

12
2ej



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

**CARACTERIZACION MICROESTRUCTURAL DE UNA
ALEACION DE Al - Ti/SiC
(SOLIDIFICADA RAPIDAMENTE)**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE

INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P R E S E N T A

MA. SOLEDAD GALICIA JIMENEZ

MEXICO, D. F.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

1991



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

INDICE

	página
CAPITULO 1.	
1.1 INTRODUCCION.	3
CAPITULO 2.	
REVISION DE LA LITERATURA.	5
2.1 MATERIALES COMPUESTOS.	5
2.2 DESCRIPCION DE LOS MATERIALES COMPUESTOS CON MATRIZ METALICA (MMCS).	6
2.2 TECNICAS DE FABRICACION.	6
2.3 PROCESO CVMM.	7
CAPITULO 3.	
PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.	11
3.1 INTRODUCCION.	
3.2 MATERIALES PARA LA FABRICACION DE LA ALEACION.	12
3.3 DESCRIPCION DEL EQUIPO.	13
3.3.1 MICROSCOPIO ELECTRONICO DE BARRIDO (MEB).	13
3.3.2 MICROSCOPIO ELECTRONICO DE TRANSMISION (MET).	14
3.3.3 DIFRACTOMETRO.	16
3.4 TECNICAS EXPERIMENTALES.	18
3.4.1 PREPARACION DE LA MUESTRA PARA MET. ELECTROPULIDO.	18
3.4.2 METODO DE POLVOS PARA DIFRACCION DE RAYOS X.	20
3.5 DESARROLLO EXPERIMENTAL. CARACTERIZACION MICROESTRUCTURAL.	20
3.5.1 MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO.	20

3.5.2 MICROSCOPIA ELECTRONICA DE TRANSMISION.	21
3.5.3 DIFRACCION DE RAYOS X.	23
3.5.4 FRACTOGRAFIA.	25
FIGURAS DEL CAPITULO 3.	26
CAPITULO 4.	
RESULTADOS Y DISCUSION.	31
4.1 MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO.	31
4.2 MICROSCOPIA ELECTRONICA DE TRANSMISION.	32
4.3 DIFRACCION DE RAYOS X.	32
4.4 FRACTOGRAFIA.	33
FIGURAS DEL CAPITULO 4.	34
TABLAS DEL CAPITULO 4.	41
4.5 DISCUSION DE RESULTADOS.	44
DIAGRAMA DE FASES DE Al-Ti.	47
CAPITULO 5.	
CONCLUSIONES.	48
APENDICE	50
BIBLIOGRAFIA.	54

CAPITULO 1

INTRODUCCION.

El hombre en el desarrollo industrial a obtenido nuevos materiales metálicos para un mejor funcionamiento de los equipos, aparatos y herramientas metálicas requeridas por las nuevas tecnologías con mejores propiedades mecánicas y térmicas. El tipo de materiales que pueden dar estas ventajas en la industria son las aleaciones compuestas en las que sus componentes son de características diferentes, siendo unos constituyentes totalmente metálicos y otros con características no metálicas, pero conjuntando a estos materiales con propiedades diferentes en condiciones apropiadas se obtiene materiales con propiedades superiores a las de sus componentes individuales.

Una de las mejorías que proporcionan estos materiales es la reducción en peso del material, otra ventaja que tienen estas aleaciones es su gran resistencia a altas temperaturas.

Es por esto que las nuevas aleaciones compuestas son ahora la materia prima para fabricar piezas metálicas que deban ser usadas en condiciones de temperaturas elevadas.

Esto se origina por las grandes necesidades de la Industria naval, espacial, aérea, automotriz, eléctrica y otras. El desarrollo de nuevos sistemas metálicos rígidos, resistentes, ligeros, esta iniciandose, donde materiales cerámicos como SiCp mezclados a una matriz metálica por ejemplo aleaciones de Al-Ti, se utilizan como fase reforzante para procesar este tipo de materiales compuestos incrementando las propiedades mecánicas de

la aleación; la elaboración de estos materiales compuestos se ha realizado por el proceso de atomización, siendo esta una nueva técnica para procesar materiales con matriz metálica.

En este trabajo se estudia la microestructura de la aleación compuesta: Al-2%Ti-4%vol.SiC por medio de microscopía electrónica de barrido, en la que se identifica la morfología superficial del material; se utiliza microscopio electrónico de transmisión para estudiar la microestructura e identificar las fases que existen en el material con ayuda de los patrones de difracción; también se identifican las fases y los parámetros de red por difracción de rayos X.

La morfología superficial que presenta la aleación Al-2%Ti-4%vol.SiC es de tipo equiaxial, las fases que se observan en el material son: Al fcc, intermetálico Al₃Ti tetragonal con morfología rectangular, SiCp fcc que presenta una morfología irregular, se presentan dislocaciones en los contornos de SiCp.

Se obtiene para Al fcc el parámetro de red $a = 4.047 \pm 0.0023 \text{ \AA}$; para el Al₃Ti tetragonal $a = 3.830 \pm 0.0327 \text{ \AA}$; para el SiC fcc el valor de $a = 4.370 \pm 0.0169 \text{ \AA}$.

Se analiza el tipo de fractura que presenta el material siendo esta de tipo dúctil.

CAPITULO 2

REVISION DE LA LITERATURA.

2.1 MATERIALES COMPUESTOS.

Para los requisitos actuales y futuros de la industria en general, los materiales usados a altas temperaturas deberán desarrollarse materiales con ciertas características adecuadas a los retos industriales. El desarrollo e implementación de aleaciones de Al a altas temperaturas reduce el peso del equipo, reemplazando a aleaciones convencionales como son Ti y acero usados en sistemas primarios y sistemas auxiliares de propulsión; las aleaciones de Ti funcionan bien a estas condiciones pero son 67% más densas que el Al y son muy costosas, aproximadamente la mitad de la composición en las máquinas de propulsión es de Ti (42% en peso), el reemplazo de la mitad de Ti con Al podría significar una reducción de peso en el equipo de un 21%. Sin embargo las aleaciones de Al deben mantener su resistencia a temperaturas mayores de 375°C, a la corrosión, tener un alto módulo de elasticidad y tener una resistencia mayor a la fractura. Estas aleaciones deberán resistir deformaciones y tener microestructuras térmicamente estables.

Las aleaciones de Al-Ti han demostrado su aplicación en sistemas aéreos a temperaturas de 200°C a 300°C, estas aleaciones deben su excelente ductilidad, esfuerzo, y resistencia a la deformación a su estructura de grano y fina dispersión de partículas Al_3Ti . Para reducir el tamaño de las partículas de Al_3Ti , la solidificación rápida puede emplearse para aumentar la

solubilidad del Ti en Al en el estado sólido.

2.2 DESCRIPCION DE LOS MATERIALES COMPUESTOS CON MATRIZ METALICA. (MMCs)

Las investigaciones en estos sistemas metálicos son nuevas; se ha enfocado mucho la atención a este tipo de materiales compuestos con matriz metálica (MMCs), ya que tienen singular ventaja en sus propiedades mecánicas y térmicas sobre materiales totalmente metálicos, como aleaciones.

Los MMCs tienen un gran módulo elástico, alta resistencia a la tensión, resistencia al desgaste y a la fatiga, tienen buenas propiedades a altas temperaturas, pueden trabajarse a temperaturas de 300°C, sin sufrir deformaciones.

Sus propiedades son proporcionales a la morfología, cantidad de fase reforzante mezclada a la aleación, y proceso de fabricación. En las aleaciones de Aluminio, el carburo de silicio (SiC), es de los principales materiales que se mezclan y se procesan para la fabricación de los materiales compuestos con matriz metálica; estos compuestos de Al/SiC son relativamente económicos.

2.3 TECNICAS DE FABRICACION.

Las propiedades de estos materiales a altas temperaturas se pueden incrementar introduciendo una dispersión secundaria de carburos en la matriz de Al-Ti.

Hay varias técnicas que se han desarrollado para la fabricación de materiales compuestos (MMCs); estas se pueden clasificar en:

- a) Proceso de fase sólida.
- b) Proceso de fase líquida.

c) Proceso de dos fases, dependiendo de la temperatura.

Los procesos de fase sólida involucran la oxidación de una mezcla metal fundido\fase reforzante, y procesos de polvos metalúrgicos (PM).

Los procesos de fase líquida involucran una mezcla colada de matriz líquida y sólido cerámico reforzador.

En las técnicas de PM existe una limitación para asociar el contenido de fase reforzante con superficies grandes, particularmente cuando se usan aleaciones oxidables como Mg, Al, Li, Si, Ti, etc.,.

