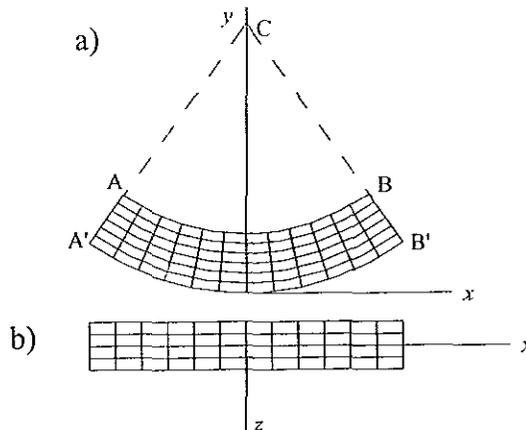


Figura 35. A) Proyección en el plano xy de un elemento sometido a flexión pura
B) Proyección en el plano xz de un elemento sometido a flexión pura.

Como se puede observar en la figura 36, la deformación ϵ_x y el esfuerzo σ_x son negativos en la parte superior del elemento (compresión) y positivos en la parte inferior (tracción), por lo que existe una superficie donde la deformación ϵ_x y el esfuerzo σ_x son iguales a cero, esta superficie se llama *superficie neutra*.

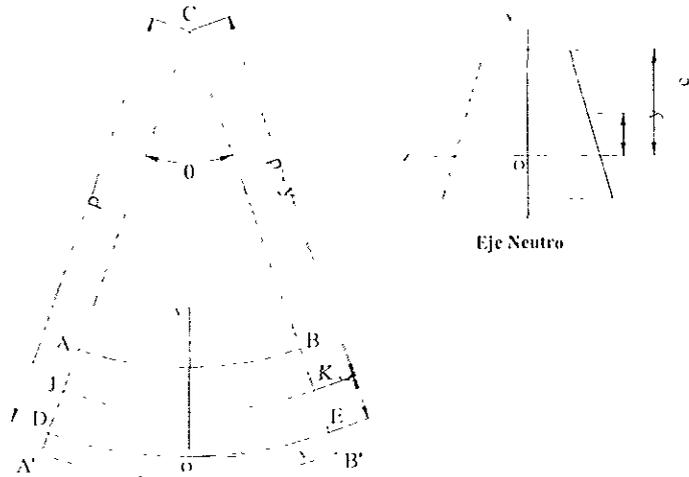


Figura 36. Esquema que muestra un sección de un elemento sometido a flexión pura, el eje de referencia está colocado en el eje neutro de la sección.

Si colocamos un origen de coordenadas sobre la superficie neutra, de tal manera que la distancia de cualquier punto a la superficie neutra sea medida por su coordenada y

Denotamos ρ el radio del arco DE, por θ el ángulo central correspondiente a DE y observando que la longitud de DE es igual a la longitud L del elemento no deformado, entonces:

$$L = \rho\theta$$

Considerando ahora el arco JK localizado a una distancia y por encima de la superficie neutra, notamos que su longitud L' es:

$$L' = (\rho - y)\theta$$

Puesto que la longitud original del arco JK era igual a L , la deformación de JK es:

$$\delta = L' - L = (\rho - y)\theta - \rho\theta = -y\theta$$

Por lo tanto la deformación unitaria de los elementos de JK está dada por:

$$\epsilon_x = \frac{\delta}{L} = \frac{-y\theta}{\rho\theta} = \frac{-y}{\rho}$$

Esta deformación unitaria es válida en cualquier punto y concluimos que la deformación normal longitudinal ϵ_x varía linealmente a través del elemento, con la distancia y medida desde su superficie neutra.

Si el momento flexor M es tal que los esfuerzos normales en el elemento permanecen por debajo de la resistencia a la fluencia, entonces se puede aplicar la ley de Hook para esfuerzo uniaxial. Suponiendo que el material es homogéneo y designado por E su módulo de elasticidad, entonces tenemos que:

$$\sigma_x = E\varepsilon_x$$

Por lo que se puede afirmar que en la zona elástica, el esfuerzo normal varía linealmente con la distancia desde la superficie neutra.

