

1161  
2



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE  
MEXICO**

---

---

**FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES  
CUAUTITLAN**

**EVALUACIÓN DEL CHOQUE TERMICO EN  
PLACAS DE SIC (CARBURO DE SILICIO)  
GRADO REFRACTARIO.**

**T E S I S**

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRÍA EN INGENIERIA  
(METAL- MECANICA)**

**P R E S E N T A**

**FELIX GONZALEZ GONZALEZ**

**ASESORA: M. en I. ANA MARIA PANIAGUA  
MERCADO**

**2003**

A



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.



UNIVERSIDAD NACIONAL  
AVÓNOMA DE  
MÉXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLÁN  
COORDINACIÓN GENERAL DE ESTUDIOS DE POSGRADO

**CARTA DE VOTOS APROBATORIOS**

**Coordinación General de Estudios de Posgrado  
FES-Cuautitlán  
Presente.**

Por medio de este conducto nos permitimos comunicar a usted que revisamos la tesis titulada "**Evaluaciones del choque Térmico en placas de SiC (Carburo de Silicio) grado Refractario**" que presenta el alumno **GONZÁLEZ GONZÁLEZ FÉLIX** con número de cuenta **9002568-8** y número de expediente **100991035** para obtener el grado de **Maestro en Ingeniería (Metal-Mecánica)**. Consideramos que dicha tesis reúne los requisitos necesarios para ser discutida en el Examen de Grado correspondiente, otorgamos el voto aprobatorio.

**Atentamente**  
**"POR MI RAZA HABLARA EL ESPIRITU"**

\_\_\_\_\_ México D.F. \_\_\_\_\_ a \_\_\_\_\_ 3 \_\_\_\_\_ de Junio \_\_\_\_\_ del 2002 \_\_\_\_\_

**NOMBRE DE LOS SINODALES**

Presidente: **M.C. MARCO A. ALARCÓN RAMÍREZ**

Vocal: **M.C. TOMAS RANGEL ORTIZ**

Secretario: **M.C. FELIPE DIAZ DEL CASTILLO**

Primer Suplente: **M.I. ANA MA. PANIAGUA MERCADO**

Segundo Suplente: **M.A. RAÚL A. LUCIDO DE LA PARRA**

B

**Con todo mi amor , respeto y agradecimiento :  
Alberto Félix González Duran  
Amelia González Miguel**

**Por todo el tiempo en el que me han  
brindado su apoyo incondicional ya que sin  
ellos no hubiese llegado hasta aquí .  
Simplemente :**

**G r a c i a s**

**Un agradecimiento a mis hermanas**

**Dra..Dolores González González**

**Lic. Olga González González**

**Lic. Sandra González González .**

**Gracias por su apoyo, comprensión y  
paciencia .**

**Las quiero mucho**

**Agradezco su participación en esta investigación:**

- **Ing. Arteaga Reyes Juan Gabriel**  
( **Manufactura de probetas de aluminio para SEM** )
- **Ing. Héctor Mendoza León.**  
( **Jefe del laboratorio ESFM, Ciencia de materiales ,  
IPN. micrografías ópticas** )
- **Ing. Víctor Hernández , Ing. Héctor Rojas Castro**  
( **Ensayos de pruebas destructivas del ININ** )
- **Ing. Rodolfo Robles .**  
(**Micrografías en el microscopio electrónico de  
Barrido. UNAM FESC C1**)
- **Ing. Joaquín Ibarra B .**  
( **Jefe de sección: Difractómetro. Ciencia de  
materiales ESFM. IPN** )

**En especial a mi asesora :**

**Dra. Ana María Paniagua Mercado**

**A todos ellos gracias.**

**A mis profesores:**

- Sauberli Scharer Ulrich.
- Alarcón Ramírez Marco Antonio.
- Paniagua Mercado Ana María.
- De Moraes Benitez Sergio.
- Díaz del Castillo Rodríguez Felipe .
- Lucido De La Parra Raúl .
- Curiel Reyna Enrique.
- María del Pilar Zepeda.
- José Antonio Bosch.
- Suemi Rodriguez.

**A todos ellos mi reconocimiento y admiración , y un agradecimiento por sus conocimientos adquiridos.**

**A mis amigos y amigas:**

**Mario Peralta, Alicia Ramirez, Marisol, Miguel, Adán, Rosendo, Juan Gabriel, Rodrigo, Coss, José Luis, Elida, Hermila ,Ma.Leticia ,Elizabeth, Anita, Mireya, Cuahutémoc, Viridiana, Octavio, Hugo, Paco, Israel, Gabriel, Guadalupe, Mauricio, Guillermo. Miriam. Ma. Isabel.**

**Agradezco su compañía y comprensión.**





El que no sabe y no sabe, es un necio; apártate de él.  
El que no sabe y sabe que no sabe, es sencillo; instrúyelo.  
El que sabe y no sabe que sabe, está dormido; despiértalo.  
El que sabe y sabe que sabe, es sabio; síguelo.

Si te desanimas, ellos paran.  
Si flaqueas, ellos ceden.  
Si te sientas, ellos se deleitan.  
Si dudas ellos se desesperan.  
Si criticas ellos te destruyen.  
Si caminas de frente, ellos te sobrepasarán.  
Si les das la mano, ellos te darán la vida.

No necesitamos llegar a ser pobres..... para saber pedir,  
Ni tenemos que llegar a ser ricos.....para poder dar.  
Necesitamos merecer ..... para recibir,  
Requerimos recibir ..... para tener,  
Debemos tener ..... para dar,  
Tenemos que dar .....para obtener.  
Y así el que no tiene ... ¡tendrá!  
Y quien ya tiene..... ¡más obtendrá!

Porque la mitad de nuestros fracasos y desengaños provienen  
Precisamente del afán de querer ser lo que somos y en querer  
Aparentar lo que tampoco somos, empeñándonos en vivir  
Fuera de la realidad.

Hay alguien, por querer aparentar una riqueza que no tiene,  
Se llena de deudas que acaban por robarle el sueño y la tranquilidad.  
No hay, ni puede haber humillación en reconocer nuestros yerros  
Y procurar corregirlos.

No cuesta ningún trabajo ser honrado.  
¡Un hombre limpio es el mejor tesoro y la mejor herencia que  
Podemos legar a nuestros hijos!

Alguna vez te has puesto a reflexionar, quién eres, hacia donde vas, y que desees, quizá no sea demasiado tarde, haz un alto en tú camino diario para saber hacia adonde te diriges , encontraras muchas oportunidades para triunfar, y no estarás solo, pues tus logros y tus metas estarán siempre contigo, piensa como un triunfador, deja la cobardía para los que no desean superarse.

Solamente cuando se haya,  
- Envenenado el último río.  
- Cortado el último árbol,  
- Y matado el último pez,  
El hombre se dará cuenta ....  
¡Que no puede comerse el dinero!

H

**TESIS "EVALUACIÓN DEL CHOQUE TERMICO EN PLACAS DE SiC  
(CARBURO DE SILICIO) GRADO REFRACTARIO"**

**INDICE**

|   |           |
|---|-----------|
| <b>INTRODUCCIÓN</b>   | <b>1</b>  |
| <b>CAPITULO I</b>   |           |
| <b>1.1 CARBURO DE SILICIO (SiC)</b>                           | <b>3</b>  |
| <b>CAPITULO II</b>  |           |
| <b>2.1 EXPERIMENTACIÓN</b>                                    | <b>5</b>  |
| <b>2.1.1 Tratamientos térmicos</b>                            | <b>5</b>  |
| <b>2.1.2 Ensayo de compresión</b>                             | <b>6</b>  |
| <b>2.1.3 Microscopía óptica</b>                               | <b>6</b>  |
| <b>2.1.4 Microscopio electrónico de barrido</b>               | <b>7</b>  |
| <b>2.1.5 Análisis de Difracción de rayos X</b>                | <b>7</b>  |
| <b>CAPITULO III RESULTADOS</b>                                |           |
| <b>3.1 RESULTADOS DE ENSAYO DE COMPRESIÓN</b>                 | <b>8</b>  |
| <b>3.1.1 MODULO DE ELASTICIDAD</b>                            | <b>10</b> |
| <b>3.2 MICROGRAFÍAS DE MICROSCOPIO ÓPTICO</b>                 | <b>12</b> |
| <b>3.3 MICROGRAFÍAS DE MICROSCOPIO ELECTRÓNICO DE BARRIDO</b> | <b>24</b> |
| <b>3.2 RESULTADOS DEL ENSAYO DE DIFRACCIÓN DE RAYOS X</b>     | <b>37</b> |
| <b>CAPITULO IV DISCUSIÓN DE RESULTADOS</b>                    |           |
| <b>4.1 ANÁLISIS DE RESULTADOS</b>                             | <b>44</b> |
| <b>CAPITULO V</b>   |           |
| <b>CONCLUSIONES</b>   | <b>54</b> |
| <b>BIBLIOGRAFIA</b>   | <b>55</b> |
| <b>Glosario</b>   | <b>57</b> |

## **INTRODUCCIÓN**

**El presente trabajo tiene como objetivo estudiar las fracturas que se producen en las placas de carburo de silicio (SiC) cuando son sometidas a choques térmicos, debido a que este problema se presenta continuamente en la industria sin poderse controlar**

**En el desarrollo de todo refractario, las microestructuras formadas a altas temperaturas, como propiedad intrínseca de los materiales térmicos, da una guía para la selección de materiales.**

**Los coeficientes de expansión térmica son más dañinos en los materiales cerámicos debido a su fragilidad por la relación que existe entre la temperatura contra resistividad del material. Los materiales cerámicos con expansiones térmicas bajas son particularmente susceptibles a las fallas de este tipo, resultado de los gradientes significativos de temperatura asociados con cambios volumétricos en diferentes regiones de la misma parte.**

**Los términos impacto y agrietamiento térmico se usan en conexión con estas fallas, por lo tanto la selección de materiales característicos para evitar grietas al iniciar severos choques térmicos es diseñar micro estructuras que exhiban temple críticos con diferencias de temperatura muy altas. [1]**

**Es importante mencionar que al evitar fracturas por choque térmico el material más favorable será aquel que incluya valores muy altos en cuanto a resistencia mecánica y conductividad térmica se refiera además de que los coeficientes de expansión térmica y sus módulos elásticos deberán ser relativamente muy bajos. [2]**

**En los choques térmicos, los materiales se someten a condiciones muy severas de enfriamiento, en agua, aceite o al medio ambiente, estos materiales se emplean como ladrillos refractarios, produciendo un agrietamiento en su superficie ocasionando una fractura total del material, es por tal motivo que se emplean materiales refractarios que dependan de una conductividad térmica, difusión térmica, expansión térmica, transferencia de calor y una diferencia de temperatura bastante alta para evitar dichas fracturas. [3]**

**Es por ello que una investigación extensa sobre refractarios y la evaluación normal de: ensayos de compresión, difracción de rayos X y estudios por microscopía óptica y electrónica, nos proporcione la información necesaria para su evaluación.**

**Así, esta investigación consistió en someter muestras de SiC a diez ciclos de choque térmico para evaluar después sus propiedades mecánicas por medio de pruebas de compresión y obtener sus diagramas esfuerzo deformación, después se realizaron análisis de difracción de rayos x con la finalidad de determinar el cambio de fases de las placas de SiC en función de los choques térmicos y microscopía óptica y electrónica para determinar las fases presentes y su cantidad después de cada ciclo, así como el aumento de la cantidad de grietas detectadas por el microscopía electrónica de barrido.**

## **CAPITULO I**

### **1.1 CARBURO DE SILICIO**

La sílice ( $\text{SiO}_2$ ) es una materia prima importante en la cerámica tradicional. Es el principal componente del vidrio y un ingrediente importante en otros productos cerámicos, incluida la cerámica blanca, los refractarios y los abrasivos.

La sílice se encuentra disponible en la naturaleza en varias formas, la más importante es el cuarzo, la fuente principal del cuarzo es la arenisca, la abundancia de la arena y su relativa facilidad de procesamiento se obtiene sílice de un bajo costo; es también dura y químicamente estable.

El carburo de silicio, otro producto cerámico usado ampliamente como abrasivo, no existe como mineral. Se produce calentando mezclas de arena (fuente de silicio) y coque (carbón) a una temperatura de  $2200^\circ\text{C}$  el resultado de la reacción química es el  $\text{SiC}$  y el monóxido de carbono. (4)

Los cristales de carburo de silicio son muy duros y bastante frágiles, lo cual limita su uso. Así el carburo de silicio se vende bajo los nombres comerciales ordinarios de carborundo y cristolón.

El carburo de silicio difiere de otros compuestos refractarios por sus extensas propiedades de aplicación; semiconductor, refractario, resistente a la abrasión usada eléctricamente y resistente a altas temperaturas, su estructura cristalina es tetraédrica binaria.

El carburo de silicio se incluye generalmente en el grupo de cerámicos tradicionales por ser un cerámico manufacturado, el método para su producción se desarrolló hace un siglo, además de ser empleado como abrasivo, el  $\text{SiC}$  incluye resistencia a los agentes térmicos y como aditivo en la fabricación del acero.

En el año de 1891 cuando E.G. Acheson tratando de fabricar piedras preciosas, descubrió como hacer carburo de silicio  $\text{SiC}$ , este compuesto se fabrica cargando un horno eléctrico con arena silícea, coque de petróleo, sal, y aserrín de madera. Esta carga se mantiene varias horas por encima de los  $2200^\circ\text{C}$  a corrientes eléctricas muy intensas que lo atraviesan con lo que se forma una masa sólida de cristales de carburo de silicio.