Recientemente los procesos de 2 fases se han utilizado con éxito para procesar materiales compuestos con matriz metálica (MMCs). Esto incluye una atomización y un proceso de deposición. Este grupo de procesos involucra la adición de partículas reforzantes a la matriz parcialmente solidificada (sólido-líquido). Gupta y colaboradores (Ref. 6), usaron una técnica conocida como codeposición variable de materiales multifásicos (CVMM), para incorporar más de 20% en volumen de partículas de SiC de 3 micrómetros, dentro de una matriz de Al-Ti.

El proceso CVMM fue desarrollado en vista de los buenos resultados reportados sobre las estructuras y propiedades de los MMCs por el proceso de atomización y deposición.

2.4 EL PROCESO DE CODEPOSITACION VARIABLE DE MATERIALES MULTIFASICOS (CVMM).

Durante el proceso de CVMM la aleación Al-Ti es desintegrada por medio de una dispersión fina de gotas usando gas inerte a alta

velocidad (figura 2.1), simultáneamente uno o más jets de partículas SiCp son inyectadas al atomizado (matriz metálica parcialmente solidificada).

El control interfacial es realizado por inyección de las partículas reforzantes en áreas determinadas donde la matriz atomizada posee una cantidad limitada de fracción volumen del líquido, por lo tanto el tiempo de contacto y la exposición térmica de las partículas de SiCp con la matriz parcialmente solidificada son mínimos y las reacciones interfaciales pueden ser controladas, así mismo el control del medio ambiente durante el proceso asegura una oxidación mínima.

El comportamiento de los MMCs depende de las propiedades individuales de los componentes, el carburo de silicio puede tener diferentes morfologías, como fibras, hilos cortos o largos, partículas redondas, o una combinación de estas; una interfase matriz-SiCp de enlaces débiles resulta de las reacciones interfaciales durante el proceso.

La interfase matriz-SiCp tiene el papel más importante en el comportamiento de los materiales compuestos con matriz metálica, la interfase puede poseer un espesor de algunos cientos de micrómetros, y puede presentar una capa de reacción y contener una o más fases nuevas; la interfase se define como la zona que separa a la matriz de SiCp.

Desafortunadamente la tecnología para la fabricación de los materiales compuestos con matriz metálica permanece en un estado relativamente inmaduro, el progreso en el procesamiento de los materiales compuestos con matriz metálica ha sido impedido por la

alta reactividad química y la pobre capacidad de adherencia comunmente encontrada entre la matriz y SiCp.

El factor más importante que determina la estabilidad de los materiales compuestos con matriz metálica es la naturaleza química y física de la interfase; las reacciones químicas en la interfase se deben a la inestabilidad termodinámica de la diferencia de potenciales químicos de la matriz y SiCp.

El objetivo de éste estudio es presentar resultados preliminares sobre la caracterización de la microestructura, así como identificar las fases de la aleación Al-2%Ti/SiC procesada por atomización y deposición (CVMM).

Se utiliza el microscopio electrónico de barrido como primer herramienta para observar la morfología superficial del material depositado, conocer la distribución de las partículas de SiCp, analizar e identificar las posibles fases presentes de acuerdo a las diferentes morfologías que hay dentro del material, determinar el tamaño de cada fase.

El microscopio electrónico de transmisión se emplea para identificar las fases y orientaciones que presentan estas en el material depositado utilizando patrones de difracción, así como el sistema cristalino al que pertenece cada fase.

La difracción de rayos-X y la ley de Bragg conjuntamente se utilizan para identificar las fases, la estructura cristalina que poseen, los planos que difractan, el parámetro de red que presenta cada fase en la aleación depositada Al-Ti/SiC.

En el capítulo 3 se describen las técnicas empleadas para desarrollar este trabajo.

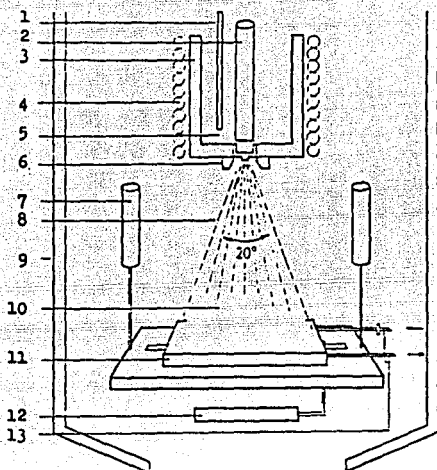


FIGURA 2.1 DIAGRAMA ESQUEMATICO DEL EQUIPO EXPERIMENTAL.

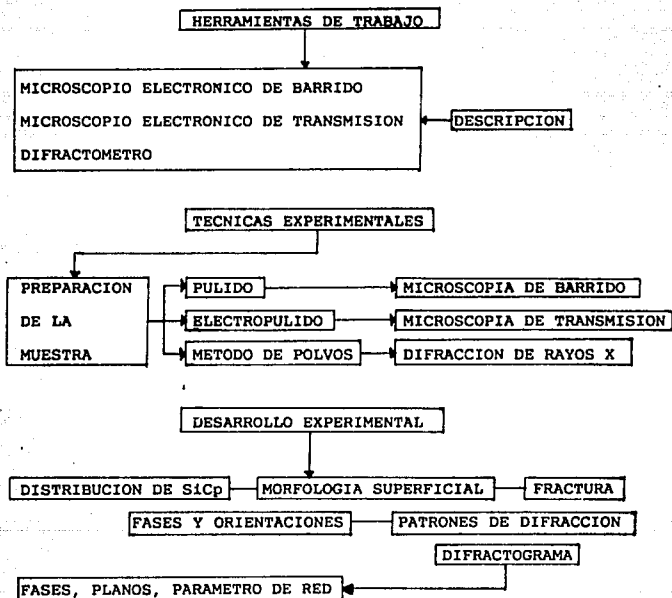
DESCRIPCION:

- | | |
|---------------------------------|------------------------------------|
| 1.- Termopar. | 8.- Cono de Atomización. |
| 2.- Tapón. | 9.- Cámara. |
| 3.- Crisol de Zirconio. | 10.- Material depositado. |
| 4.- Bobina de inducción. | 11.- Sustrato. |
| 5.- Aleación fundida. | 12.- Control Neumático horizontal. |
| 6.- Atomizador. | 13.- Agua presurizada. |
| 7.- Control Neumático vertical. | |

CAPITULO 3
PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

3.1 INTRODUCCION.

Diagrama de bloques que describe el procedimiento experimental a seguir en este trabajo.



3.2. MATERIALES PARA LA FABRICACION DE LA ALEACION Al-2wt%Ti-4%volSiC.

La composición de la aleación de Al-Ti usada en el experimento fue obtenida mezclando una aleación maestra de Al-6%Ti con Al de pureza comercial (99.99%), obteniendo 2 tipos de aleaciones con la siguiente composición: Al-1%Ti y Al-2%Ti (% en peso).

La aleación fue lentamente calentada en un crisol de Zirconio a 1300°C bajo una atmósfera de nitrógeno para promover la disolución de la fase intermetálica Al₃Ti.

Las partículas de SiCp se llevaron al vacío a 800°C por 30 minutos antes del proceso de atomización y deposición.

La aleación fundida que se encuentra en el crisol de Zirconio con un orificio en su base se fragmenta en pequeñas gotas al pasar a través de un atomizador usando gas inerte a altas velocidades; El tamaño de las gotas depende de la rapidez de flujo del gas inerte y de la velocidad de flujo del fundido.

El proceso de inyección de las partículas SiCp es simultáneo a la atomización, empleándose una cama de fluidización con gas inerte, conectada de forma adecuada a la cámara de atomización y deposición (figura 3a), finalmente el material se deposita en el sustrato (figura 2.1); esta aleación se fabricó en la universidad de Irvine, California.

3.3. DESCRIPCION DEL EQUIPO UTILIZADO PARA LA CARACTERIZACION DE LA ALEACION DEPOSITADA.

3.3.1 MICROSCOPIO ELECTRONICO DE BARRIDO. (MEB).

El microscopio electrónico de Barrido consta de cuatro partes principales que son: Columna electrónica, Cámara de la muestra, Sistema de vacío, Control electrónico y sistema de imagen.

COLUMNA ELECTRONICA.

Esta columna produce un haz divergente estrecho de electrones exactamente en el centro de la columna, la fuente de electrones es un filamento de tungsteno con diámetro de 0.25 micrómetros, el cual es calentado aproximadamente a 2500°C, existiendo por lo tanto una emisión termoiónica y los electrones son atraídos por el ánodo que tiene un voltaje positivo relativo al del filamento en un rango de 5-30 KV, este voltaje lo puede controlar el operador, en general se mantiene a 20 kV.

Los lentes magnéticos se encuentran dentro de la columna electrónica siendo dos condensadores y un objetivo los cuales tienen como función reducir el diámetro del haz electrónico; también es función del tercer lente enfocar el haz sobre la muestra y en este punto el haz tiene un tamaño aproximado a 10 nanómetros.