Tenemos que

$$E\varepsilon_x = -\frac{y}{c}(E\varepsilon_m)$$

$$\sigma_x = -\frac{y}{c}\sigma_m$$

Donde: c es la distancia del eje neutro a la superficie del elemento, ε_m es la deformación máxima y σ_m es el esfuerzo máximo.

De la estática tenemos que:

$$\int \sigma_x dA = \int \left(-\frac{y}{c} \sigma_m \right) dA = -\frac{\sigma_m}{c} \int y dA = 0$$

De donde se establece que:

$$\int y dA = 0$$

Esto es, que para un elemento sometido a flexión pura el eje neutro pasa por el centroide de la sección, siempre y cuando los esfuerzos permanezcan en la zona elástica.

$$\int (-y \sigma_x dA) = M$$

Si hacemos pasar el eje z por el eje neutro y sustituyendo σ_x , tenemos:

$$\int (-y) \left(-\frac{y}{c} \sigma_m \right) dA = \frac{\sigma_m}{c} \int y^2 dA = M$$

La integral representa el momento de segundo orden o momento de inercia, de la sección con respecto al eje neutro, por lo tanto:

$$\sigma_m = \frac{Mc}{I}$$

Sustituyendo σ_m , obtenemos el esfuerzo normal σ a cualquier distancia y del eje neutro:

$$\sigma = \frac{My}{I}$$

La deformación del elemento causada por el momento flector M es medida por la curvatura de la superficie neutra. La curvatura es definida como $1/\rho$ y en la zona elástica tenemos que:

El radio de curvatura se puede aproximar como:

$$\frac{1}{\rho} = \frac{\sigma_m}{Ec} = \frac{1}{Ec} \frac{Mc}{I} = \frac{M}{EI} \quad \frac{d^2y}{dx^2} = \frac{1}{\rho} = \frac{M}{EI}$$

Resolviendo esta ecuación para las condiciones a que está sometido el elemento se encuentra la ecuación de la curva elástica.

VIGA EN CANTILIVER

En la figura 37 se muestra un elemento en cantiliver sometido a una carga P , este elemento puede ser analizado como un elemento sometido a una flexión pura.

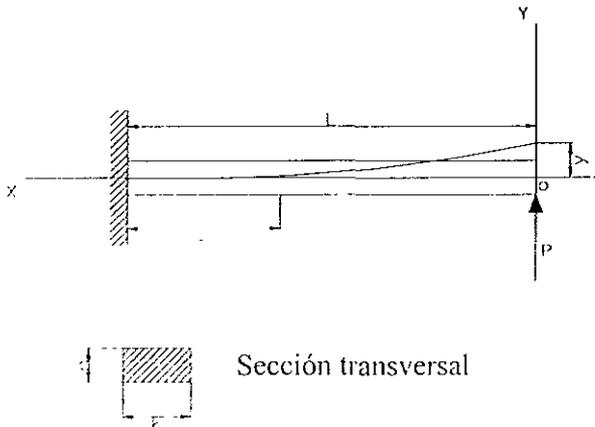


Figura 37. Esquema de una viga en cantiliver sometida a una carga P

En los elementos en cantiliver, tenemos que $M = Px$, por lo tanto, la ecuación diferencial que describe el comportamiento es:

$$EI \frac{d^2y}{dx^2} = Px$$

Resolviendo la ecuación diferencial por el método de integración tenemos:

$$EI \frac{dy}{dx} = \frac{Px^2}{2} + C_1$$

$$EIy = \frac{Px^3}{6} + C_1x + C_2$$

Para determinar las constantes de integración tenemos las siguientes condiciones de frontera

$$\begin{array}{lll} dy/dx = 0 & \text{cuando} & x = L \\ y = 0 & \text{cuando} & x = L \end{array}$$

Aplicando estas condiciones de frontera obtenemos que:

$$C_1 = -\frac{PL^2}{2}$$

$$C_2 = \frac{PL^3}{3}$$

Por lo tanto:

$$y = \frac{P}{6EI} (x^3 - 3L^2x + 2L^3)$$

Esta ecuación se conoce como la *ecuación de la curva elástica* de un elemento en cantiliver.