Una vez frío el horno, se descarga la masa de cristales que se trituran y se clasifican por tamaños, los cristales o granos son de forma irregular y en su mayoría tienen aristas de corte de ángulo de desprendimiento negativo.

El SiC empleado es un compuesto de sílice y grafito, creado a base de sinterización, cuando se oxida el carburo de silicio a altas temperaturas, se forma una fina capa impermeable de SiC<sub>2</sub> en la superficie, protegiendo al SiC de mayor oxidación a unos 1500°C, este material soporta elevados esfuerzos a altas temperaturas, en la aplicación de choques térmicos se modifica la microestructura y sus fallas son normalmente intergranulares, ocasionadas por las temperaturas altas, esto generalmente sucede por la formación de huecos en la intersección de tres límites de grano por la aparición de huecos adicionales a lo largo de los límites de grano, los procesos de difusión, el calentamiento y enfriamiento continuo a los que está sometido el SiC reduce sus esfuerzos. Los límites de grano y la superficie de las partículas en el SiC son defectos superficiales importantes, el grano fino induce propiedades mecánicas mejoradas en comparación con la de grano grueso, los granos finos ayudan a reducir los esfuerzos en el borde del grano debido a la contracción y a la expansión anisotrópica. (4)

Es por ello que en la utilización de nuevos materiales, es uno de los pilares del avance espectacular de las tecnologías de información y comunicaciones. El desarrollo de aplicaciones basadas en sus propiedades requiere un profundo conocimiento previo de éstas. En particular el descubrimiento de la superconductividad en óxidos cerámicos a temperaturas elevadas (superconductores de alta temperatura, SAT) puede permitir el desarrollo práctico de algunas aplicaciones de la superconductividad, económicamente inviables con los superconductores clásicos. Sin embargo, la gran complejidad de los SAT y su naturaleza granular dificultan la puesta en marcha de aplicaciones de los mismos de forma inmediata. En concreto, se ha trabajado en la característica experimental y el modelado de las propiedades superconductoras de alta temperatura crítica, incidiendo especialmente en las implicaciones y el desarrollo de aplicaciones de los mismos. (5)

## **CAPITULO II**

### **2.1 EXPERIMENTACIÓN**

Esta consistió en obtener una sección de una placa de carburo de silicio de uso industrial, la cual no ha sido sometida a ningún tratamiento, esta placa se emplea como soporte en hornos para la elaboración de cerámicos quemados, estas placas están constantemente sometidas a choques térmicos debido a la producción continua, la temperatura a la cual se somete la placa es 1200°C en producción por 8 horas y un enfriamiento al aire.

Se cortó la placa en pequeñas probetas (4x2.5x2 cm.). Tratando de ser lo más uniformes posibles, para ello se empleo un disco de diamante sintético, para el corte de las probetas se empleo una máquina cortadora de disco: Bueheler-Abrasimet LTD Serie: No. 339-AAC-479 la cual está libre de vibraciones y en buenas condiciones de operación, esta fue rectificada de tal manera que su excentricidad máxima sea de 0.005mm. según instrucciones del proveedor, se trabaja en húmedo, se empleó una velocidad longitudinal 0.80-1.60m/s. y una velocidad transversal 0.005-0.017 s. Posteriormente en forma aleatoria se enumeraron y se agruparon en grupos de cuatro para asignar el número al ciclo que deberá de pertenecer cada una de las probetas.

Después de clasificar las probetas, se sometieron a temperaturas con condiciones similares a las que son expuestas dentro de la industria, esto es: 1300 °C por 2 horas e inmediatamente son expuestas al aire.

#### **2.1.1 Tratamientos térmicos.**

En el primer ciclo se introducen todas las probetas a 1300°C por 2 horas, al término se exponen al aire hasta enfriarse, para el segundo ciclo, se separa una parte de las probetas que representan al primer ciclo, y se introducen todas las restantes a condiciones similares que la primera, al término del ciclo, se separan las probetas que corresponden al segundo ciclo, para iniciar el tercer ciclo ya tenemos 2 ciclos concluidos, seguimos con el tercero, al término se separa el tercer ciclo y se someten al cuarto todas las restantes y así sucesivamente hasta terminar con el décimo ciclo.

### **2.1.2 Ensayo de compresión.**

El primer ensayo es la compresión, aquí se empleó una máquina universal de ensayos MTS, modelo 810 automatizada con capacidad para 10 toneladas, de cada ciclo se seleccionaron aleatoriamente 2 muestras y se les aplicó una carga hasta fracturarse, a una velocidad de 5 mm/min. Se obtuvieron esfuerzos máximos, módulos de elasticidad, se graficaron y analizaron resultados.

### **2.1.3 Microscopía óptica.**

El segundo ensayo consistió en preparar, muestras para el microscopio óptico, se necesitó cortar una muestra de las probetas designadas a esta prueba, una sección central de la muestra, la cual fue encapsulada en resina epóxica, para ello se necesitó de moldes circulares, resina epóxica, catalizador y eliminador de burbujas, la resina y el catalizador se vierten en un recipiente en cantidades iguales, ya estando homogénea la mezcla, se introduce al centro la muestra de carburo de silicio, y se procede a verter la mezcla encima de ella hasta llenar el molde, posteriormente se deja reposar 24 horas para poder desmoldarlas, mediante este procedimiento se obtuvieron 11 muestras correspondientes a cada uno de los ciclos incluyendo la muestra original.

Después se procedió a desbastar la resina que cubría la cara de la muestra, aplicando diesel, lijas de 100 y 500 hasta descubrir la cara para que posteriormente con pasta de diamante de 0 a 2 micras, disolvente para pasta de diamante tipo FD-200 RODER y un paño, se le diera un acabado espejo en una pulidora circular MS-Metallurgical Serie. No.1364 Modelo Tipo56. Al terminar de pulir cada una de las muestras, estas son sumergidas en alcohol, limpiadas con algodón para eliminar grasa e impurezas que pudiesen haber tenido contacto con las muestras.

Cada una de las muestras es observada en un microscopio óptico marca: Olympus BH2- UMA PM-PB20, fuente luminosa TH3, exposición de control PM20, Serie 481821, 142111, del cual se obtuvieron fotografías de 5X, 10X y 20X respectivamente, en estas fotos se analizarán las fases formadas en cada uno de los ciclos.



#### **2.1.4 Microscopio electrónico de barrido.**

Para el microscopio electrónico de Barrido se necesitó cortar muestras de 1 a 2 mm de espesor, las cuales se tomaron de las partes laterales de cada una de las muestras para ser montadas en porta muestras de aluminio circular, y ser bañadas en plata. Esta preparación se dejó reposar por 24 horas y posteriormente son observadas en un microscopio JEOL JSM-25S II Scanning Microscope a diversos aumentos que van de 1000X hasta 10,000X en ellas se pudo observar la microestructura del material a mayores aumentos.

#### **2.1.5 Análisis de difracción de rayos X.**

Por último de las dos muestras anteriores, el material sobrante de cortar el centro y la lateral de la probeta se procedió a pulverizar el carburo de silicio, para ello se necesitó cubrir el material de forma tal que este no pudiese estar contaminado con el mazo de acero, para ser primeramente triturado y posteriormente con un mortero de AGATA transformarlo en polvo, este polvo es vaciado en bolsas plásticas con sello en la parte superior para poder ser transportados al difractor de rayos X, aquí se obtendrán los cambios de fases.

TESIS CON  
FALLA DE CALLEN

## CAPITULO III RESULTADOS

### 3.1 RESULTADOS DE ENSAYOS DE COMPRESIÓN

#### PRIMER GRUPO: ENSAYO COMPRESIÓN

Tabla No. I : Resultados del primer grupo de ensayo de compresión

| No. De ciclo | Esfuerzo Máximo (MPa) |
|--------------|-----------------------|
| 0            | 95.99                 |
| 1            | 57.49                 |
| 2            | 68.34                 |
| 3            | 60.08                 |
| 4            | 86.53                 |
| 5            | 61.15                 |
| 6            | 64.46                 |
| 7            | 75.92                 |
| 8            | 81.46                 |
| 9            | 72.74                 |
| 10           | 44.88                 |

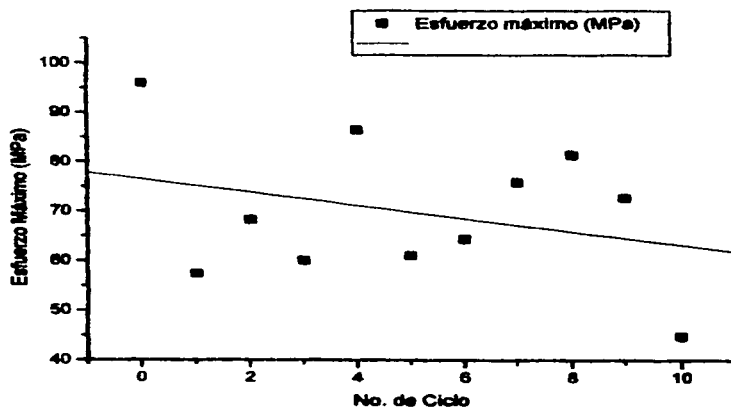


Figura No. 1 Representación de los valores de la tabla No. 1. Gráfico de dispersión, donde la grafica muestra una tendencia a disminuir el esfuerzo máximo conforme avanza el número de ciclos. (Método de correlación lineal).

## SEGUNDO GRUPO: ENSAYO DE COMPRESIÓN

Tabla No. II Resultado del segundo grupo de ensayo de compresión.

| No. de ciclo | Esfuerzo Máximo (MPa) |
|--------------|-----------------------|
| 0            | 95.99                 |
| 1            | 50.96                 |
| 2            | 96.01                 |
| 3            | 56.38                 |
| 4            | 86.28                 |
| 5            | 92.46                 |
| 6            | 76.57                 |
| 7            | 76.37                 |
| 8            | 105.27                |
| 9            | 70.17                 |
| 10           | 50.29                 |

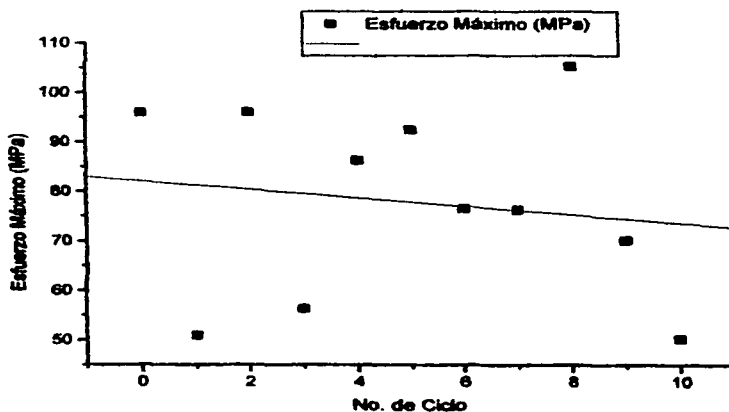


Figura No. 2 Representa los valores de la tabla No.2. Grafica de dispersión, donde la grafica muestra una tendencia a disminuir el esfuerzo máximo conforme va avanzando el número de ciclos. (Método de correlación lineal).

### 3.1.1 MODULO DE ELASTICIDAD: PRIMER GRUPO

Tabla No. III. Muestra los valores correspondientes al promedio de las muestras por cada uno de los ciclos.

| No. de Ciclo | Modulo de Elasticidad (MPa) |
|--------------|-----------------------------|
| 0            | 20.524                      |
| 1            | 8.273                       |
| 2            | 13.796                      |
| 3            | 17.863                      |
| 4            | 20.469                      |
| 5            | 9.928                       |
| 6            | 13.431                      |
| 7            | 13.871                      |
| 8            | 17.993                      |
| 9            | 15.631                      |
| 10           | 8.113                       |

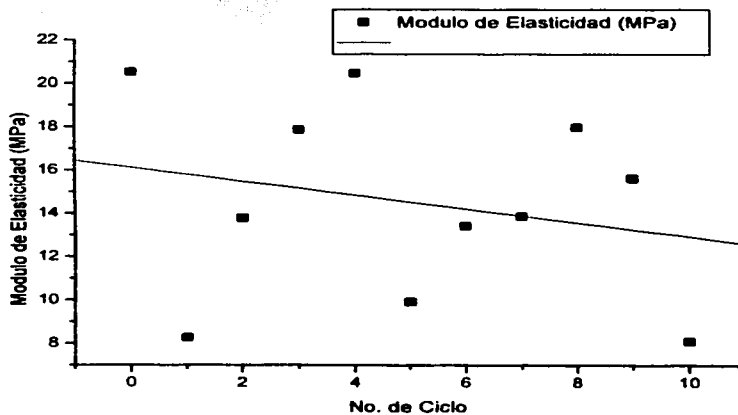


Figura No. 3. Representación de los valores de la tabla No. 3, La tendencia de la grafica tiende a disminuir conforme se aumentan los choques térmicos

### MODULO DE ELASTICIDAD: SEGUNDO GRUPO

Tabla No. IV. Correspondiente al promedio de las muestras para cada uno de los ciclos.

| No. de Ciclo | Modulo de Elasticidad (MPa) |
|--------------|-----------------------------|
| 0            | 20.524                      |
| 1            | 3.723                       |
| 2            | 18.375                      |
| 3            | 7.165                       |
| 4            | 13.179                      |
| 5            | 21.236                      |
| 6            | 12.983                      |
| 7            | 16.428                      |
| 8            | 20.983                      |
| 9            | 17.354                      |
| 10           | 6.447                       |

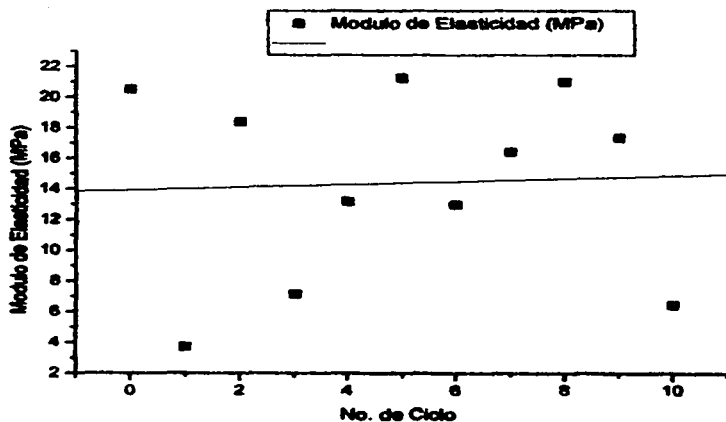


Figura No. 4. Representación de los valores mostrados en la tabla No. 4, la tendencia de la gráfica es a aumentar conforme se aumentan los ciclos al choque térmico.