SISTEMA DE VACIO.

La columna y la cámara de la muestra deben ser operadas en condiciones de vacío pues el haz de electrones puede ser dispersado por átomos de gas, siendo esto adverso al buen funcionamiento del microscopio; al incertar la muestra al

microscopio se hace vacío.

CONTROL ELECTRONICO Y SISTEMA DE IMAGEN.

Permite controlar el cañón de electrones, la observación en la pantalla, el enfoque de la imagen, el tamaño de la imagen, el cambio de imagen, el voltaje de aceleración, el contraste y brillantez de la imagen, la resolución del microscopio. En la figura 3.1. se presenta un esquema de las partes que constituyen el microscopio electrónico de barrido.

3.3.2 MICROSCOPIO ELECTRONICO DE TRANSMISION. (MET)

El microscopio electrónico de transmisión está constituido por una columna de electrones, que puede ser dividida en dos sistemas: el cañón de electrones y los lentes electromagnéticos. (figura 3.2).

CANON DE ELECTRONES.

El cañón de electrones es la fuente de electrones de alta energía, este se compone de un filamento de tungsteno con un diámetro aproximado a 50 micrómetros, el filamento se calienta a 2700K por una resistencia eléctrica y los electrones son emitidos por emisión termoiónica a través de la columna de electrones, estos golpean a la película delgada de la muestra sufriendo algunas interacciones; una de estas interacciones es la difracción por la serie periódica de planos atómicos en la muestra, finalmente se produce el contraste que permite observar los detalles de la estructura de la muestra; los electrones que no son difractados por la muestra son los electrones transmitidos.

LENES ELECTROMAGNETICOS.

Su función es controlar el haz de electrones generando una imagen, y la trayectoria del haz electrónico a través del MET.

El sistema de lentes incluye los lentes condensadores y el medio superior de los lentes objetivos; el sistema de imagen incluye lentes intermedios, el medio inferior de los objetivos, lentes de aumento y el lente de proyección; estos lentes actúan en serie para obtener una imagen aumentada, que se observa en la pantalla fluorescente; la resolución teórica en una imagen de MET. se aproxima a la longitud de onda del haz incidente, aunque en realidad esta resolución no se alcanza totalmente, debido a los defectos de los lentes; los límites de resolución entre línea y línea en un MET. son aproximadamente de 0.15 nm.

El microscopio electrónico de transmisión opera con voltajes superiores a 60kV, 100kV, 120kV ó 200kV; y es capaz de presentar una simple imagen y la generación de patrones de difracción en áreas seleccionadas de la muestra.

Las imágenes formadas usando solamente los electrones transmitidos son conocidas como imágenes de campo claro; las imágenes formadas usando haces difractados son llamadas imágenes de campo oscuro.

Los patrones de difracción asociados a las imágenes, pueden observarse en la pantalla fluorescente y/o en una película fotográfica. Los patrones de difracción son usados para identificar la estructura de las fases que hay en la muestra, determina la identidad y orientación de estas fases, también determina la relación de orientación entre dos fases

coexistentes.

3.3.3 DIFRACTOMETRO Y RAYOS X.

Los rayos X son radiaciones electromagnéticas de longitud de onda corta, en el espectro electromagnético se encuentran en el rango de 0.5-2.5 Angstroms (\AA), entre los rayos gamma y las rayos ultravioletas.

Los rayos X se generan solamente mediante transiciones en las que intervienen los electrones más cercanos al núcleo. Si un haz de rayos X incide sobre un metal se producen interacciones que provocan que los electrones de los átomos del metal emitan radiación electromagnética de la misma longitud de onda, que el haz incidente, lo que produce un efecto de difracción; si se considera que planos enteros de átomos pueden actuar como espejos al reflejar un haz de rayos X, dicha reflexión se produce a un ángulo θ dado por la ley de Bragg: $n\lambda = 2d\sin\theta$; donde n = orden de la reflexión (1,2,3,etc.), λ es la longitud de onda de los rayos X y d el espaciamiento de los planos paralelos (hkl).

Los rayos X son producidos cuando una partícula cargada con suficiente energía cinética es rápidamente desacelerada. Estas partículas cargadas son generalmente los electrones; los rayos X se presentan en el momento en que las partículas golpean al material en estudio, entonces hay radiaciones en todas direcciones. Para producir los rayos X se necesita un tubo de rayos X en el que hay una fuente de electrones con un alto voltaje de aceleración; el tubo contiene dos electrodos el cátodo que es un filamento de Cu con un alto potencial entre 30 a 50

kV, y el ánodo que es el material en estudio.

Existen diversas técnicas de difracción de rayos X que difieren en que se haga variar λ o θ en la ecuación de la ley de Bragg y en el empleo de muestras monocristalinas o policristalinas. Hay 3 técnicas principales de análisis por rayos X: a) Método de Laue, b) Método de polvos, y c) Difractómetro.

DIFRACTOMETRO.

El difractómetro es un instrumento que se utiliza para estudiar a los materiales cristalinos y no cristalinos. Haciendo mediciones de la forma en que estos materiales difractan los rayos X de longitud de onda conocida, la intensidad de un haz difractado es medido directamente en este aparato.

El difractómetro consta de (figura 3.3), una cámara con una fuente de rayos X (S), una placa plana (H), donde se coloca la muestra en polvo (C); la placa H puede hacerse girar de 0° a 180° ; los rayos divergen desde la fuente de electrones (S), y son difractados por la muestra para formar un haz difractado convergente enfocado por la rejilla (F) para pasar al detector o medidor (G). (A) es la rejilla que dirige el haz incidente; (B) es la rejilla que colima el haz difractado. El detector está colocado en el soporte (E), el cual puede ser girado de manera que su posición angular 2θ se lea sobre la escala graduada (K). Los soportes (E) y (H) están mecánicamente acoplados para que un giro del contador de un número de grados $2x$, automáticamente se acompañe del giro de la muestra de un número de grados x . Este acoplamiento asegura que los ángulos de incidencia sobre la muestra y difracción desde la muestra sean siempre igual el uno

al otro, e igual a $1/2$ del ángulo total de difracción 2θ ; arreglo necesario para conservar las condiciones de enfoque. El detector se gira a una velocidad constante alrededor del eje del difractómetro.

La señal de los rayos X difractados, captados por el detector (G), es enviada a un registrador (no mostrado en la figura 3.3), en el cual se grafica la intensidad de los haces difractados contra el ángulo 2θ en papel escalado que se desliza a velocidad constante.

3.4 TECNICAS EXPERIMENTALES

3.4.1 PREPARACION DE LA MUESTRA PARA MET.

Hay tres tipos de muestras que se utilizan para ser observadas en el MET., que son :

- a) Muestra de cuerpo.
- b) Muestra en partículas finas.
- c) Muestra en película delgada.

En este trabajo se utiliza la muestra en película delgada, que se prepara por el método de electropulido; este método es el más utilizado para producir regiones electrotransparentes, muchos de los electrolitos usados son ácidos y son muy agresivos y muy oxidantes, capaces de provocar severas quemaduras, otros electrolitos son explosivos y deben ser tratados con precaución. La técnica es completamente segura en manos experimentadas pero puede no serlo para novatos.

La muestra se sujeta a un soporte que es fabricado con un

material de Fluorocarbono, en el sistema (figura 3.4) hay un cátodo construido comunmente de platino, la muestra actúa como el ánodo; una bomba hace pasar al electrolito a través de dos orificios, situados a los lados de la muestra en la misma dirección, golpeando a la muestra por cada lado; de esta forma la muestra es pulida.

Durante el pulido una corriente eléctrica fluye entre el ánodo y el cátodo llevandose a cabo una reacción electroquímica que remueve metal de la superficie de la muestra; el pulido es permitido hasta que la muestra se perfora, después de la perforación, la muestra es rápidamente removida del pulidor y se enjuaga muy bien con etanol; algunas condiciones del electropulido pueden ser controladas tales como el voltaje, la velocidad de flujo del electrolito y la temperatura del electrolito; este debe permanecer a una temperatura aproximada a 0°C, agregando hielo seco o nitrógeno líquido se puede controlar esta condición, si no se tiene precaución en el control de la temperatura del electrolito, entonces la reacción es violenta y la perforación de la muestra puede ocurrir más rápido de lo requerido obteniéndose una area de perforación muy grande e inadecuada para ser observada al microscopio electrónico de transmisión; la preparación de la muestra se llevo a cabo a 30v. 30 segundos y 12 mA.

Se considera adecuada, la preparación de la muestra cuando resulta una delgadez uniforme alrededor de la área de perforación, para obtener muestras bien preparadas se necesitan realizar varias pruebas para determinar bien las condiciones del

equipo que sean apropiadas para un buen electropulido de la muestra.