Donde P es la carga aplicada; E es el módulo elástico del elemento; I es el momento de inercia con respecto al eje neutro, x es la distancia del origen a cualquier sección transversal del elemento y L es la longitud del elemento.

Anexo B. FUNCIONAMIENTO Y CARACTERÍSTICAS DE LOS LVDT

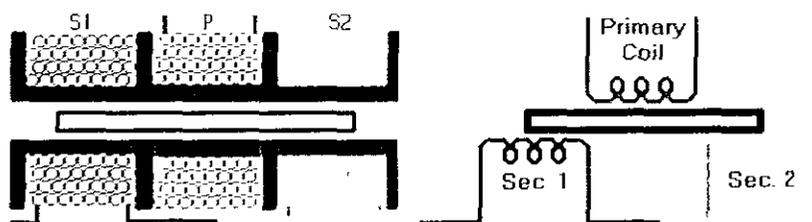
Un LVDT (*Linear Variable Differential Transformer*) es un dispositivo electromecánico que produce una salida (*output*) eléctrica proporcional al desplazamiento de un núcleo (*core*) móvil.

El LVDT está constituido en su estructura interna por una bobinado primario (*primary coil* ó *primary winding*) que se encuentra entre un par de bobinas secundarias (*secondary coil* ó *secondary winding*) simétricamente espaciadas con respecto a la bobina primaria. Las espiras se encuentran enrolladas en una pieza hueca hecha de un polímero reforzado con vidrio térmicamente estable, encapsulado para prevenir la humedad, cubierto por un escudo de alta permeabilidad magnética, y después colocado en una cámara cilíndrica de acero inoxidable. Estos elementos constituyen el elemento estacionario del sensor, este ensamble provee una ruta para el flujo magnético que une las espiras.

El elemento móvil, llamado núcleo del LVDT es una armadura tubular de un material magnéticamente permeable, el cual tiene un movimiento axial libre en el hueco del las espiras y se acopla mecánicamente al objeto al cual se le quiere medir su posición.

Principio de funcionamiento

Cuando la bobina primaria es energizada por una fuente externa de corriente alterna AC, normalmente de 0.5 - 10 Vrms a 1 - 10 kHz, se induce un voltaje en las dos bobinas secundarias. Las bobinas secundarias están conectadas en serie de forma o puesta por lo que el voltaje en cada bobina secundaria es de polaridad opuesta. Por lo tanto, la salida del LVDT es la diferencia entre estos dos voltajes, el cual es cero cuando el núcleo se encuentra en la posición central o posición nula, debido a que a las dos bobinas secundarias les llega el mismo flujo dando como consecuencia que los voltajes en cada una sean los mismos. Cuando el núcleo es desplazado de la posición nula, el voltaje inducido en la bobina secundaria hacia la cual se desplazo el núcleo aumenta, mientras que el voltaje inducido en la bobina secundaria opuesta decrece. Por lo tanto se produce una diferencia de voltaje en la salida, la cual varía linealmente con los cambios en la posición del núcleo. Cuando el núcleo es desplazado hacia el otro lado de la posición nula, la fase del voltaje de salida cambiar abruptamente en 180°, es decir, si desplazamos el núcleo hacia un lado de la posición nula vamos a obtener en la salida una diferencia de voltajes positiva, mientras que si lo desplazamos al otro lado de la posición nula la diferencia de voltajes en la salida va a ser negativa.



Características

El uso de los LVDT es muy amplio debido a que cuenta con algunas características que los hacen superiores a otros medidores de desplazamiento, según Schaectvitz LVDT Technology

Operación libre de fricción. Debido a que no existe un contacto mecánico entre el núcleo y las estructura de la bobina, el LVDT es un dispositivo que funciona libre de fricción. Debido a esta característica estos dispositivos se han empleado en aplicaciones tales como deflexión dinámica ó

**ESTA TESIS NO SALE
DE LA BIBLIOTECA**

pruebas de vibración de materiales delicados y en pruebas de tensión ó termofluencia en fibras o materiales con alta elasticidad.