TESIS CON  
COPIA DE ORIGEN

### 3.2 MICROGRAFÍA DE MICROSCOPIO OPTICO

Muestras originales de SiC no sometida a ningún choque térmico.



Figura. No. 5 a y b. Micrografías de microscopio óptico. En donde se observan las muestras originales de SiC no sometida a ningún choque térmico, 10X donde muestra que el material empleado es una mezcla de silicio (áreas verdes) y carburo de silicio (áreas blancas).

TRISIS CON  
2007

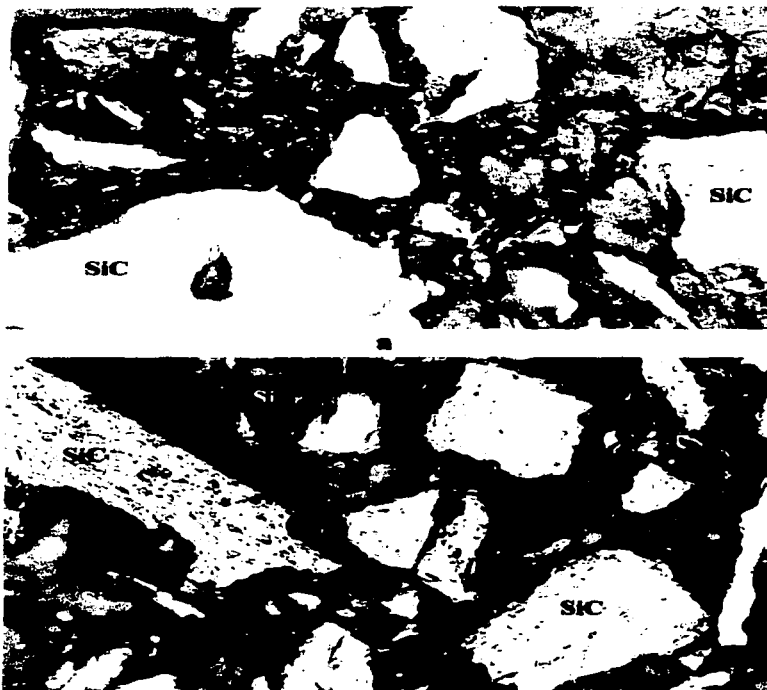
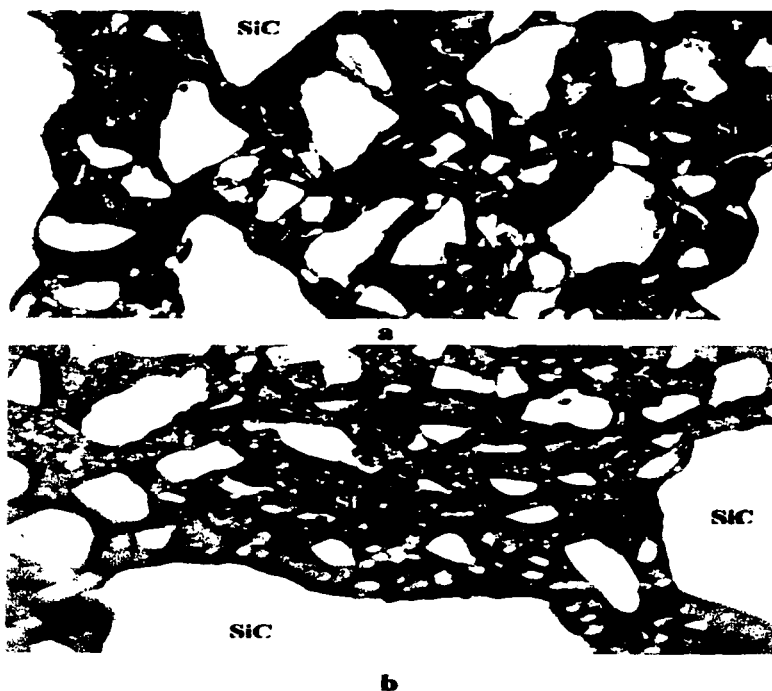


Figura.6 a y b. Micrografía tomada de microscopio óptico a 20 X nos muestra granos de silicio y carburo de silicio juntos en una microestructura con mayor definición de los detalles internos.(1)

TESIS CON  
ULA DE

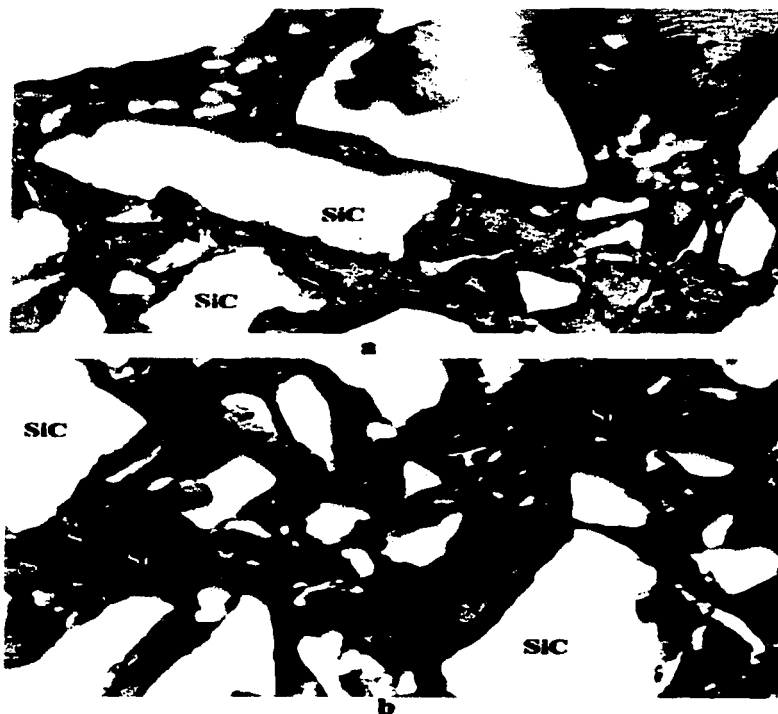
**Micrografías correspondientes al primer ciclo.**



**Fig. No. 7 a y b Tomada a microscopio óptico 10x. Correspondiente al primer ciclo.**

TESIS CON





**Figura. 8 a y b** Tomada microscopio óptico 20x. ambas micrografías pertenecen al primer ciclo el cual manifiesta un cambio de estructura comparada con la original, aquí se muestra como los granos de SiC empiezan a formar un camino de interconexión por todas partes de la estructura, la mayoría de granos SiC es de forma irregular, limitados y sin detalle.

TESIS COM  
LA DE

**Micrografías correspondientes al segundo ciclo.**

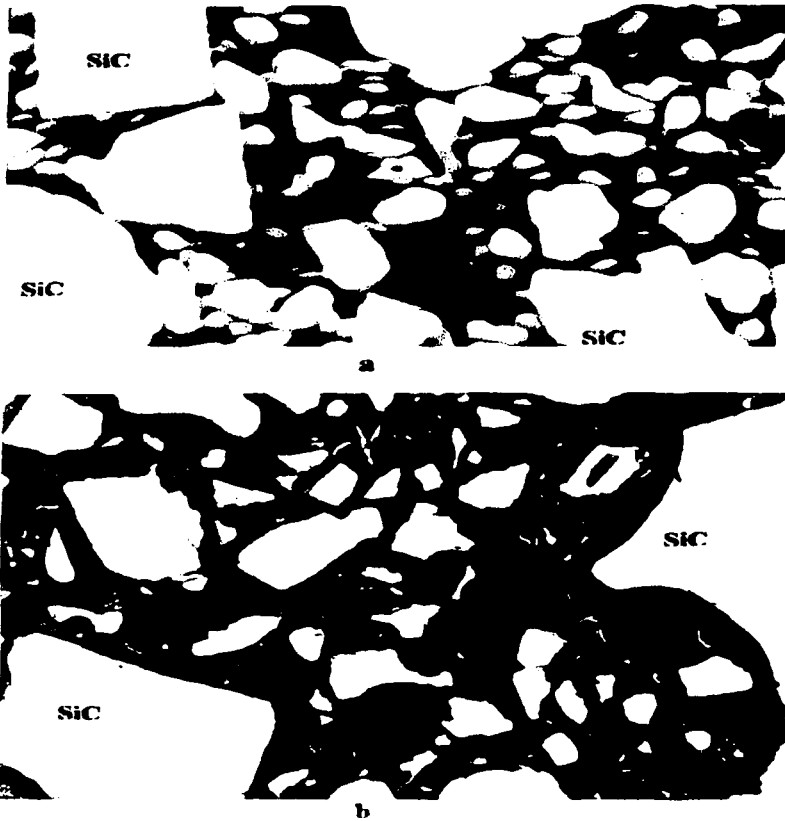


**b**

**Figura. 9 a y b. Muestras pulidas y analizadas en microscopio óptico, ambas a 10x, pertenecientes al segundo ciclo.**

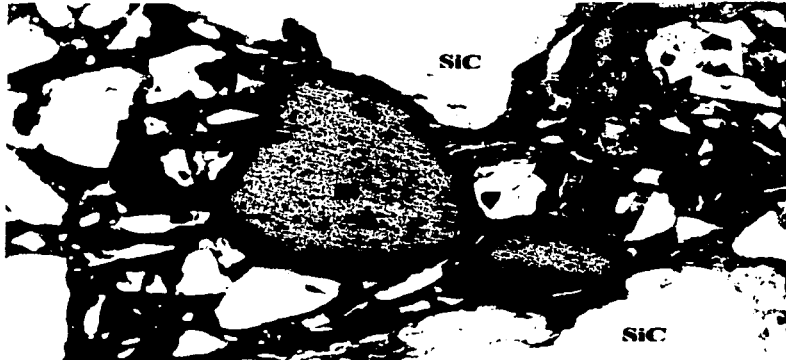
TESIS COM  
DE  
7N

**Micrografías correspondientes al tercer ciclo.**

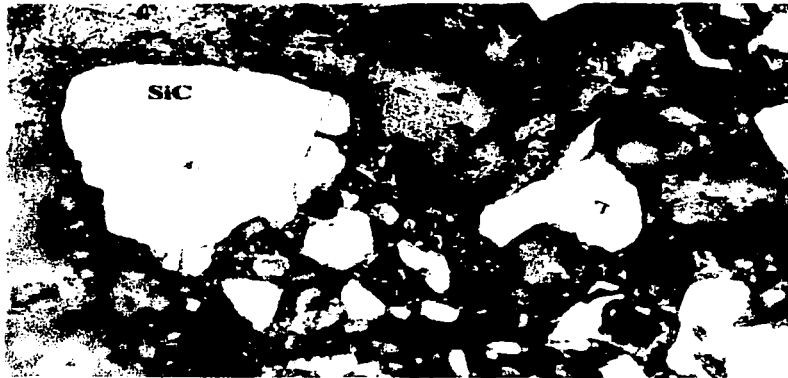


**Figuras. 10 a y b. Micrografías de microscopio óptico 5x y 10x. Correspondientes al tercer ciclo muestran algunas regiones sólidas con alta concentración de granos de SiC, en estas regiones principalmente se localizan los deterioros y deformaciones esperadas por los grupos de granos en movimiento inhomogéneo, ocasionando microgrietas.**

**Micrografía correspondiente al cuarto ciclo.**



**Figura .11 Micrografía de microscopio óptico a 20x en donde se observan granos de SiC empieza a presentar reducción de tamaño por fracturas y aumento de las regiones de silicio.**