3.4.2 METODO DE POLVOS PARA DIFRACCION DE RAYOS X.

La técnica utilizada de difracción de rayos X en este trabajo es el método de polvos, en el cual la variable es el ángulo manteniéndose constante la longitud de onda según la ley de Bragg. El material a examinar es reducido a partículas pequeñas hasta obtener polvos muy finos. Cada partícula de los polvos es un pequeñísimo cristal o un grupo de cristales orientados al azar con respecto a el haz incidente.

El método de difracción de rayos X es práctico y sencillo para poder identificar las diferentes fases y la cristalografía que presentan estas en los materiales cristalinos; auxiliándose con tarjetas en las que se reportan datos sobre el espaciamiento interplanar "d", los índices de Miller (hkl) y utilizando la Ley de Bragg de difracción: $n\lambda = 2d\sin\theta$.

Los difractogramas se pueden analizar e indexar para identificar las fases que están presentes en el material cristalino.

3.5 DESARROLLO EXPERIMENTAL

Caracterización de la aleación de Al-2wt%Ti-4%V0.5C

3.5.1 MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO. (MEB)

El microscopio electrónico de barrido permite estudiar los detalles más finos de la microestructura de materiales que en el microscopio óptico; el poder de resolución del MEB se determina

por medio del tamaño del haz de electrones que incide sobre la muestra, un tamaño menor de haz alcanza un mayor poder de resolución en el microscopio alcanzando aumentos de 10x a 40,000x. Es capaz de resolver distancias de 3 a 10 nm, y evalúa la orientación cristalográfica de granos individuales, precipitados etc.,.

Una de las grandes ventajas del MEB. con respecto al microscopio óptico, es su mayor profundidad de foco, esta característica permite analizar superficies con gran relieve, como superficies de fractura. El tamaño de muestra que se utiliza es limitado por el microscopio electrónico disponible.

La preparación de la muestra es pulido y ataque metalográfico.

Con el microscopio electrónico de barrido se identifican los tipos de fases que se presentan en el material, la morfología y el tamaño de grano.

3.5.2 MICROSCOPIA ELECTRONICA DE TRANSMISION. (MET)

Las muestras preparadas para el MET son laminas del material bastante delgadas que permiten la penetración del haz electrónico. La técnica de película delgada es una gran ayuda para estudiar las características más pequeñas de la microestructura; también proporciona información sobre los defectos presentes en el material, y la orientación cristalográfica de regiones pequeñas de la muestra.

La película delgada de la muestra, permite al haz de electrones difractarse al incidir en esta y como en la difracción de rayos X, el haz se difracta si existe alguna familia de planos hkl que

satisfagan la ecuación de Bragg. Los rayos difractados por la muestra son bloqueados fuera de la imagen transmitida por la abertura del objetivo a un cierto ángulo y son enfocados al plano focal trasero del lente objetivo, este plano presenta un arreglo de puntos de difracción (patrón de difracción), donde cada punto producido es una familia de planos hkl que satisface la ecuación de Bragg; a partir de los patrones de difracción se determinan direcciones cristalográficas y planos.

La técnica de indexación en los patrones de difracción obtenidos en este trabajo es:

Se considera el punto más brillante en el patrón como referencia pues este es el punto de incidencia del haz electrónico sobre la muestra los otros puntos que son más pequeños y menos brillantes representan la difracción del haz en diferentes direcciones, se consider al patrón como un plano y su respectivo sistema de coordenadas donde el punto de incidencia es el origen de este sistema. Se hacen mediciones de las distancias que hay entre cada punto en el plano con respecto al origen (radios), tomando dos puntos cualesquiera en el plano con distancia al origen de R_1 y R_2 respectivamente, se obtiene la razón entre estos dos valores de R_1 y R_2 al cuadrado, $(R_1)^2/(R_2)^2$ resultando un número ≤ 1 ; antes de continuar este procedimiento se debe saber que estructura cristalina tienen las fases que presenta el patrón de difracción, en este caso se tiene Aluminio fcc (Cúbico centrado en la cara), Al_3Ti Tetragonal y SiC que tiene una estructura igual a la del Aluminio fcc. El valor obtenido de $(R_1)^2/(R_2)^2$ se multiplica por los valores enteros 1,2,3,4, etc,

de acuerdo al estructura cristalina hasta que se obtenga un número entero; éste valor por el cual se multiplica la fracción es la relación que da la suma de los índices de Miller al cuadrado ($h^2 + k^2 + l^2$) y corresponde a un plano $(hkl)_1$ determinado según sea la estructura cristalina de la que se trate; se consulta la tarjeta de la fase analizada para conocer el valor del espaciamiento interplanar "d" que corresponde al plano $(hkl)_1$, utilizando este valor de "d" en la fórmula de espaciamiento interplanar de la estructura cristalina adecuada; para la estructura cúbica la fórmula es: $1/d^2 = (h^2 + k^2 + l^2)/a^2$, para obtener el valor del parámetro de red "a₁". Después de obtener el plano al que corresponde éste punto que tiene una distancia de R₁ se consultan los patrones de difracción que están reportados en la literatura, estudiando bien el patrón de difracción experimental se compara con el patrón teórico y así obtener el valor del plano $(hkl)_2$ que corresponde al segundo punto con una distancia de R₂; y se calcula el valor de "a₂". Así es como se obtiene la indexación de los patrones de difracción.

3.5.3 DIFRACCION DE RAYOS X.

El difractograma es una gráfica de I/I_0 contra 2θ , donde I/I_0 es la intensidad relativa y 2θ es el valor del ángulo al que se presenta la difracción del haz incidente.

Una vez determinado el valor de 2θ para cada pico del difractograma; se utiliza la ecuación de Bragg de difracción ($n\lambda = 2d\text{sen}\theta$), para calcular el valor de "d" (espaciamiento

interplanar), de cada pico. Los valores conocidos son: longitud de onda = 1.5418\AA , $\text{sen}\theta$.

Los valores obtenidos de "d" se tabulan y comparan con los reportados en la literatura (International JCPDS vol. 1 y 2). Correspondiendo a cada valor de "d" un valor de (hkl).

Ya que el Aluminio tiene una estructura fcc (cubico centrado en la cara), para calcular el valor del parámetro de red "a" se utiliza la siguiente formula:

$$1/d^2 = (h^2 + k^2 + l^2)/a^2$$

donde: d = espaciamiento interplanar.

hkl = índice de Miller.

a = parámetro de red.

se tabulan los valores de "a", para cada valor de "d" obtenido y se calcula el valor promedio del parámetro de red.

Para obtener el valor de I/I₀ se hace una escala en el difractograma sobre las ordenadas tomando como punto de referencia el pico más grande que se presenta, y se considera como el 100% de intensidad, y respecto a este se determina la intensidad relativa I/I₀ de los picos restantes.

Se sigue el mismo mecanismo anterior para identificar los valores correspondientes de "d", (hkl), y "a" para el Al₃Ti considerando la estructura del Al₃Ti como Tetragonal se utiliza la fórmula:

$$1/d^2 = (h^2 + k^2)/a^2 + l^2/c^2$$

donde: c = 8.61 es una constante.

De esta forma se calculan los valores correspondientes al parámetro de red "a" y su valor promedio.

3.5.4 FRACTOGRAFIA.

Análisis de Fractura.

Para analizar el tipo de fractura que presenta el material se utiliza el microscopio electrónico de barrido; Una muestra de 3x3x30mm fue tomada del material, se observo al microscopio, se tomaron fotografías de la fractura en diferentes áreas.