Tiempo de vida mecánica infinita. Al no existir fricción ni contacto entre el núcleo y la bobina tampoco existe desgaste en los elementos del LVDT, por lo que esencialmente el tiempo de vida mecánica del dispositivo es infinito.

Resolución infinita. La operación libre de fricción combinado con el principio de inducción del LVDT, le dan una característica de resolución infinita, es decir, que el LVDT puede responder al más mínimo movimiento del núcleo, dando una diferencia de voltaje en la salida. Por lo que la única limitante en la resolución está dada por la capacidad de leer los datos proporcionados por el LVDT con los dispositivos electrónicos externos.

La respuesta dinámica del LVDT únicamente está limitada por los efectos inerciales del núcleo.

Repetitividad de la posición nula. La inherente simetría del LVDT le da la característica de repetir su posición nula. La posición nula de un LVDT es extremadamente estable y repetible.

Sensitividad de eje único. El LVDT es predominantemente sensitivo a desplazamiento axiales del núcleo y relativamente insensitivo a desplazamiento radiales del mismo. Lo que lo hace funcional en aplicaciones donde el movimiento no es precisamente en línea recta.

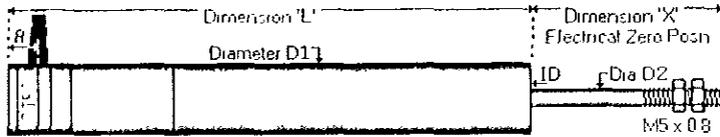
Robustez extrema. La combinación de los materiales de los que está fabricado el LVDT lo hace un dispositivo robusto y durable en una gran variedad de condiciones ambientales. Debido a su encapsulado lo hace resistente a la humedad, a cargas de impacto y altos niveles de vibración, mientras que sus escudos internos de alta permeabilidad magnética minimizan los efectos de campo de corriente alterna externos.

Un LVDT ordinario opera en un gran rango de temperatura, pero si es requerido, pueden fabricarse usando materiales especiales para una aplicación específica.

Salida absoluta. El LVDT es un dispositivo con una salida absoluta, es decir, si se tiene una pérdida del suministro energético, el dato de la posición mandada por el LVDT no se pierde.

Núcleo y bobinas separables. Debido a que la única interacción entre el núcleo y las bobinas de un LVDT es un acoplamiento magnético, el ensamble de las bobinas puede ser aislado del núcleo por la inserción de tubo no magnético entre el núcleo y el barreno. Esta barrera sirve para aislarlo de un medio presurizado, corrosivo o de fluidos cáusticos.

El LVDT utilizado en este estudio fue proporcionado por RDP Electronics y tiene la siguientes características:



El MODELO ACT500

Stroke (mm)	Dim L (mm)	Dim X (mm)	Dim D1 (mm)	Dim D2 (mm)	ID (mm)	Dim A (mm)	Peso del cuerpo (g)	Peso del núcleo (g)	Sensibilidad (V/V)	Recorrido interno (mm)
± 12.5	127	43	20.6	Exterior 4.75 Interior 6	6.8	9	170	17	0.7	23

Especificaciones eléctricas.

Requerimientos de suministro: 0.5 – 7 Vrms, senoidal de 2 – 10 kHz

Linealidad (% error de la escala completa): ± 0.5 % estándar

Rango de temperatura de operación - 50°C a 125°C

www.rdpelectronics.com

www.schaevitz.com

www.macrosensors.com

Anexo C. TIPOS DE MATERIALES COMPUESTOS.