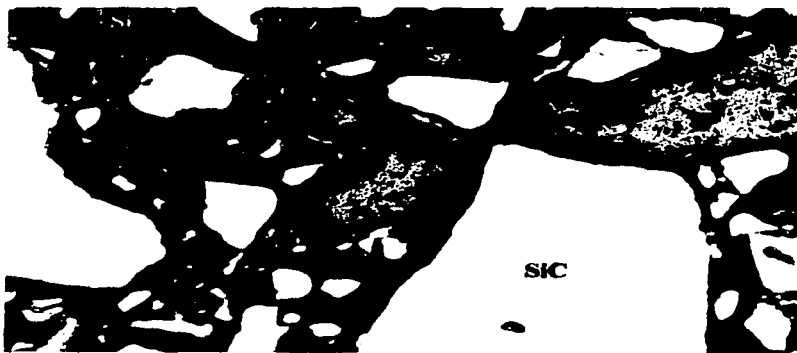
**Figura. 12 Micrografía de microscopio óptico a 20x, perteneciente al cuarto ciclo, muestra zonas de alta concentración de SiC, en estas zonas están constituidas por grupos limitados de granos en movimiento que dan origen a dislocaciones y grietas como se muestra claramente,**

TESIS CON  
FALLA DE ... -EN

**Micrografías correspondientes al quinto ciclo.**



a

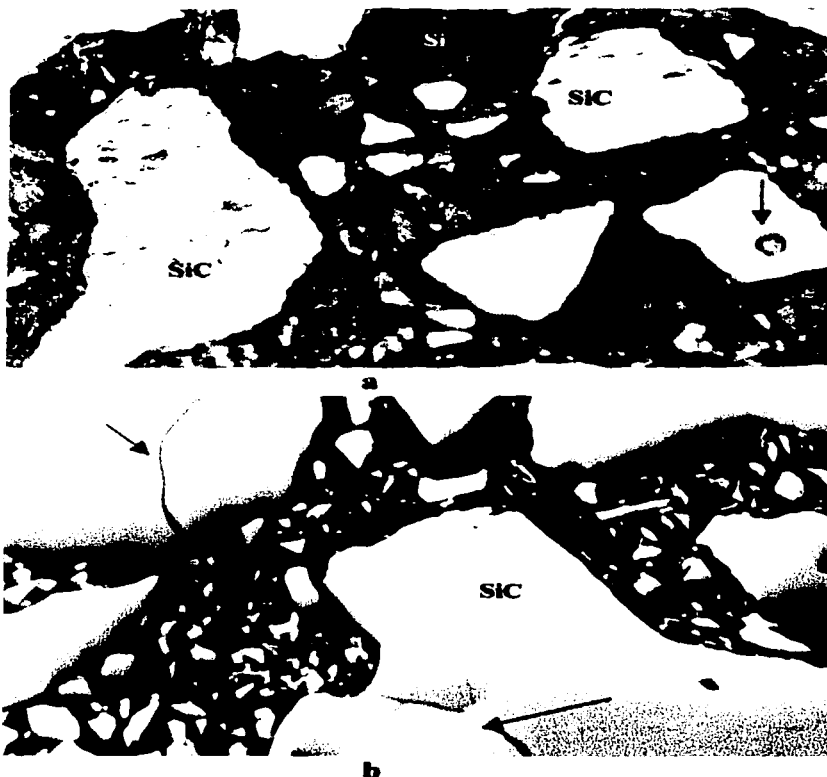


b

**Figura. 13a y b. Pertenecientes al ciclo No. 5, ambas micrografías tomadas en microscopio óptico a 10x, en la primera se observa gran porcentaje de volumen de Si, mientras la segunda presenta gran porcentaje de volumen SiC.**

Univ. Cien  
FALSA DE ORIGEN

**Micrografías correspondientes al sexto ciclo.**



**Figura. 14a.** Micrografía tomada de microscopio óptico a 20x, correspondiente al ciclo 6, en apariencia general se observan cavidades menores, unas en forma de grieta y otras casi esféricas las primeras predominan cerradas en la superficie y siempre son localizadas en granos de SiC continuos, generalmente donde la concentración de silicio es baja y dentro de granos aglomerantes de SiC, esta es una etapa temprana de formación de cavidades completas, generando microgrietas en los granos de SiC en dimensiones múltiples como se muestra en la Figura.14b a 5x ,las cavidades casi esféricas se encuentran en zonas ricas de SiC donde se encuentran grandes cantidades de Si y tienden ha estar aisladas inicialmente en forma esférica.(Véase las flechas).

TESIS CIVIL  
UNIVERSIDAD DE CALDAS

**Micrografías correspondientes al séptimo ciclo.**



**Figuras 15a y b. Micrografías de microscopio óptico a 5x, pertenecientes al ciclo no.7, el cual muestran cavidades en forma casi esférica, su crecimiento provoca fracturas bastante serias a los granos de SiC como se puede observar, aquí se nota una deterioro dentro de la fase de composición de SiC, producidas por el flujo en la formación de grupos.**

TESTES CON  
MILIA DE LAIGER

**Micrografías correspondientes al octavo ciclo**



a



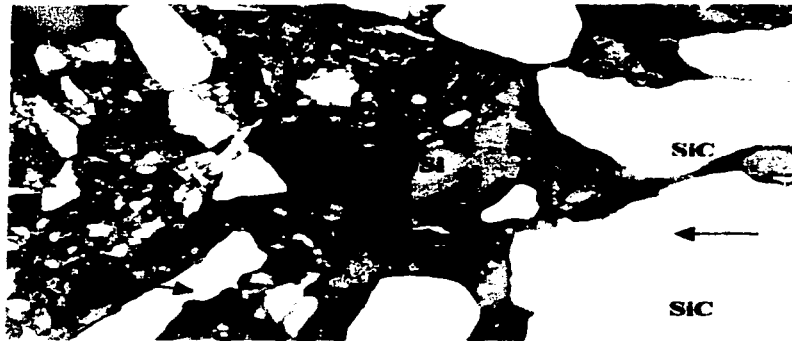
b

Figuras 16a y b Micrografías de microscopio óptico a 20x y 5x. Pertenecientes al ciclo No. 8, se observa que la formación de grupos de SiC, en donde son esperadas deformaciones dentro del grupo, por la alta concentración de esfuerzos, provoca una gran cantidad de grietas y desprendimientos de grano generado por el flujo de ellos mismos ya que se impone una fuerza en la red de granos.

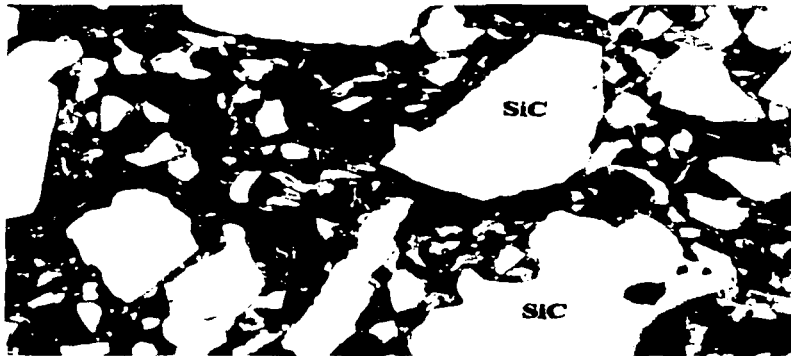
TESIS CON  
2007



**Micrografía correspondiente al noveno ciclo .**



**a**

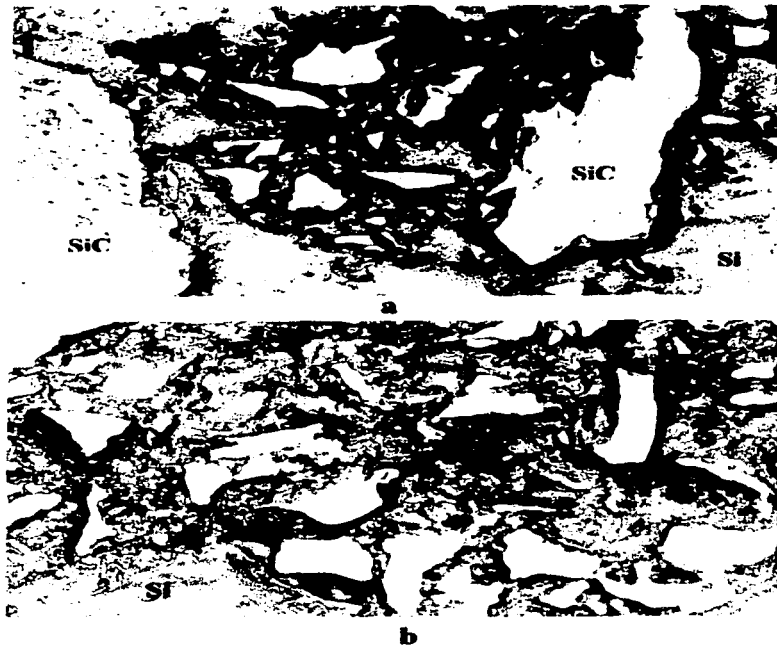


**b**

**Figuras. 17a y b Micrografías de microscopio óptico a 20x, 5x corresponden al ciclo No.9, se observan unos granos grandes en volumen son reportados como influyentes en la dureza y grietas en el llenado de cavidades además de un desprendimiento de grano..**

INSTITUTO VENEZOLANO DE INVESTIGACIONES CIENTÍFICAS  
LABORATORIO DE INVESTIGACIONES EN CIENCIAS DE LOS MATERIALES  
VALLE DE ORIGEN

**Micrografía correspondiente al décimo ciclo.**

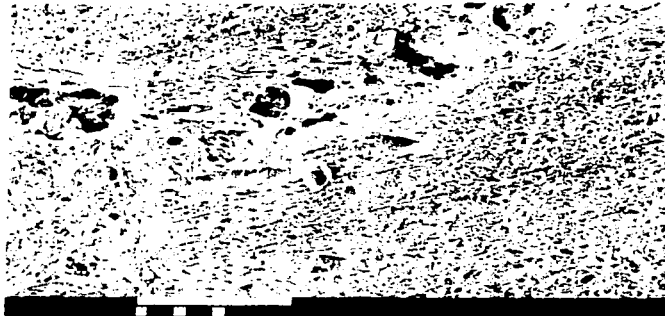


**Figura. 18a. Micrografía de microscopio óptico a 10x, correspondiente al ciclo No. 10 y la figura 18b, a 20x, se muestra claramente grupos bien definidos en el concepto de que algunos estarán dispersos, principalmente granos pequeños, y los otros están formando granos grandes y de gran volumen siendo los más propensos a desarrollar grietas en la superficie del material.**

TESIS CONT  
FALLA DE ... GEN

### 3.3 MICROGRAFÍAS DE MICROSCOPIO ELECTRÓNICO DE BARRIDO.

Micrografía correspondiente a la muestra original.



a



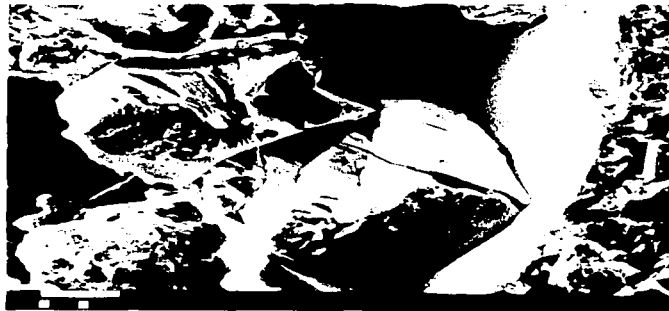
b

Figura. No. 19a Micrografía tomada de SEM a 200X de la muestra original donde se ilustra una serie de cavidades formadas por una alta concentración de silicio. Fig. No.19b Micrografía tomada de SEM a 1000X de la muestra original, donde se observa regiones de SiC rodeados por silicio, la cual es interconectada por caminos en todas partes de la estructura. Ambas estructuras son consecuencia del método empleado en la manufactura del material.

**Micrografías correspondientes al primer ciclo**



a

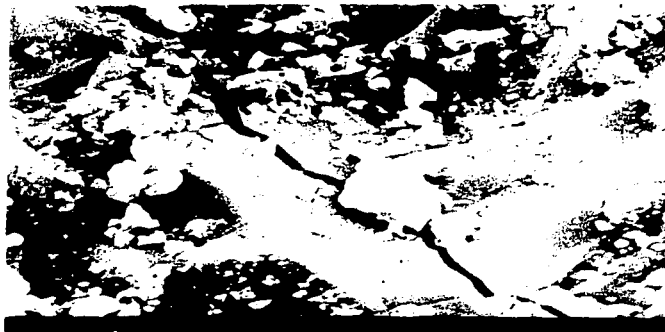


b

Figura. 20a Micrografía tomada de SEM a 3000x del primer ciclo se observa como los cristales de SiC empiezan a tener crecimiento principalmente en zonas de cavidades formadas por el Si, aquí se generan zonas de gran esfuerzo de compresión y tensión como consecuencia del flujo. Figura. 20b Micrografía tomada de SEM 4000x, correspondiente al primer ciclo corrobora lo anterior, el SiC provoca dislocaciones normalmente y es restringido por sitios de contacto entre granos de SiC, durante la deformación.