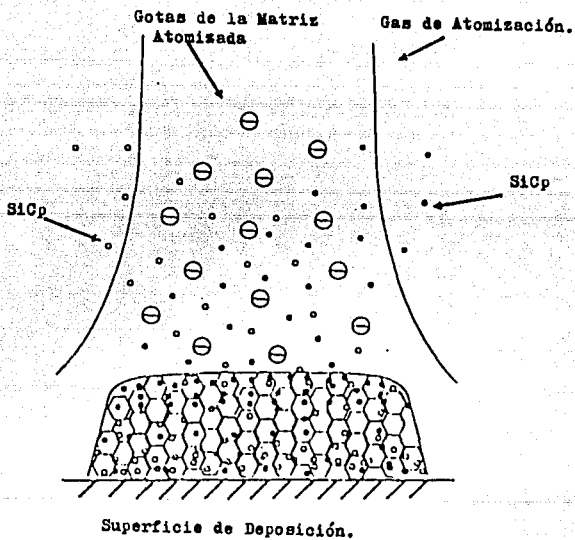


FIGURA 3a. CAMARA DE ATOMIZACION Y DEPOSICION. (Ref. 1)

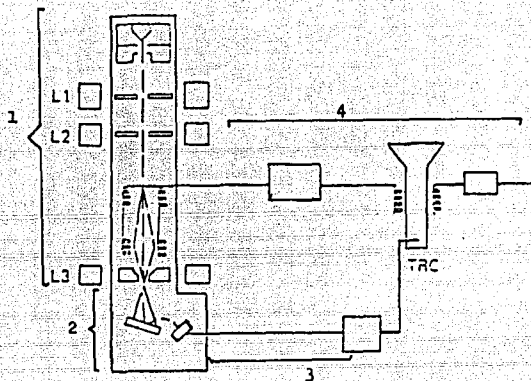


FIGURA 3.1 COMPONENTES BASICOS DE UN MICROSCOPIO ELECTRONICO DE BARRIDO. (Ref. 18)

DESCRIPCION:

- 1.- COLUMNA ELECTRONICA.
- 2.- CAMARA DE LA MUESTRA.
- 3.- SISTEMA DE VACIO.
- 4.- CONTROL ELECTRONICO Y SISTEMA DE IMAGEN.

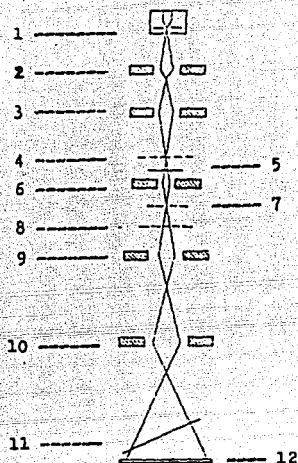


FIGURA 3.2 SISTEMA DE ILUMINACION EN EL MET. (Ref. 8)

DESCRIPCION:

- | | |
|-----------------------------|------------------------------------|
| 1.- FUENTE DE ELECTRONES. | 2.- 1er. LENTE CONDESADOR. |
| 3.- 2do. LENTE CONDESADOR. | 4.- LENTE OBJETIVO MEDIO SUPERIOR. |
| 5.- MUESTRA. | 6.- LENTE OBJETIVO MEDIO INFERIOR. |
| 7.- PLANO FOCAL TRASERO. | 8.- APERTURA DEL LENTE OBJETIVO. |
| 9.- 1er. LENTE PROYECTOR. | 10.- 2do. LENTE PROYECTOR. |
| 11.- PANTALLA FLUORESCENTE. | 12.- SISTEMA FOTOGRAFICO. |

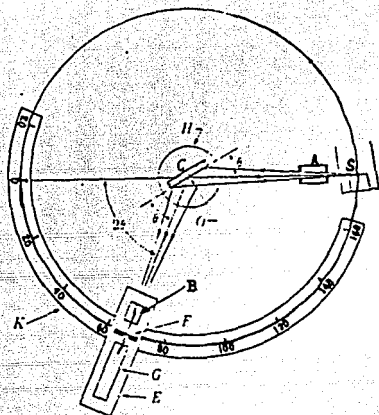


FIGURA 3.3 GEOMETRIA DEL DIFRACTOMETRO. (Ref. 12)

DESCRIPCION:

(H) SOPORTE DE LA MUESTRA.

(C) MUESTRA.

(S) FUENTE DE RAYOS X.

(F) REJILLA DE RECEPCION.

(E) SOPORTE DEL DETECTOR.

(G) DETECTOR.

(A) REJILLA QUE DIRIGE EL HAZ INCIDENTE.

(B) REJILLA QUE COLIMA EL HAZ DIFRACTADO.

(K) ESCALA GRADUADA.

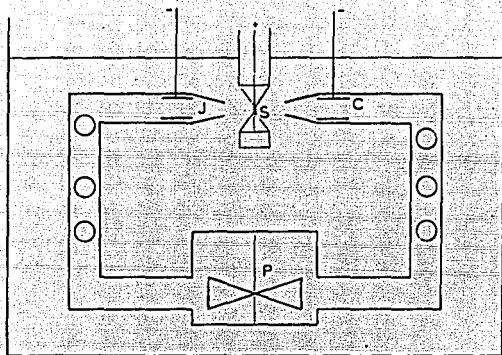


FIGURA 3.4 ESQUEMA DEL EQUIPO DE ELECTROPULIDO. (Ref. 13)

DESCRIPCION:

(S) MUESTRA.

(J) JETS.

(C) CATODO.

(P) BOMBA DE ELECTROLITO.

CAPITULO 4
RESULTADOS Y DISCUSION.

4.1. MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO.

Caracterización de la aleación de Al-2wt%Ti-4%vol.SiC depositada por atomización.

Microscopio electrónico de barrido. JEOL JSM T-200.

La superficie de la muestra fue observada, la morfología de la aleación Al-Ti-SiC depositada, se presenta en las figuras:

4.1 y 4.2 la morfología del material depositado por atomización de partículas esféricas, cada partícula esférica presenta un modo de solidificación celular.

Una sección transversal de la muestra fue pulida, como se presenta en la figura 4.3 y 4.4, los límites de las partículas esféricas son decorados con partículas irregulares, las cuales son de SiCp (señaladas por una flecha), el tamaño promedio de estas partículas es de 3 micrómetros; por una observación cuidadosa de estas partículas esféricas, una microestructura equiaxial interna es visible.

Dentro de los límites de grano una segunda fase en forma de flores fue observada, siendo esta fase intermetálica Al₃Ti (señaladas por una flecha), su tamaño es de 1.5-1.9 micrómetros; en la figura 4.5 se presenta la fotomicrografía del intermetálico Al₃Ti, observándose su morfología, la cual consiste de placas rectangulares largas que cuando llegan a unirse dan la apariencia de una flor.

4.2 MICROSCOPIO ELECTRONICO DE TRANSMISION.

Microscopio electrónico de transmisión. JEOL STEM CX-100.

Las hojas delgadas obtenidas del material depositado por atomización, usando el método de electropulido, con una solución de ácido perclórico al 5% en etanol a 0°C, 0.12 ampere y 25 volts, se observaron al MET.

Se describen a continuación las micrografías obtenidas.

La figura 4.6 presenta una fotomicrografía en la que se puede observar en la parte superior a la derecha de la fotografía una partícula de SiCp, la cual fue identificada utilizando su patrón de difracción.

En la matriz se observan partículas esféricas de una segunda fase, estas partículas son acopladas por dislocaciones formando subgranos, como se muestra en la figura 4.7; por medio de su patrón de difracción se identificó a esta fase como SiC. La figura 4.8 presenta con más detalle estas observaciones. La figura 4.9 presenta partículas en forma de placas que corresponden a otra fase, la cual es identificada como intermetálico Al_3Ti Tetragonal utilizando su patrón de difracción presentado en la figura 4.10.

4.3. DIFRACCION DE RAYOS X.

Difractómetro Siemens D-500.

De la muestra una pequeña cantidad de material (1g) fue pulverizado para llevar a cabo el trabajo de rayos X.

El difractograma obtenido se presenta en la figura 4.11. Los principales picos corresponden a la matriz de Al, Al_3Ti

tetragonal; los picos de SiC no fueron fácilmente identificados debido a la falta de datos de "d", (hkl) y I/I₀; otro problema con la identificación del SiC en el difractograma es la naturaleza de esta fase.

La tabla 4.1 (página 42) presenta los resultados obtenidos del difractograma que identifican al Aluminio fcc (Cúbico centrado en la cara); los valores obtenidos de "d" y los valores de intensidades a las que se presenta cada pico se comparan con los reportados en la literatura que presenta la tabla 4.2. (pág. 42). Los datos obtenidos para la fase de Al₃Ti se muestran en la tabla 4.3 (pág. 42), en la tabla 4.4 (pág. 43) se comparan los valores teóricos con los experimentales.

La identificación de la fase de SiC en el difractograma es complicada pues realmente no hay ningún pico representativo de esta fase en el difractograma, solo se pudo analizar dos picos como se presenta en la tabla 4.5 y 4.6. (pág. 43).

4.4 FRACTOGRAFIA.

El tipo de fractura que presenta el material se observa en las figuras 4.12 y 4.13; en estas fotografías se puede observar que la fractura del material es dúctil; en el fondo de los hoyos aparecen grandes concentraciones de partículas de SiC que son las zonas blancas.

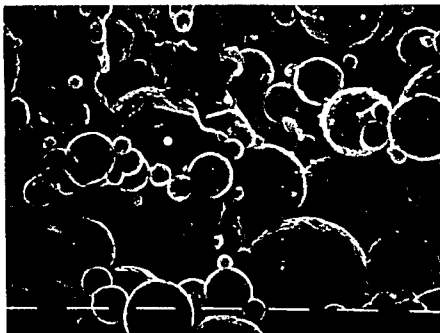


Figura 4.1 Aleación Al-Ti-SiCp atomizada.