Reforzados con fibras

En los materiales compuesto reforzados con fibras existe un parámetro que nos permite determinar el tipo refuerzo que se tiene, este parámetro es la longitud crítica l_c , la cual depende del diámetro d de las fibras, la resistencia última de la fibras σ_f y el esfuerzo cortante de la matriz τ_c de acuerdo a la fórmula

$$l_c = \frac{\sigma_f d}{\tau_c}$$

Por lo tanto, se llama fibras continuas a aquellas que su longitud es aproximadamente $l > 15 l_c$ mientras que las fibras discontinuas o fibras cortas tienen longitudes menores a l_c .

➤ Continuas alineadas

Los materiales compuestos reforzados con fibras continuas tienen un comportamiento anisotrópico, el grado de anisotropía depende principalmente de la orientación de las fibras. El rol principal de las fibras es soportar la carga, mientras que la función de la matriz metálica es transferir y distribuir la carga en las fibras.

La eficiencia de transferencia de carga de la matriz a las fibras depende de la interfase de unión entre ellos. Asumiendo una buena interfase entre ellos, las propiedades mecánicas dependen más de las propiedades de las fibras que de las propiedades de la matriz.

➤ Discontinuas

Whiskers. Los whiskers son materiales libres de defectos o fibras cortadas con un diámetro de alrededor de $1 \mu\text{m}$. Los whiskers son materiales monocristalinos y por lo tanto tienen una mayor resistencia a la tensión. Los whiskers deben estar cercanos uno de otro para evitar grandes distorsiones en la matriz y mejorar substancialmente las propiedades mecánicas. En la práctica, significa que la concentración de estos refuerzos debe ser media o alta, generalmente se encuentran en concentraciones del 20% o más.

Alineadas

Orientadas aleatoriamente.

En el caso de fibras continuas o whiskers con gran relación longitud/ radio (aspect ratio longitud/diámetro), la matriz sirve para mantener juntas las fibras, para alinear estas en direcciones de esfuerzo deseadas y para transferir la carga aplicada a las fibras.

Estructurales

➤ Laminados

Los materiales compuestos laminados están compuestos por hojas bidimensionales o paneles que tiene direcciones preferencias de alta resistencia. Los paneles son apilados a unidos, por lo tanto las orientaciones de las direcciones de alta resistencia varían en cada capa sucesiva.

➤ Paneles Sandwich

Los paneles sandwich consisten en dos capas superficiales duras o caras (faces) separada por una capa de un material con menor densidad o corazón (core), el cual tiene una menor rigidez y una menor resistencia.

Las capas soportan la mayor parte de la carga externa aplicada y los esfuerzos transversales de flexión, mientras que el corazón cumple con dos funciones; la primera, es resistir deformaciones perpendiculares al plano de las caras y el segundo, es proveer un cierto grado de rigidez a cortante en los planos perpendiculares a las caras.

Una de las estructuras más empleadas como corazón son los "honeycombs" los cuales están formados de delgadas lamina de material en forma celdas hexagonales, con ejes orientados perpendicularmente a los planos de las caras.