TESIS COMPLETA  
FALLA DE DEFORMACIÓN

### Micrografías correspondientes al segundo ciclo.



a

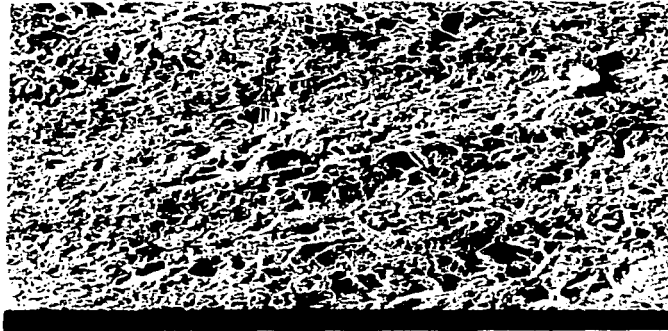


b

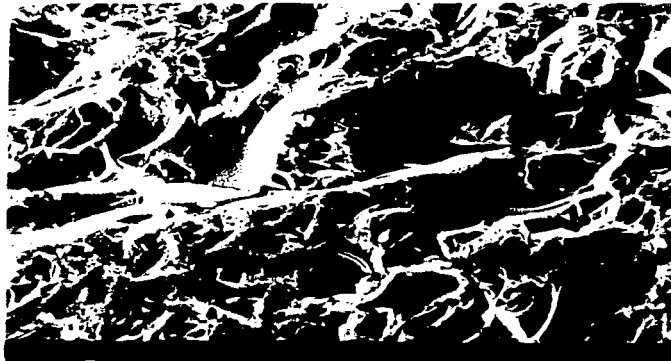
Figura. 21a a 7000x, ambas micrografías tomadas de SEM correspondiente al segundo ciclo, se observa la presencia de fracturas dentro de uno de los granos de SiC, aquí con frecuencia a simple vista en el microscopio óptico no existe ninguna evidencia de formación de dislocación y se presenta como intacta, pero esta ruptura fue formada ocasionalmente por las uniones de contacto de granos de SiC, ocurre después del crecimiento de cavidad con el silicio. La Figura. 21b perteneciente al segundo ciclo, 3000x, empiezan a formarse microgrietas debido al crecimiento de nucleación forzada por cavidades hace un origen de dilatación general del SiC, deformando la red granular.

TRABAJE CON  
PARTE DEL ORIGEN

**Micrografías correspondientes al tercer ciclo.**



a



b

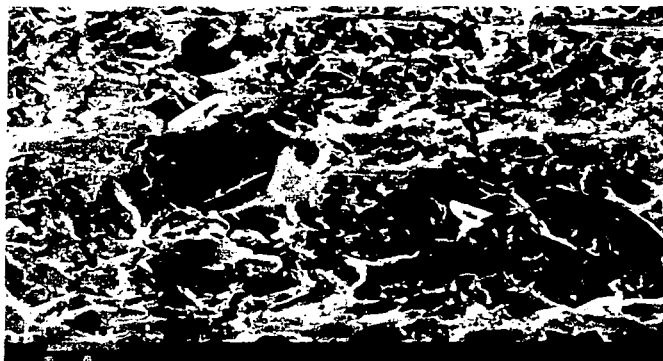
Figura. 22a Correspondiente a la misma muestra, pero con 3 ciclos de choque térmico en SEM a 200x, se observa una gran cantidad de cavidades y algunas regiones donde existe una alta concentración de Si, mientras en la figura 22b a 1000x se observan grandes cantidades de granos de SiC.

RECIBIDO CON  
FECHA DE ORIGEN

**Micrografía correspondiente al cuarto ciclo.**



a

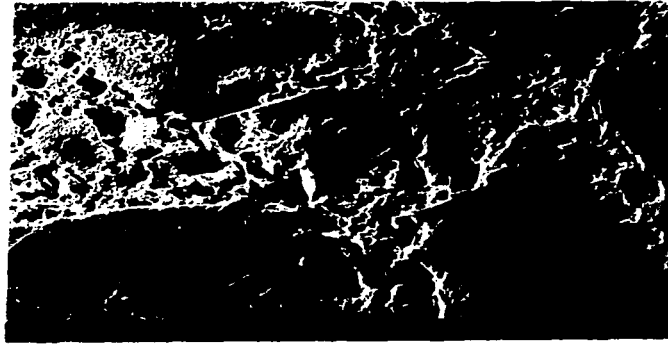


b

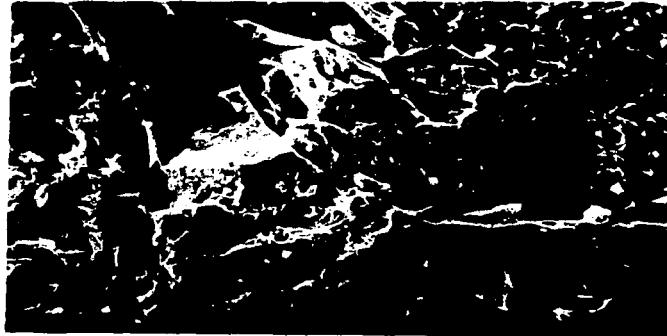
Figura. 23a y b Pertenciente al ciclo no.4. Micrografía de SEM a 3000x y 1000x se observan partículas de SiC que no son de igual tamaño y no está distribuidas uniformemente, aquí se observa como un grano de SiC está rodeado de Si y su crecimiento no sufre ningún daño debido a la distancia que la separa con el grupo restante queda libre de fracturas.

TESIS COM  
PAG. 29

### Micrografías correspondientes al quinto ciclo



a



b

Fig. 24 a y b Micrografías de SEM a 70 y 1000X respectivamente, pertenecientes al quinto ciclo, basándonos en observaciones de la primera microestructura existen cavidades creadas por el Si, ya que la estructura SiC está rodeada por el Si que ha desarrollado grandes huecos y cavidades por donde se desarrollarán las microgrietas hasta generar las grietas superficiales, en la segunda microestructura se observa una gran cavidad dentro de la fase Si, la cual es a después de una rápida nucleación de granos de SiC.

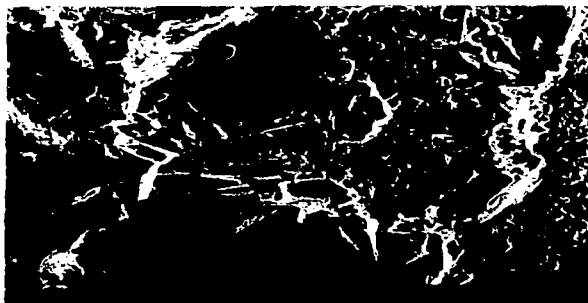
TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN



### Micrografías correspondientes al sexto ciclo



a

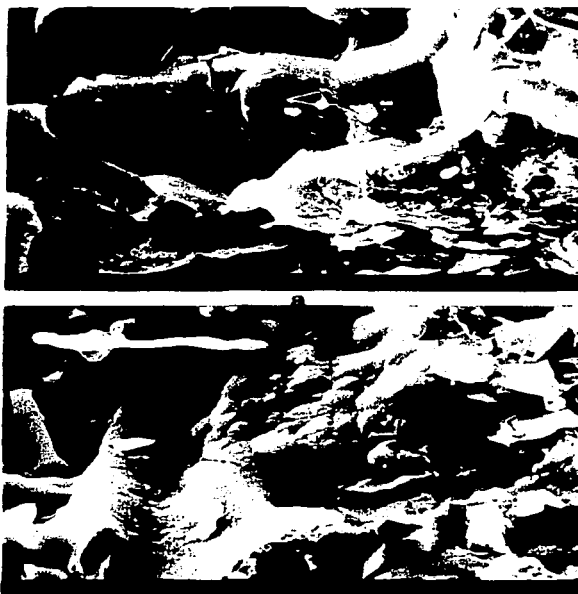


b

Figura. 25a. Micrografías tomadas de SEM a la muestra perteneciente al sexto ciclo, a 4500x, se confirman una deformación preferentemente en cavidades dentro de la fase estrecha de Si con separación de granos adyacentes de SiC por distancias de separación intergranular, en esta región es desprovista completamente en Si. En la figura 25b a 450x se observan como granos adyacentes de SiC permanecen unidos al mismo tiempo, incluso después del crecimiento de la cavidad.

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN

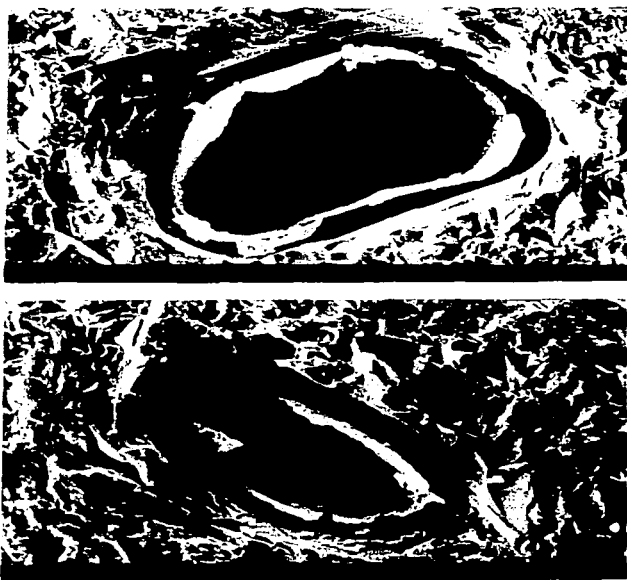
### Micrografías correspondientes al séptimo ciclo



b

Figura. 26a Micrografía tomada de SEM a 3000 x, pertenece al ciclo No.7, se observa microgrietas cerca de una cavidad. Figura 26b Micrografía tomada de SEM a 4500X se observa a un grupo de granos en forma irregular de SiC, también existe microgrietas, ambas regiones contienen una alta concentración de fracturas producidas por el flujo entre granos de SiC asumidos por el movimiento de grupo denominado movimiento granular del material, como grupo de granos en movimiento los esfuerzos construyen grupos limitados deteriorando cavidades y granos de SiC

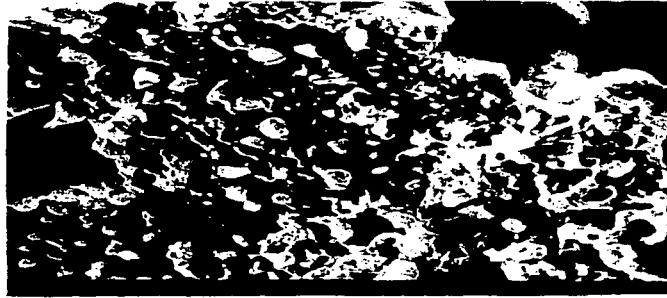
TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN



**La Fig. 27 Micrografías pertenecientes al ciclo No.7 observadas en SEM a 1000x, en este ciclo se observaron 2 claros ejemplos de cavidades casi esféricas producidas por la fase Si en alta concentración, en este tipo de cavidades es muy típico la formación de fracturas, desprovista de defectos.**

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN

**Micrografías correspondientes al octavo ciclo**



a

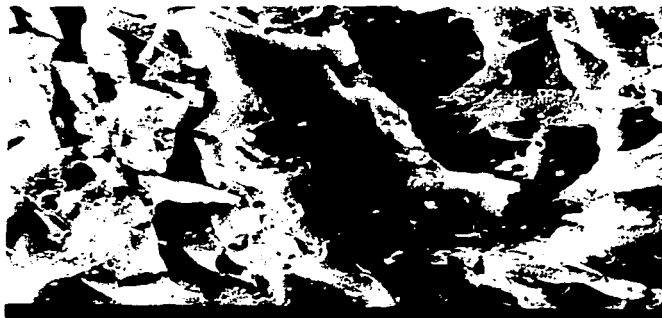


b

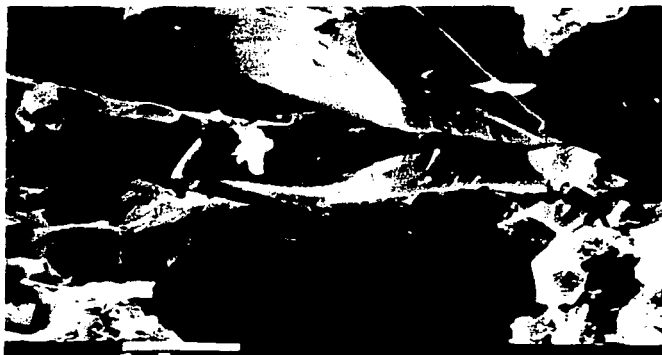
Figura. 28a Micrografía tomada de SEM a 2000x, perteneciente al ciclo No.8, se observa el grupo de granos de SiC formado. Figura 28b pertenece al ciclo No. 8 a 4500x y se observa una grieta producida por dos cavidades en región intergranular estrecha durante flujo de tensión, bajo condiciones de alto esfuerzo, se observa pequeñas cavidades separadas por uniones de contacto entre granos de SiC y dislocaciones alrededor del entronque.

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN

### Micrografía correspondiente al noveno ciclo



a

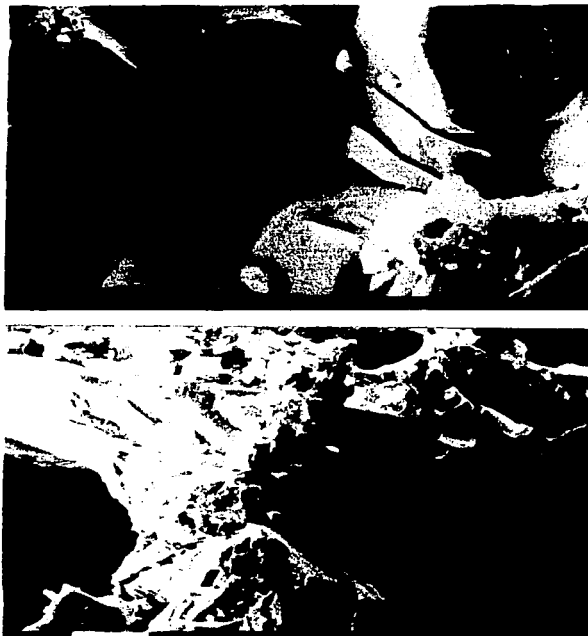


b

Figura. 29a. Representa al ciclo No.9 micrografía tomada de SEM a 3000x, muestra un grano grande en volumen y de estructura alargada, este tipo de grano son los que mejoran la dureza y la resistencia a la fractura. Mientras en la figura 29b se observa granos alargados, entran en contacto y cerca de una cavidad produciendo severas grietas.