Figura 4.2 Partícula (esfera) de Al-Ti-SiCp la cual presenta una morfología equiaxiada en su superficie.



Figura 4.3 Distribución de partículas de SiCp en la matriz.

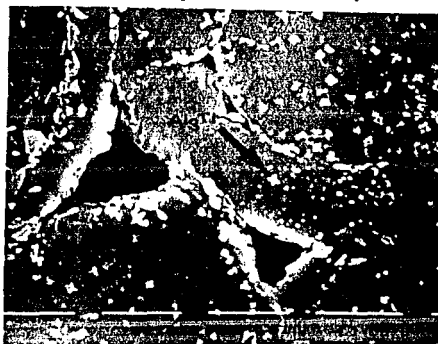


Figura 4.4 Partículas de SiC con morfología irregular en los bordes de grano, zonas brillantes; intermetálico Al₃Ti en forma de rosetas dentro de la matriz.



Figura 4.5 Intermetálico Al₃Ti, con morfología rectangular.



Figura 4.6 Micrografía de Transmisión electrónica de Al-Ti-SiC, presentando en la parte superior derecha una partícula de SiCp ligada a dislocaciones, la cual fue identificada por su patrón de difracción como SiC fcc.



Figura 4.7 Partículas SiCp ligadas a dislocaciones formando subgranos. (MET)

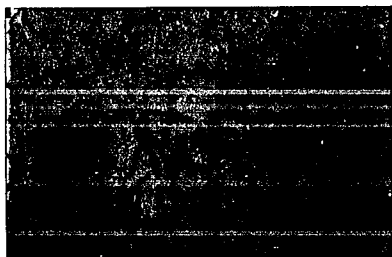


Figura 4.8 Presencia de dislocaciones en la aleación Al-Ti/SiC. (MET)



Figura 4.9 Particula del intermetálico Al₃Ti. (MET)

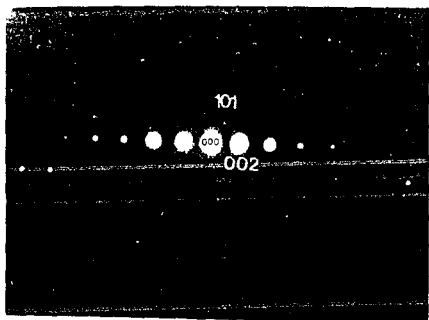


Figura 4.10 Patrón de difracción del intermetálico Al₃Ti.

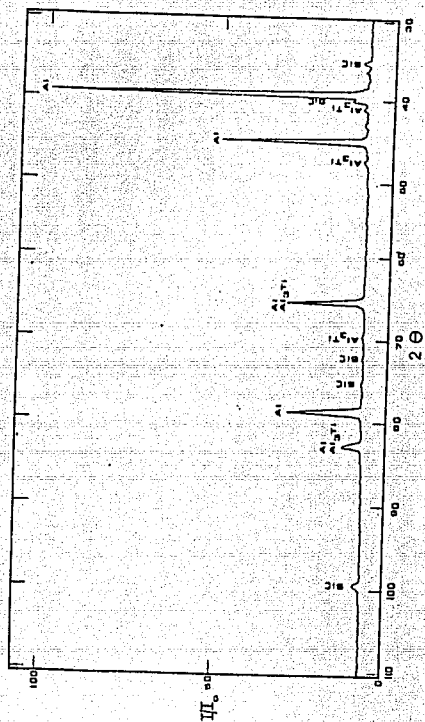


Figura 4.11 Difractograma que presenta las fases presentes en el material y los planos correspondientes.



Figura 4.12 microestructura característica de la fractura dúctil, que presenta la aleación.

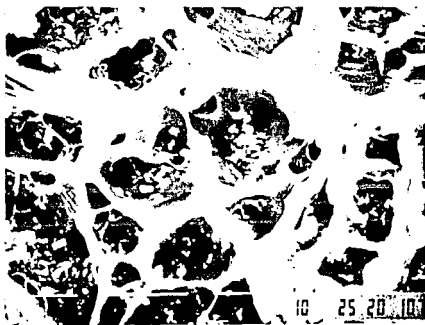


Figura 4.13 Partículas de SiCp que aparecen en el fondo de los hoyuelos.

Diagrama de indexación del patrón de difracción de la figura 4.6

R_1	R_2	$(R_1)^2/(R_2)^2$	$(hkl)_1$	$(hkl)_2$	a
0.7cm.	0.7cm.	1	1, -1, 1	-1, 1, 1	4.3646
0.7cm.	0.7cm.	1	1, -1, -1	-1, 1, -1	4.3590

El valor promedio de a es = 4.362Å que corresponde al parámetro de red del SiCp.

El ángulo entre los planos (1, -1, 1) y (-1, 1, 1) es = 109°.

El ángulo entre los planos (1, -1, 1) y (1, -1, -1) es = 70°.

Diagrama de indexación del patrón de difracción de la figura 4.7

R_1	R_2	$(R_1)^2/(R_2)^2$	$(hkl)_1$	$(hkl)_2$	a_1	a_2
1.3	1.3	1	-1, 3, -1	-1, 3, 1	4.3647	4.3647
1.6	1.8	0.79	0, 0, 2	-1, 3, 3	4.3647	4.3545
1.4	1.6	0.76	0, 0, 2	-1, 3, 1	4.36	4.358

El valor promedio de a_1 es = 4.363Å y a_2 es = 4.359Å que corresponden al parámetro de red del SiCp.

El ángulo entre los planos (-1, 3, -1) y (-1, 3, 1) es = 35°.

El ángulo entre los planos (0, 0, 2) y (-1, 3, 3) es = 46.5°.

El ángulo entre los planos (0, 0, 2) y (-1, 3, 1) es = 72.45°.

TABLA 4.1

2θ	θ	d	I/Io(%)	hkl	a
38.55	19.275	3.335	100	111	4.045
44.8	22.4	2.023	52	200	4.046
65.2	32.6	1.43	24.8	220	4.045
78.28	39.14	1.221	25.6	311	4.0496
82.5	41.25	1.169	3.4	222	4.0495

El valor promedio del parámetro de red es: $a = 4.047 \pm 0.0023 \text{ \AA}$.

TABLA 4.2

EXPERIMENTAL		TEORICA	
d	I/Io(%)	d	I/Io(%)
2.335	100	2.338	100
2.023	52	2.024	47
1.43	24.8	1.431	22
1.221	25.6	1.221	24
1.169	3.4	1.169	7

TABLA 4.3

2θ	θ	d	I/Io(%)	hkl	a
39.15	19.58	2.30	11.59	112	3.849
47.05	23.525	1.93	7.97	200	3.863
65.60	32.80	1.42	29.71	204	3.780
69.69	34.85	1.35	7.61	220	3.817
82.2	41.10	1.17	13.04	312	3.843

El valor promedio del parámetro de red en el Al_3Ti que resulta es: $a = 3.830 \pm 0.0327 \text{ \AA}$.

TABLA 4.4

EXPERIMENTAL		TEORICA	
d	I/Io(%)	d	I/Io(%)
2.30	11.59	2.303	20
1.93	7.97	1.93	80
1.42	29.71	1.436	60
1.35	7.61	1.362	55
1.17	13.04	1.172	65

TABLA 4.5

2θ	θ	d	I/Io(%)	hkl	a
35.4	17.70	2.53	8.69	111	4.382
100.1	50.05	1.00	8.70	331	4.358

El valor promedio del parámetro de red del SiC es:

$$a = 4.370 \pm 0.0169 \text{ \AA}.$$

TABLA 4.6

EXPERIMENTAL		TEORICA	
d	I/Io(%)	d	I/Io(%)
2.53	8.69	2.52	100
1.00	8.70	0.99	10

4.5 DISCUSION DE RESULTADOS.

La morfología de grano que presenta el material de la aleación Al-2%Ti-4%volSiC es equiaxial, de acuerdo a los resultados obtenidos, esta formación de grano durante la deposición del material se debe principalmente a las velocidades de enfriamiento (10^3 K/s). La presencia del intermetálico Al_3Ti se debe a la cantidad de Ti que no alcanza a solubilizar en Al (ver el diagrama de fases de Al-Ti, figura 4.14); observándose en forma de rosetas como se presenta en la figura 4.5. Esta fase pudo haberse formado por solidificación primaria y transformación peritectica a $938^\circ K$ y menor a 1.3%wtTi donde se realiza la transformación: $L + \beta(Al_3Ti) \rightarrow \alpha Al$. El % en peso preciso de Ti contenido en el primer sólido a formar, esta reportado entre 1.15%-1.3%, intervalo en el cual se presenta la reacción peritectica (ref. 1); la fase $\beta(Al_3Ti)$ formada durante el vuelo o después del impacto con el sustrato, reaccionara con la matriz líquida circundante hasta que la temperatura llegue a ser tan baja para que la reacción proceda. La distribución de las partículas de SiC en la aleación se determina por la posición de inyección de estas partículas al atomizado y al estado de la gotas, si son gotas presolidificadas se presenta una mayor aglomeración y unión de SiC. En la figura 4.4 se observa que las partículas de SiC fueron distribuidas aleatoriamente a través de la matriz; aunque la mayor proporción de estas se encuentra en los bordes de granos de la matriz.