BIBLIOGRAFÍA

BIBLIOGRAFÍA

- 1.-Viala (J.C.), Bouix (J.), González (G.), Esnouf (C.). **Chemical reactivity of aluminium with boron carbide.** J. Mat. Sci. Vol 32. 1997. Pp 4559 - 4573.
- 2.-Noble (B.), Trowsdale (A.J.), Harris (S.J.). **Low - temperature interface reaction in aluminium - silicon carbide particulate composite produced by mechanical alloying.** J. Mat. Sci. Vol 32. 1997. Pp 5969 - 5978
- 3.-Fei (W.D.), Jiang (X.D.), Li (C.), Yao (C.K.). **Effect of interfacial reaction fracture behavior of aluminium borate whisker reinforced aluminium composite.** Mat. Sci. & Tech. Vol. 13. 1997. Pp 918 - 922.
- 4.-Pan (J.), Sasaki (G.), Yao (L.J.), Yoshida (M.), Fukunaga (H.). **Interfacial reaction and its effect on strength of $Al_{18}B_4O_{33}$ / Al composites.** Mat. Sci. & Tech. Vol. 15. 1999. Pp 1044 - 1048.
- 5.-Satyaprasad (K.), Mahajan (Y.R.), Bhanuprasad (V.V.). **Strengthening of Al / 20 v/o TiC Composites by isothermal heat treatment.** Scripta Metal. Et Materialia. Vol 26. No. 5. 1992.
- 6.-Pysik (A.), Askay (I.), Halverson (D.), Snowden (W.). **Processing of boron carbide - aluminium composites.** J. Am. Ceram. Soc. Vol 72. No. 5. 1989. Pp 775 - 780.
- 7.-Pysik (A.), Beaman (D.). **Al - B - C development and effects on mechanical properties of B_4C / Al - derive composites.** J. Am. Ceram. Soc. Vol 78. No. 2. 1995. Pp 305 - 312.
- 8.-Torquato (S.), Christofer (L.), Yeong (Y.), Rintoul (M.), Milius (D.), Askay (I.). **Elastic properties and structure of interpenetrating boron carbide / aluminium multiphase composites.** J. Am. Ceram. Soc. Vol 82. No. 5. 1999. Pp 1263 - 1268.
- 9.-Arsenault (R.), Minoru (T.). **Metal matrix composites. Termomechanical behavior.** London press. 1989.
- 10.-Terry (B.), Jones (G.). **Metal matrix composites.** Elsevier advanced technology. 1990.
- 11.-Murray (G.T.), **Introduction to engineering material. Behavior, porperties and selection** Marcel Dekker Inc. 1993.
- 12.-Calister Jr. (W.). **Material Science and Engineering. An introduction.** John Willey & Sons, Inc. 1994.
- 13.-Askeland (D.). **The science and engineering of materials** 1984.
- 14.-Taha (M.A.), El - Mahallawy (M.A.). **Advances in metal matrix composites.** Trans Tech publications. 1993.
- 15.-Clyne (T.W.), Withers (P.J.). **An introduction to metal matrix composites** Cambridge University Press. 1993.

- 16.-Suresh (S.), Mortensen (A.), Needleman (A.). **Fundamentals of metal matrix composites.** Butterworth -- Heinemann. 1993.
- 17.-Thevenot (F.), **Boron carbide: a comprehensive review.** Journal of the European Ceram.Society, 1990. Vol 6, p.205-225.
- 18.-Thevenot (F.), Bouchacourt (M.), **Le carbure de bore: matériau industriel performant partie I.** L'Industrie Ceramique, 1979. Vol. 732, p. 655-661.
- 19.-Thevenot (F.), Bouchacourt (M.), **Le carbure de bore: matériau industriel performant partie II,** L'Industrie Ceramique, 1979. Vol. 734, p. 603-610.
- 20.-Everett (R.K.), Arsenault (R.J.). **Metal matrix composites: Processing and interfaces.** Academic Press. 1991.
- 21.-Walter (M.).**Physical Chemistry.** Prentice Hall.1962.
- 22.-West (F.). **Ternary Equilibrium Diagrams.** Chapman and Hall. 1982.
- 23.-Bertin (E.). **Principles and practice of X-Ray spectrometric analysis.** Plenum Press. 1975.
- 24 -Guinier (A.). **Theorie et technique de la radiocristallographie.** Segunda edición. Dunod. 1956.
- 25.-Fleger (S.), Heckman (J). **Scanning and transmsion electron microscopy. An introduction.** W.H: Freeman & Co. 1993.
- 26.-Goodhew (P.J.), Humpreys (F.J.). **Electron microscopy of analysis.** Taylor & Frncis. 1988.
- 27.-Haines (P.). **Thermal methods of analysis. Principles, applications and problems.** Blackie Academic & Pofessional. 1995.
- 28.-Mackenzie (R.). **Differential thermal analysis. Vol. 2 applications.** Academic Press. 1972.
- 29.-Mackenzie (R). **Differential thermal analysis. Vol. 1 Fundamental aspects.** Academic Press. 1972.
- 30.-Avner (S.H.). **Introducción a la metalurgia física.** Segunda edición. McGraw Hill. 1988.