TESIS 1991  
FALLA DE ORIGEN

**Micrografía correspondiente al décimo ciclo.**



**Figura. 30 Tomada de SEM, correspondiente al décimo ciclo, la primera a 4500x y la segunda a 3000x, demuestra fracturas de grano, tanto alrededor de una cavidad como en la unión de grupos sólidos de SiC, a mayor cantidad de ciclos mayor cantidad de grietas.**

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN

### 3.4 DIFRACCION DE RAYOS X

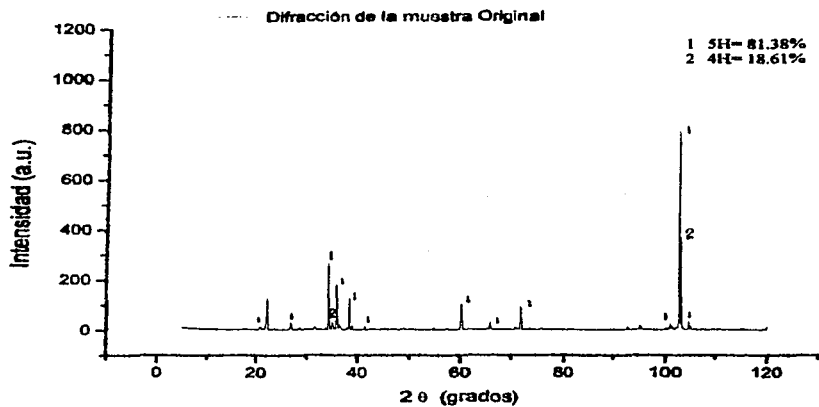
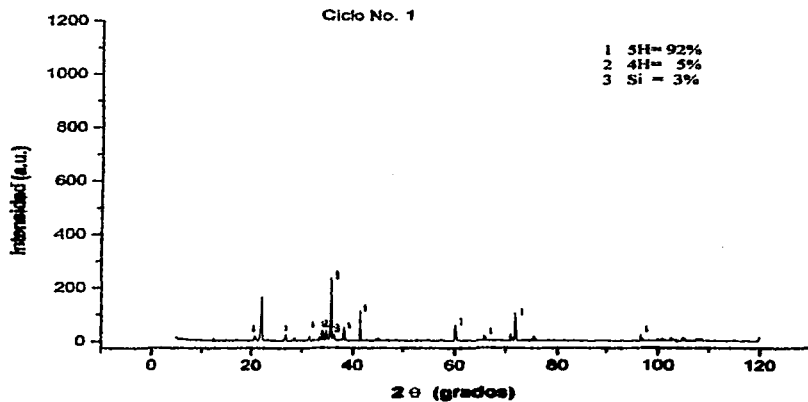


Figura No. 31 Patrón de difracción de rayos x de la muestra original.



TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN

Figura No. 32 Patrón de difracción de rayos x de la muestra del primer ciclo.

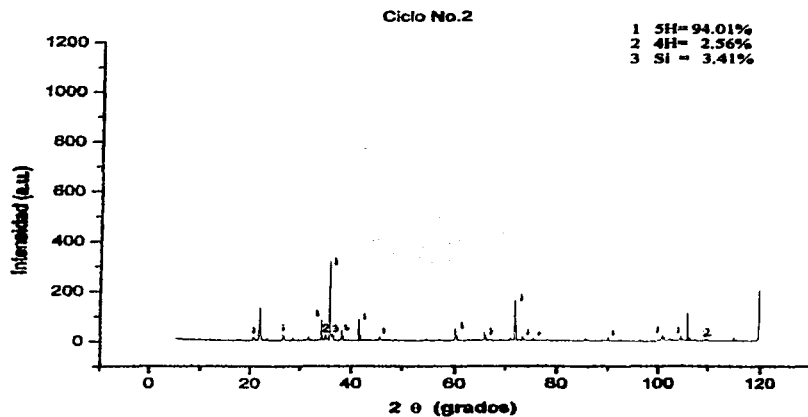
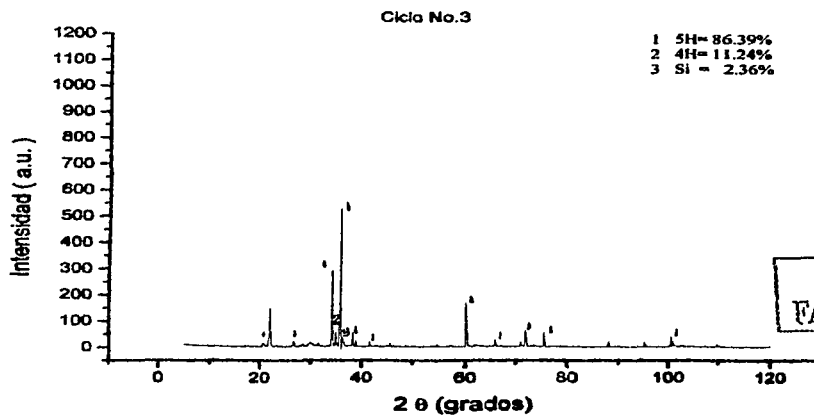


Figura No. 33 Patrón de difracción de rayos x de la muestra del segundo ciclo.



TESIS CON  
 FALLA DE ORIGEN

Figura No. 34 Patrón de difracción de rayos x de la muestra del tercer ciclo.



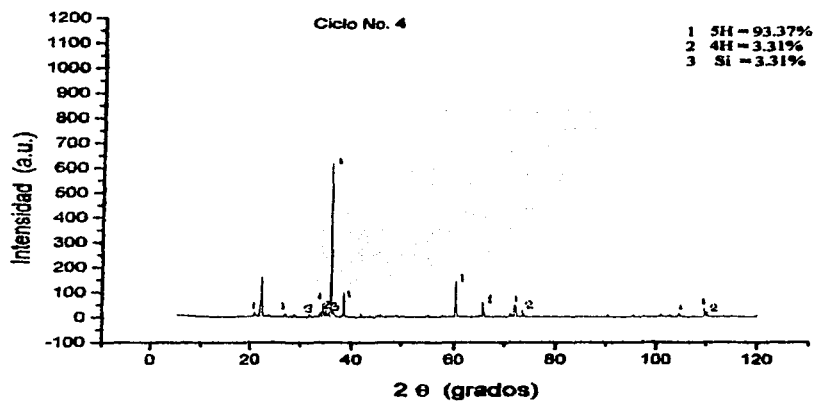


Figura No. 35 Patrón de difracción de rayos x de la muestra del cuarto ciclo.

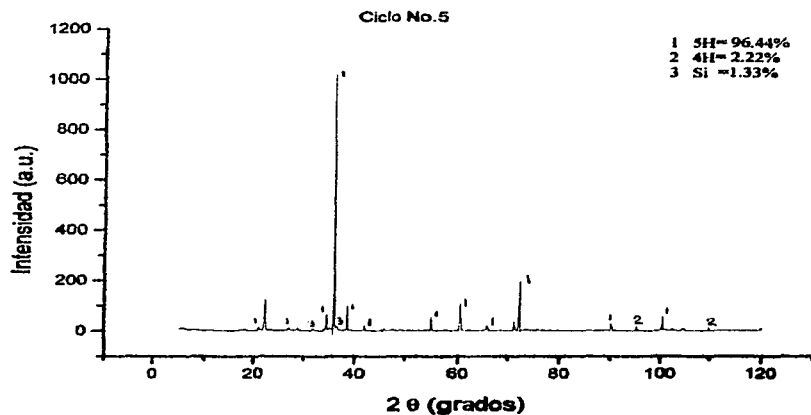
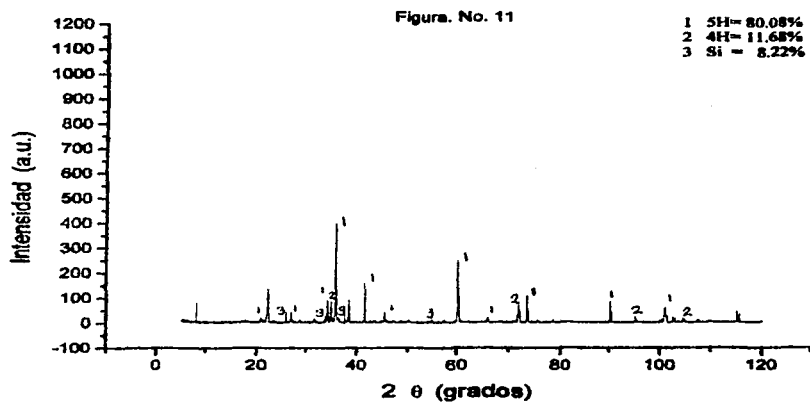
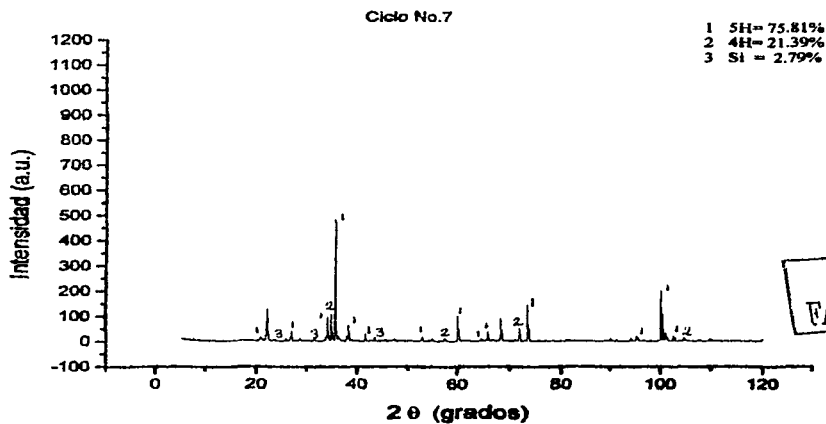


Figura No. 36 Patrón de difracción de rayos x de la muestra del quinto ciclo.



**Figura No. 37 Patrón de difracción de rayos x de la muestra del sexto ciclo.**



TESIS CON  
 FALLA DE ORIGEN

**Figura No. 38 Patrón de difracción de rayos x de la muestra del séptimo ciclo**

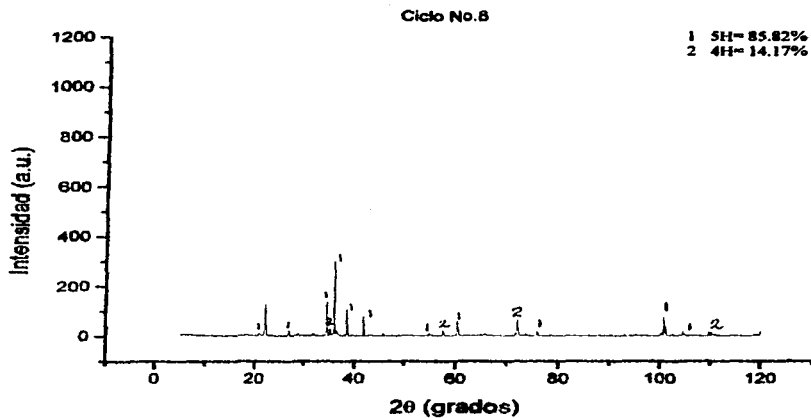


Figura No. 39 Patrón de difracción de rayos x de la muestra del octavo ciclo.

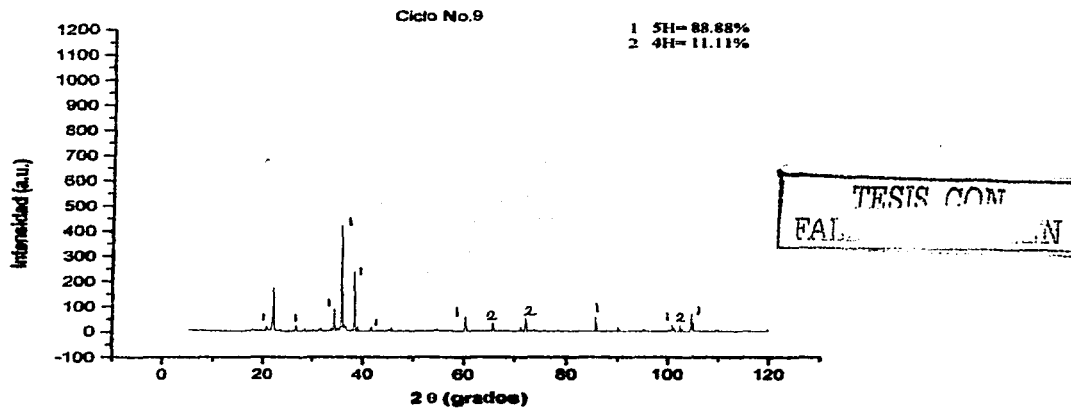
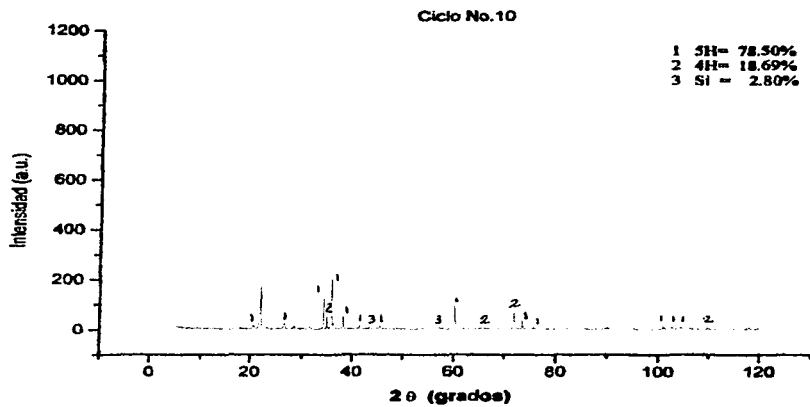


Figura No. 40 Patrón de difracción de rayos x de la muestra del noveno ciclo.