También se observa gran cantidad de dislocaciones que están ligadas a las partículas de SiC, probablemente algunas de estas

partículas originan que se formen dislocaciones en el momento que se incrustan a la matriz metálica, el otro mecanismo es inherente a la solidificación rápida.

Las orientaciones que presentan las partículas de SiC con respecto a la matriz son principalmente (111), (131) determinadas por los patrones de difracción, la orientación que presenta la fase de Al_3Ti es (200) y (101), principalmente.

Los patrones de difracción obtenidos del SiC (fcc) se comparan con los teóricos (ver apéndice, pág. 50), determinando los ángulos que hay entre los planos, así se pudo comprobar que planos son los que se presentan en los patrones de difracción experimentales. El patrón de difracción de la fase intermetálica Al_3Ti se indexó de la siguiente forma:

Una vez conocidos los planos (hkl) (aunque no se siguió el mecanismo descrito en el capítulo 3, ya que los patrones de difracción para la red tetragonal teóricos no están determinados totalmente), que puede difractar la red del Al_3Ti (101), (002), (103), etc, y asumiendo que el haz de electrones incide sobre la muestra en la dirección [000] se debe cumplir la condición de $[000](hkl) = 0$, lo cual se cumple con los valores de índices más pequeños (101) y (002), se calcula el tamaño de los vectores (índices) y se mide el ángulo entre estos dos vectores; calculando con esta información el parámetro de red del Al_3Ti . El valor así obtenido ($a = 3.8528$) se comparó con el reportado en la literatura ($a = 3.8537$) identificando así este intermetálico. Por difracción de rayos X se determina los planos que difractan el haz incidente, para el Al son los planos (111), (200), (220),

(311), (222); ya que el Al está en mayor proporción en el material se determinaron estos resultados con mucha precisión, coincidiendo bien con los valores teóricos, como se muestra en la tabla 4.2. Para el Al_3Ti los planos que difractan son: (112), (200), (204), (220), y (312), los valores experimentales del espaciamiento interplanar "d" coinciden bien con los valores teóricos aunque los valores de intensidad relativa no, ya que estos datos se calcularon con respecto a los valores de intensidad relativa del pico más grande que presenta el difractograma correspondiente al Al; esto se muestra en la tabla 4.4; para el SiC no se pudieron determinar bien los planos que difractan, solo se pudieron analizar en el difractograma los valores de los planos (111) y (331), esto podría ser por la proporción pequeña de esta fase en la muestra metálica que se analizó; la comparación de estos valores experimentales con los teóricos se muestra en la tabla 4.6.

El tipo de fractura que presenta el material es dúctil (figura 4.12 y 4.13), en el fondo de hoyuelos se observan partículas de SiC.

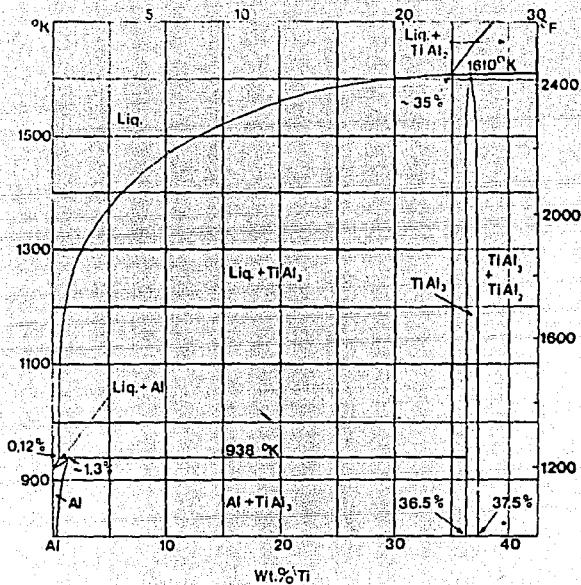


Figura 4.14 Diagrama de fases del sistema Al-Ti.

CAPITULO 5.
CONCLUSIONES.

Por los resultados obtenidos en este trabajo se presentan las siguientes conclusiones:

1) La morfología superficial que presenta la aleación Al-Ti-SiC es equiaxial, de acuerdo al estudio de microscopía electrónica de barrido.

2) Hay tres fases diferentes que componen la microestructura del material que son Al, Al_3Ti , y SiC; La matriz metálica la componen Al-Ti, el intermetálico Al_3Ti que presenta morfología de una flor (roseta), y SiCp que tiene una morfología irregular, observandose gran cantidad de estas partículas en los bordes de grano de la matriz.

3) La red cristalina que presentan las diferentes fases son: Aluminio (fcc), SiCp (fcc), Al_3Ti (tetragonal); la orientación de las partículas de SiCp es: $\{111\}$, $(-1,3,1)$, $(-1,3,3)$ y $(0,0,2)$. Para el intermetálico Al_3Ti las orientaciones obtenidas son: $(1,0,1)$ y $(0,0,2)$; determinados por los patrones de difracción; de acuerdo al estudio de microscopía electrónica de transmisión.

4) Se observan dislocaciones en los contornos de las partículas de SiCp formando subgranos; se supone que las partículas de SiC son las que originan las dislocaciones, aunque se sabe que los materiales que se obtienen por solidificación rápida presentan dislocaciones debido a este proceso.

5) Los planos que difractan los rayos X para el Aluminio (fcc) son: $\{111\}$, $\{200\}$, $\{220\}$, $\{311\}$, $\{222\}$; y el parámetro de red

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA

a = 4.047.

Para el Al_3Ti (tetragonal) son: (112), (200), (204), (220), (312), el parámetro de red a = 3.83.

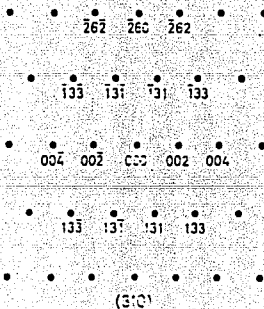
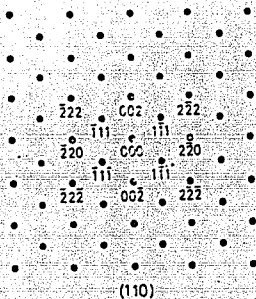
Para el SiC (fcc) son: (111) y (331); el parámetro de red

a = 4.37.

6) El tipo de fractura que presenta la aleación Al-Ti-SiC es dúctil, hay zonas de la fractura en las que se observan cavidades y en el fondo de estas se observan algunas partículas de SiCp.

APENDICE:

Patrones de difracción teóricos de la red cristalina fcc que corresponden al SiCp. (ref. 9).



Tablas JCPDS para las estructuras cristalinas de Al fcc, Al₃Ti tetragonal y SiCp fcc, utilizadas para interpretar Difracción de Rayos X y los patrones de difracción. (Ref. 15)

4-0787 MONO CORRECTION

d	h,kl	h,kl	h,kl	h,kl	A ₁
1/d ²	100	40	20	100	Relative
Ref. Cif.:	4-1342	File No.			
Doc.	Doc ref	Coll.	2-138	100	111
U.S. S. C. DIFFRACTION		Source	2-204	97	303
Ref. Transl. and Index, C. Fel. "X-Ray" 1952			1-171	82	120
			1-221	76	311
			1-190	7	222
Syn. Cif.:		S.C. Cif. - Fu.:			
a, b, c, d, e	h, k, l	A, B, C	1-0124	2	400
Ref. 1918.			0-1885	2	221
			1-2035	0	430
			1-2114	0	422
Sp. D ₂	h,kl	Color			
Ref. 1918.					
JONES PATTERNS AT 40°, 19.3° 72 Å 2θ 25° To match 1-1176, 1-1177, 1-1180, 2-117, 3-2932					