**Figura No. 41 Patrón de difracción de rayos x de la muestra del décimo ciclo.**

TESIS COM  
 FATE

### 3.A.1 RESULTADOS DEL ENBAJO DE DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Tabla No.V Comparación de las fases iniciales con las fases finales, después de los ciclos térmicos.

| Intensidad |         |         |         |         |         |         |          |          |         |          |          |
|------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|----------|----------|---------|----------|----------|
| Angulo     | Ciclo 0 | Ciclo 1 | Ciclo 2 | Ciclo 3 | Ciclo 4 | Ciclo 5 | Ciclo 6  | Ciclo 7  | Ciclo 8 | Ciclo 9  | Ciclo 10 |
| 20.7       | 0.5801  | 1.0355  | 1.1345  | 1.0793  | 1.3145  | 0.8660  | 1.2812   | 0.9948   | 1.0443  | 1.3868   | 1.6478   |
| 22.6       | 5.2104  | 14.1808 | 9.0740  | 8.4685  | 10.0057 | 6.0608  | 6.6531   | 6.7837   | 9.5151  | 10.8888  | 14.9034  |
| 23.4       | 0.3319  | 0.7787  | 0.6970  | 0.6388  | 0.7421  | 0.4621  | 0.5538   | 0.5560   | 0.5542  | 0.6831   | 0.9124   |
| 24.7       | 1.2382  | 2.1738  | 1.8381  | 1.4131  | 1.1101  | 0.7331  | 2.9222   | 2.2197   | 1.9000  | 1.7885   | 2.6531   |
| 26.0       | 0.9089  | 1.3170  | 0.8537  | 0.8287  | 1.0280  | 0.6793  | 0.8189   | 0.8025   | 0.9507  | 1.0843   | 1.4384   |
| 27.0       | 0.5441  | 1.8355  | 1.0841  | 0.9280  | 1.0888  | 0.7874  | 0.9987   | 0.7202   | 1.0208  | 0.9738   | 1.3437   |
| 28.1       | 10.8428 | 3.4848  | 5.4840  | 18.2272 | 3.2632  | 3.2615  | 4.6001   | 5.0721   | 10.4945 | 5.6988   | 11.3588  |
| 28.8       | 1.2748  | 3.3280  | 1.9709  | 3.2420  | 1.6889  | 0.8426  | 4.3813   | 5.6758   | 2.1784  | 0.9738   | 4.5356   |
| 29.7       | 7.3422  | 21.7289 | 21.2881 | 29.1478 | 37.7519 | 48.2888 | 19.9783  | 25.3448  | 22.3023 | 26.2580  | 17.8104  |
| 30.4       | 0.9213  | 2.2871  | 2.0180  | 2.2141  | 1.6004  | 1.0583  | 1.1944   | 1.2048   | 1.6885  | 1.8486   | 2.4088   |
| 30.8       | 5.1385  | 4.2001  | 3.0881  | 3.4884  | 6.2207  | 4.7788  | 3.6474   | 3.4722   | 8.0833  | 14.9309  | 4.4022   |
| 31.6       | 0.7081  | 9.7808  | 5.7455  | 1.2830  | 1.0888  | 1.2750  | 8.0378   | 1.7537   | 6.0458  | 1.2143   | 1.8288   |
| 32.8       | 0.4028  | 1.0884  | 1.2488  | 0.8810  | 0.8238  | 0.7331  | 2.2038   | 0.5835   | 1.1806  | 1.5425   | 1.6478   |
| 33.8       | 0.3819  | 0.8876  | 0.5330  | 0.4388  | 0.4882  | 0.4621  | 0.8318   | 0.5835   | 0.5074  | 0.5822   | 0.7041   |
| 34.8       | 0.6089  | 0.8276  | 0.6738  | 0.7838  | 0.8238  | 2.7224  | 1.0838   | 0.7202   | 1.1138  | 0.6527   | 0.4948   |
| 35.8       | 4.1863  | 5.1675  | 3.5104  | 9.7581  | 8.8233  | 5.3028  | 11.0434  | 5.4014   | 4.7235  | 3.9940   | 8.0512   |
| 36.7       | 1.2040  | 1.8252  | 2.5089  | 1.6842  | 3.8356  | 1.2207  | 0.9857   | 1.8987   | 0.8571  | 2.2378   | 1.5331   |
| 37.8       | 0.6441  | 2.4080  | 0.8145  | 1.2830  | 1.2324  | 1.8213  | 0.5318   | 0.6012   | 0.5308  | 1.2751   | 0.7788   |
| 38.8       | 3.8670  | 8.8893  | 10.8812 | 3.8880  | 3.0885  | 5.6257  | 3.7360   | 3.7181   | 5.0498  | 3.8328   | 6.4165   |
| 39.8       | 0.3319  | 0.8113  | 1.3488  | 0.8013  | 1.7840  | 0.4621  | 5.5552   | 7.3308   | 0.7876  | 0.6230   | 3.3840   |
| 40.8       | 0.2888  | 1.7342  | 0.7808  | 3.1888  | 0.6100  | 0.4621  | 0.6883   | 0.4483   | 1.5884  | 0.4723   | 1.1218   |
| 41.8       | 0.3319  | 0.6388  | 0.3451  | 0.3733  | 0.4285  | 0.4083  | 0.5088   | 0.3441   | 0.4808  | 0.4723   | 0.8177   |
| 42.8       | 0.2882  | 0.4810  | 1.0880  | 0.3744  | 0.7829  | 0.1800  | 4.2882   | 0.7478   | 0.6705  | 1.1848   | 0.8387   |
| 43.8       | 0.6180  | 0.8088  | 0.3880  | 1.2830  | 0.5377  | 1.0041  | 1.3711   | 1.1774   | 0.4840  | 0.6831   | 0.7809   |
| 44.8       | 0.6802  | 0.3700  | 0.6583  | 0.7838  | 0.7421  | 0.8231  | 0.6857   | 0.7888   | 0.4531  | 0.5082   | 0.3858   |
| 45.8       | 0.5827  | 0.8088  | 0.3880  | 0.4087  | 0.9057  | 1.0088  | 0.6122   | 10.3840  | 2.5488  | 0.5021   | 0.3804   |
| 46.8       | 1.0828  | 1.3284  | 1.7208  | 2.2884  | 0.9857  | 2.8825  | 3.1388   | 5.6484   | 6.0224  | 4.6580   | 1.8589   |
| 47.8       | 32.8808 | 1.1128  | 0.8034  | 0.5255  | 0.6800  | 0.8250  | 1.0397   | 1.2861   | 0.7408  | 1.7588   | 1.1405   |
| 48.8       | 14.7803 | 0.8731  | 0.4828  | 0.4087  | 0.6800  | 0.4579  | 0.6157   | 0.8848   | 0.5777  | 0.8033   | 0.8745   |
| 49.8       | 1.3808  | 1.3882  | 1.3223  | 0.4087  | 1.1101  | 0.7331  | 1.1504   | 0.9123   | 1.5027  | 4.6580   | 1.1027   |
| 50.3       | 0.2282  | 0.4810  | 0.7441  | 0.7744  | 2.1208  | 0.8417  | 0.5877   | 0.6858   | 1.8432  | 0.6230   | 0.9124   |
| 50.7       | 0.3878  | 0.4224  | 0.6288  | 0.4832  | 1.3880  | 0.4347  | 0.5088   | 0.4737   | 0.5777  | 0.5324   | 0.5328   |
| 51.8       | 0.4028  | 0.3823  | 1.1112  | 0.3084  | 0.3888  | 0.4437  | 2.3383   | 0.2287   | 0.4138  | 0.2813   | 0.4381   |
| 52.8       | 0.3878  | 0.3488  | 0.3823  | 0.2888  | 0.3828  | 0.2478  | 1.8943   | 0.3215   | 0.3194  | 0.2913   | 0.3824   |
| 53.8       | 0.6441  | 1.4812  | 13.6438 | 0.2788  | 0.5377  | 0.6793  | 0.4800   | 0.6109   | 1.5027  | 0.7730   | 0.6707   |
| 100.0154   | 88.8885 | 88.8880 | 88.8880 | 88.8883 | 88.8882 | 88.8881 | 100.8285 | 100.2373 | 88.8883 | 100.3884 | 88.8884  |

TESIS CON  
 FALLA DE ORIGEN

57

## **CAPITULO IV DISCUSIÓN DE RESULTADOS**

### **4.1 ANALISIS DE RESULTADOS**

La transmisión de calor por medio de conducción en materiales cerámicos como el SiC, da como resultado una serie de variaciones dentro de su estructura, esto sucede cuando el resultado de la aplicación de calor genera colisiones entre las moléculas de mayor energía cinética a las de menor energía provocando un calentamiento total en la muestra. Esta es una de las propiedades fundamentales en cerámicos de uso refractario como lo es el manejo de altas temperaturas.

Las placas de SiC para diversos procesos productivos en donde se sometieron a severos choques térmicos generando diferencias de temperatura  $\Delta T$  la cual da como resultado un esfuerzo térmico en la superficie igual a la resistencia del material, cada gradiente térmico está colocado arriba y abajo de la conductividad térmica de la cerámica, si estos gradientes están desalineados crean tensiones las cuales causan fracturas, estos gradientes se modifican cuando existen severos cambios de temperatura; como son el aire, el agua y el aceite, este es el efecto rápido que puede causar el calor, el aire y un gradiente de temperatura.

Aunque prácticamente no se requiere esfuerzo alguno para que ocurra la ruptura de uniones, se requiere de esfuerzos para aportar la energía necesaria para la propagación de grietas y la creación subsiguiente de una nueva superficie, en consecuencia, se supone que la fractura ocurre cuando la energía de deformación local en la punta de la grieta es precisamente la necesaria para abastecer la energía de las dos nuevas superficies producidas por la fractura. El concepto de la propagación de grietas a partir de fallas diminutas de un material según la teoría de Griffith: 1) la resistencia a la tensión de una partícula depende de las grietas o fallas que hay en la partícula. 2) la probabilidad de que haya grietas presentes en una partícula es menor al disminuir el tamaño de partícula. (6)

Para fracturar una partícula se requiere un esfuerzo de suficiente magnitud, para rebasar la resistencia a la fractura de la partícula, de acuerdo con esta situación el tipo de fractura depende de la naturaleza de esta y de la manera como se aplica la fuerza a la partícula, así podemos determinar un mecanismo de fractura según la clasificación y basándose en nuestros

resultados, tenemos una fuerza que actúa sobre la partícula, es una fuerza de compresión que ocasiona que la partícula se fracture, esta fuerza puede aplicarse con mayor o menor rapidez la cual varia, dependiendo de la intensidad de cada ciclo aplicado y del flujo granular que se origine en cada zona, la partícula se somete a una fuerza cortante, cuando ambos granos se rozan uno contra el otro Figuras. (20b, 30) .

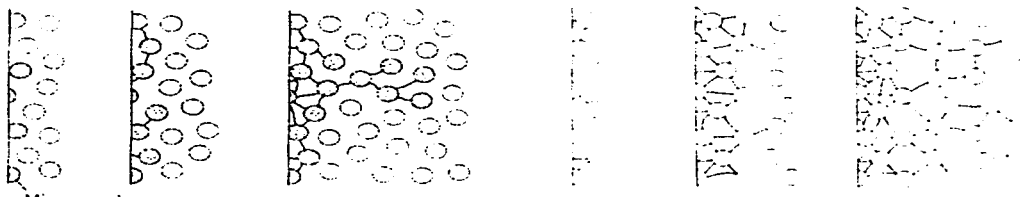


Figura. No.42 Muestras esquemáticas de la evolución de grietas las esferas sombreadas indican microgrietas y las uniones son las ramificaciones que se van incrementando conforme avance cada ciclo. [3]

Existen muchos términos para describir los diferentes mecanismos de fractura, para el tipo de fractura que se presenta en este material (SiC) es de tipo, crucero ya que ocurre un esfuerzo suficiente para que las regiones de la partícula se fracturen, esto ocurre en condiciones de compresión lenta, donde la fractura libera inmediatamente la carga sobre la partícula. Figuras. (21b, 26b, 28b).