37-1449

Al ₃ Ti	d	h,kl	hkl	d	h,kl	hkl
Aluminum Titanium	4.29	13	400			
	3.51	20	300			
	2.72	31	110			
Ref. Cif.:	1-14998	File No.	4-99	2.391	100	112,343
Doc. ref	Int. Diffraction	Coll.	2.146	70	600	
Ref. Index: P. Department of Inorganic Chemistry, Aarhus University, Denmark, Private Communication (1981)			1.920	93	300	
			1.692	113	211	
			1.562	7	310	
Syn. Diagram		S.C. (197)	1.341	70	204	
a, b, c, d, e	h, k, l	A, B, C	1.2429	30	220	
Ref. Index: P. Portland Cement, A. Am. Chem. Soc., Ser. A. 48 (17 (1954))			1.206	40	110	
D ₂ 1-121		SIPOW F ₁ (13 H 041,22)	1.1717	63	302,113	
Calculations used as normal method. PSC. US. To replace 36-39						

29-1129

SiC	d	h,kl	hkl	d	h,kl	hkl
Silicon Carbide	1.12	100	100			
	1.10	100	200			
	1.0413	111	220			
	1.040	111	311			
Ref. Cif.:	1-14979	File No.	4-99	1.2423	3	222
Doc. ref	Int. Diffraction	Coll.	1.0093	1	400	
Ref. Index: P. Penn State University, University Park, Pennsylvania, USA. JCPDS Comm. on Indexing (1977)			0.999	1	400	
			0.9748	1	430	
			0.9095	0	422	
			0.8387	1	311	
Syn. Cif.:		S.C. (214)				
a, b, c, d, e	h, k, l	A, B, C				
Ref. 1918.						
D ₂ 1-124		SIPOW F ₁ (17 000 007,00)				
Color Indicators: Spectrum from PPG Industries, Inc., Indianapolis IN - Int. no. 77-452. This table structure type: JC pattern. Same used as normal method. PSC. US. To replace 3-1123						

Tabla de los índices de Miller en forma cuadrática para la red cristalina fcc. (ref. 12).

$h^2 + k^2 + l^2 = H^2$	Cúbico				Hexagonal	
	Miller				$h^2 + k^2 + l^2$	H
	Simple	Face-centered	Body-centered	Diamond		
1	100				1	10
2	110				2	
3	111	111	110	111	3	11
4	200	200	200		4	20
5	210				5	
6	211		211		6	
7					7	21
8	220	220	220	220	8	
9	300, 221				9	30
10	310		310		10	
11	311	311		311	11	
12	222	222	222		12	22
13	320				13	31
14	321		321		14	
15					15	
16	400	400	400	400	16	40
17	410, 322				17	
18	411, 330		411, 330		18	
19	331	331		331	19	32
20	420	420	420		20	
21	421				21	41
22	332		332		22	
23					23	
24	422	422	422	422	24	
25	500, 430				25	50
26	510, 431		510, 431		26	
27	511, 333	511, 333		511, 333	27	33
28					28	42
29	520, 432				29	
30					30	
31	521		521		31	51
32	440	440	440	440	32	
33	522, 441				33	
34	530, 433		530, 433		34	
35	531	531		531	35	
36	600, 442	600, 442	600, 442		36	60
37	610				37	43
38	611, 532		611, 532		38	
39					39	52
40	620	620	620	620	40	
41	621, 540, 443				41	
42	541		541		42	
43	533	533		533	43	61
44	622	622	622		44	
45	630, 542				45	
46	631		631		46	
47					47	
48	444	444	444	444	48	44
49	700, 632				49	70, 53

Ecuaciones de la Geometría de redes cristalinas. utilizadas para determinar los valores de espaciamento interplanar, parámetro de red y los ángulos entre los planos. (ref. 17)

Sistema cristalino	Espaciamento Interplanar	Ángulo entre (h ₁ k ₁ l ₁) y (h ₂ k ₂ l ₂)
Cúbico	$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2}$	$\cos \theta = \frac{h_1 h_2 + k_1 k_2 + l_1 l_2}{\sqrt{(h_1^2 + k_1^2 + l_1^2)(h_2^2 + k_2^2 + l_2^2)}}$
Tetragonal	$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}$	$\cos \theta = \frac{\left(\frac{h_1 h_2 + k_1 k_2}{a^2} + \frac{l_1 l_2}{c^2}\right) + \left(\frac{h_1 k_1}{a^2} + \frac{h_2 k_2}{a^2}\right) \left(\frac{h_1 l_1}{a^2} + \frac{h_2 l_2}{a^2}\right)}{\sqrt{\left(\frac{h_1^2 + k_1^2}{a^2} + \frac{l_1^2}{c^2}\right) \left(\frac{h_2^2 + k_2^2}{a^2} + \frac{l_2^2}{c^2}\right)}}$
Ortorrómico	$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2}$	$\cos \theta = \frac{\frac{h_1 h_2}{a^2} + \frac{k_1 k_2}{b^2} + \frac{l_1 l_2}{c^2}}{\sqrt{\left(\frac{h_1^2}{a^2} + \frac{k_1^2}{b^2} + \frac{l_1^2}{c^2}\right) \left(\frac{h_2^2}{a^2} + \frac{k_2^2}{b^2} + \frac{l_2^2}{c^2}\right)}}$
Hexagonal	$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2}$	$\cos \theta = \frac{h_1 h_2 + k_1 k_2 + \frac{2}{3} \left(\frac{h_1 k_1 + h_2 k_2}{a^2} \right) + \frac{2h_1 l_1}{a^2} + \frac{2h_2 l_2}{a^2}}{\sqrt{\left(\frac{4}{3} \left(h_1^2 + k_1^2 + \frac{2}{3} h_1 k_1 \right) + \frac{4}{3} l_1^2 \right) \left(\frac{4}{3} \left(h_2^2 + k_2^2 + \frac{2}{3} h_2 k_2 \right) + \frac{4}{3} l_2^2 \right)}}$
Romboédrico	$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{a^2} \frac{[1 + \cos \theta] (h^2 + k^2 + l^2) - (1 - \cos^2 \theta) (khk + kll + hll)}{(1 + \cos^2 \theta)}$	
Monoclinico	$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} \left(\frac{1}{\cos^2 \beta} \right) + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} + \frac{2hkl \cos \beta}{abc \cos^2 \beta}$	

BIBLIOGRAFIA.

- 1.- T. Chanda, W. E. Frazier, F. A. Mohamed, and E. J. Lavernia. A Fundamental Study of the Microstructure of Al-Ti/SiC Materials using Variable Co-Deposition of Multi-Phase Materials. Materials Section, departament of Mechanical Engineering, University of California, Irvine, CA 92717. (1989).
- 2.- S.G. Fishman. Journal of Metals, 38, No. 3, (1986),26-28.
- 3.- Ashok K. Dhingra. Metals Replacement by Composites, Journal of Metals, Vol. 38, No. 3, (1986).
- 4.- Robert C. Forney. Advanced Composites: The Structural Revolution; Journal of Metals, Vol. 38, No. 3, (1986).
- 5.- Y.Flom, and R.J. Arsensault. Journal of Metals, 38, No. 7 (1986), 31-34.
- 6.- M. Gupta, F.A. Mohamed, and E.J. Lavernia, in Proc. Intl. Symp. on Advances in Processing and Characterization of ceramic and Metal Matrix Composites, CIM/ICM, vol. 17, H. mostaghaci, ed., Pergamon press, (1989), 236-253.
- 7.- A. Mortensen, J.A. Cornie, and M.C. Flemings. Journal of Metals, 40, No. 2, (1988) 12-19.
- 8.- Metals Handbook Vol. 8, Metallography, Structures and Phase Diagrams. ASM, 8th Edition.
- 9.- Metals Handbook Vol. 10, Materials Characterization; ASM, 9th Edition.
- 10.- P. B. Hirsch. Electron Microscopy of Thin Crystals; London BUTTERWORTHS, (1965).
- 11.- Byron Pipes. Composites Science and Engineering; Journal of Metals, Vol. 30, No. 3, (1986).

- 12.- C. L. Buhrmaster, D. E. Clark and H. B. Smartt, Spray Casting Aluminum and Al/SiC Composites; Journal of Metals, Vol. 40, No. 11, (1988).
- 13.- B. D. Cullity. Elements of X-Ray Diffraction, 2da. edición, ADISON-WESLEY. (1978).
- 14.- P. J. Goodhew. Specimen Preparation in Materials Science, vol. 1, NORTH-HOLLAND Publishing Company-Amsterdam, (1973).
- 15.- L. F. Mondolfo. Aluminium Alloys Structure and Properties, BUTTER-WORTHS London-Boston.
- 16.- International JCPDS vol. 1 y 2 (1977).
- 17.- Víctor M. Castaño. Notas sobre la forma de indexar un patrón de difracción de electrones. Curso de Microscopía Electrónica, Septiembre 1988.
- 18.- M.J. Yacamán, A. Gómez, D. Romeu, R. Rioja. Notas de Microscopía Electrónica. Instituto de Física. UNAM.
- 19.- John D. Verhoeven. Fundamentos de Metalurgia Física. Editorial LIMUSA, (1987).