La mayor parte de fracturas localizadas en el SiC durante los ciclos aplicados son fracturas frágiles, se caracterizan por una rápida propagación de grietas, no con deformaciones gruesas, pero sí con muy pequeñas micro deformaciones y usualmente es iniciado por cavidades y ranuras.

Para las pruebas de compresión realizadas a las muestras en cada uno de los ciclos, vemos diversos acomodamientos de grano SiC, y el volumen en porcentaje de cada una de las fases es muy importante para determinar la resistencia a la compresión. Entre mayor concentración de Si, es más susceptible a la deformación, la región de Si-rico se deforma más rápidamente que la de Si escaso, mientras mayor volumen de SiC mayor es la resistencia a la compresión.

TESIS  
FALLA DE CARGA

Las muestras varían su índice de concentración de Si y SiC en cada uno de los ciclos, su comportamiento en ensayos de compresión depende de ello, además del flujo de grano en movimiento, de las cavidades y huecos que contenga cada muestra.

Los diagramas Esfuerzo-Deformación muestran una región lineal seguida de una región donde el acortamiento se incrementa a una velocidad ligeramente mayor que la carga.

El Si en alta concentración provoca mayor deformación y mayor índice de cavidades Figuras. (11, 18 a, 19 a, 20 a, 18 a), es importante mencionar que el Si funciona como enlace entre granos de SiC, funcionando como aglutinante Figura.(24 a).

En los ensayos de compresión; Se observa que entre mayor cantidad de ciclos son sometidas las probetas de SiC menor es su resistencia, esto se muestra en la tabla No. VI y la Figura No.43, su esfuerzo inicial es de 95.99 MPa y conforme va avanzando la cantidad de ciclos su esfuerzo se reduce en el décimo ciclo casi un 50% con un esfuerzo de 47.58 MPa. La tendencia de la grafica corrobora lo anterior.

Figura No. 44. Que representa la tabla No. VII. El comportamiento del módulo elástico tiende a disminuir, esta es una característica importante en un material para la evitación de fracturas en choques térmicos, sus bajos módulos de elasticidad.



Tabla No. VI. Promedios generales del primero y segundo grupo de los ensayos de compresión.

| CICLO | ESFUERZO MÁXIMO (MPa) |
|-------|-----------------------|
| 0     | 95.99                 |
| 1     | 54.22                 |
| 2     | 82.17                 |
| 3     | 58.23                 |
| 4     | 86.41                 |
| 5     | 76.81                 |
| 6     | 70.51                 |
| 7     | 76.15                 |
| 8     | 93.36                 |
| 9     | 71.45                 |
| 10    | 47.58                 |

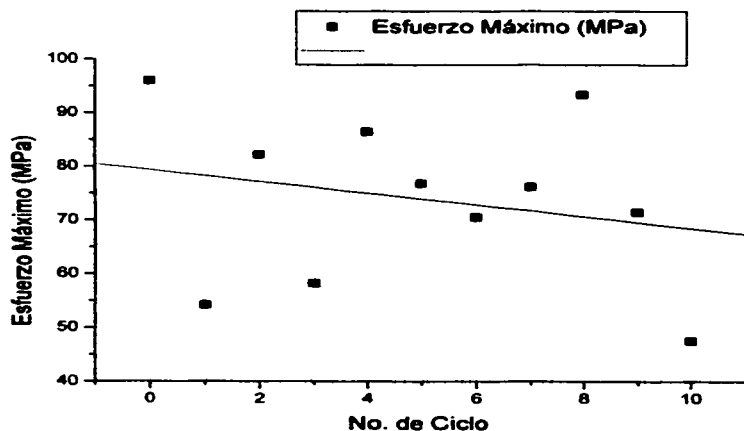


Figura No. 43 Muestra por medio de regresión lineal la tendencia del esfuerzo máximo contra el número de ciclos.

TESIS COM  
FALTA DE DATOS

Tabla No. VII. Promedio del módulo de elasticidad.

| No. de ciclo | Módulo de Elasticidad (MPa) |
|--------------|-----------------------------|
| 0            | 20.524                      |
| 1            | 6.002                       |
| 2            | 16.085                      |
| 3            | 12.514                      |
| 4            | 16.824                      |
| 5            | 15.582                      |
| 6            | 13.207                      |
| 7            | 15.151                      |
| 8            | 19.488                      |
| 9            | 16.492                      |
| 10           | 7.281                       |

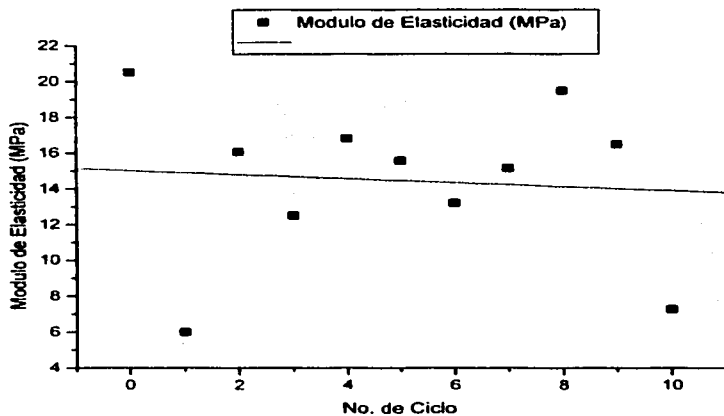


Figura No. 44. Muestra el módulo elástico contra el No. De ciclo, por el método de regresión lineal, muestra la tendencia a disminuir.

En el análisis de las micrografías se muestra en la figura 9 a y b segundo ciclo, aquí sucede un defecto-libre de la fase silicio, y los granos de SiC contienen varios defectos microestructurales, amontonamiento de grupos de granos sólidos, la falla de amontonamiento, aísla dislocaciones y la formación de ella son formadas dentro de los granos de SiC. Es importante notar el volumen de granos de SiC, y el volumen de Si, en ambas micrografías, ya que esta diferencia de volúmenes indicará posteriormente el deterioro dentro de cada fase, ya que las regiones separadas ampliamente contienen alta concentración de dislocaciones producidas, mientras que otras zonas son completamente libre de dislocaciones.

En la micrografía de la Figura. No. 12 el volumen de grano SiC en este tipo de zonas es bastante importante debido a la carencia de uniformidad en el proceso de deformación, ya que entre mayor volumen contengan mayor será la carga a la que son sometidos, mientras las partículas que las rodean son casi completamente libres a esfuerzos y cargas.

En la micrografía de la Figura. 13 a y b se puede observar que el exceso de carbono se difunde dentro de los granos de SiC y genera vacancias dentro del Si, ambos Si y Carbón en su mayor parte difunden a la vez, causando un volumen de densificación, en este caso, el porcentaje controlado debe ser el silicio el más bajo. Por lo tanto la concentración de carbono afecta el proceso de sinterizado sobre todo cuando el del silicio no es controlado

Unos granos grandes en volumen son reportados como influyentes en la dureza y grietas en el llenado de cavidades, en este tipo de granos las grietas y fracturas incrementan cuando más grande es su volumen, mientras en los granos largos y elongados de gran volumen presentan alta resistencia a la fractura debido a que las cavidades llenan el vacío por lo largo y elongado del grano, en general los granos largos sugieren el llenado de vacíos y deflexión de grietas por su elongación, contribuyen a incrementar la dureza de este material, como se puede observar en la figura No. 17.

Recordemos que entre más grande es el volumen de grano tiene mayor posibilidad de generar fractura, por la gran concentración de esfuerzos que desarrollan en el flujo de crecimiento durante cada choque térmico, figura 18 a y b.

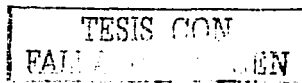
Figuras 21b, 25 a y b se observan como granos adyacentes de SiC permanecen vinculados al mismo tiempo, incluso después del crecimiento de la cavidad, no existe evidencia de la formación de dislocación, en apariencia intacta sin evidencias de ruptura por unión formada ocasionalmente, este resultado sugiere que la ruptura por uniones entre el contacto de granos de SiC ocurre después del crecimiento de cavidad con él Si en interfase, la ausencia generalmente de fracturas alrededor de la cavidad, no ayuda al crecimiento de nucleación, la conducción forzada por cavidades puede dar origen a la dilatación general de la red SiC que ocurre cuando el material granular es deformado. En ausencia de fracturas en el crecimiento de cavidades es el resultado de mecanismos difusionales, ya que la única relación entre cavidad y precipitación es la formada por precipitación de impurezas formadas dentro de la interfase, siendo estas estrechas regiones del material y aparecen como permanencia unilateral por cavidades.

En los resultados de difracción de rayos x. Tabla. No. VIII se cuantificó cada uno de los ciclos, en intensidad contra ángulo, aquí se encontraron estructuras pertenecientes a la fase  $\alpha$  del carburo de silicio, entre los que destacan dos de los politipos principales como lo es la fase  $\alpha$  (4H) y  $\alpha$  (5H) que comercialmente se conocen como moissanite, es importante mencionar que en la estructura de cristal de SiC ha sido representada como una serie infinita de politipos, pero estos pueden ser reducidos a cinco modificaciones básicas;  $\alpha$  SiC (4H),  $\alpha$  SiC (5H),  $\alpha$  SiC (6H),  $\alpha$  SiC 15R, y  $\beta$ -SiC.

Todos los politipos complejos que se muestra en el SiC puede ser representado en un mecanismo único de crecimiento de cristales simples, todas las series de politipos del SiC pueden ser derivadas por modificaciones básicas de compuestos.

Los tipos de estructuras del SiC se dan por factores cinéticos que actúan, causando modificaciones a una serie regular de defectos por crecimiento de la estructura.

EL SiC existe no como un solo tipo de cristal pero si en una totalidad de familias de cristales conocidos como politipos, La diferencia de los politipos no es con respecto al número relativo de los átomos de silicio y carbono, pero sí en el arreglo de estos átomos en capas. Los politipos se nombran según la periodicidad de estas capas, por ejemplo uno de los politipos más comunes es el 6H, significa que tiene un enrejado hexagonal con un arreglo de 6 capas de Si + C antes de que el patrón se repita.



Las características físicas exactas del SiC dependen de la estructura cristalina adoptada, el final de estas estructuras es de la forma cúbica de SiC. En la figura No. 45 se muestra la secuencia de apilamiento para tres de los politipos más comunes 3C, 6H y 4H. En sí la primera capa del doble se llama la posición A, la capa siguiente que se puede poner según una estructura embalada cerrada será puesta la posición B o la posición C, los diversos politipos serán construidos por permutaciones de estas tres posiciones

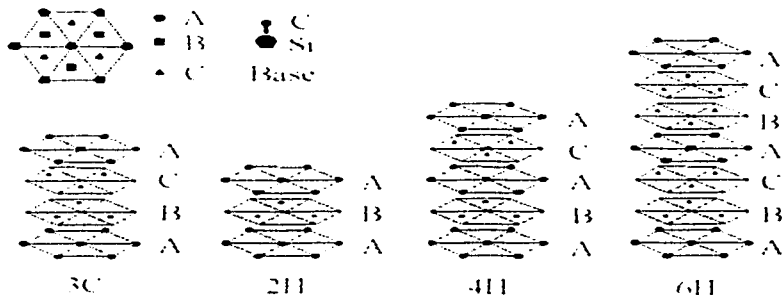


Figura No. 45. Muestra el apilamiento de capas hexagonales, para el moissanite 3C, 2H, 4H y 6H

La diferencia de los diversos politipos sólo se da en apilar de capas dobles de silicio y los átomos de carbono, sin embargo, esto afecta todas las características electrónicas y ópticas del cristal, todos los politipos son extremadamente duros, inertes y tienen una alta conductividad térmica.

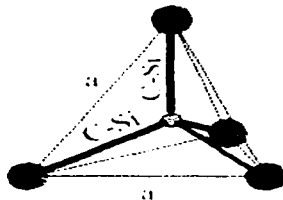


Figura No. 46 Estructura tetragonal del SiC, un átomo de carbono por cuatro de silicio

TESIS CON  
FALLA DE ORIGEN

Así podemos encontrar características interesantes del Moissanite; su peso molecular es de 40.10 gm, su composición química es 70.04% de Silicio y 29.96% Carbono, es sinónimo de Carburo de Silicio y Carborundum.

A continuación se presenta una tabla con el porcentaje contenido de moussanite 4H y 5H presentes en cada uno de los ciclos.<sup>(9)</sup>

Tabla No. VIII. Cuantificación en porcentaje de las fases 5H ,4H y Si, obtenidos de los diferentes difractogramas aplicados a cada uno de los ciclos.

| CICLO  | Original | 1   | 2     | 3     | 4     | 5     | 6     | 7     | 8     | 9     | 10    |
|--------|----------|-----|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 5H (%) | 81.38    | 92  | 94.01 | 86.39 | 93.37 | 96.44 | 80.08 | 75.81 | 85.82 | 86.88 | 78.50 |
| 4H (%) | 18.61    | 5   | 2.56  | 11.24 | 3.31  | 2.22  | 11.68 | 21.39 | 14.17 | 11.11 | 18.69 |
| Si (%) | *****    | 3   | 3.41  | 2.36  | 3.31  | 1.33  | 8.22  | 2.97  | ***** | ***** | 2.80  |
|        | 99.99    | 100 | 99.98 | 99.99 | 99.99 | 99.99 | 99.98 | 99.99 | 99.99 | 99.99 | 99.99 |

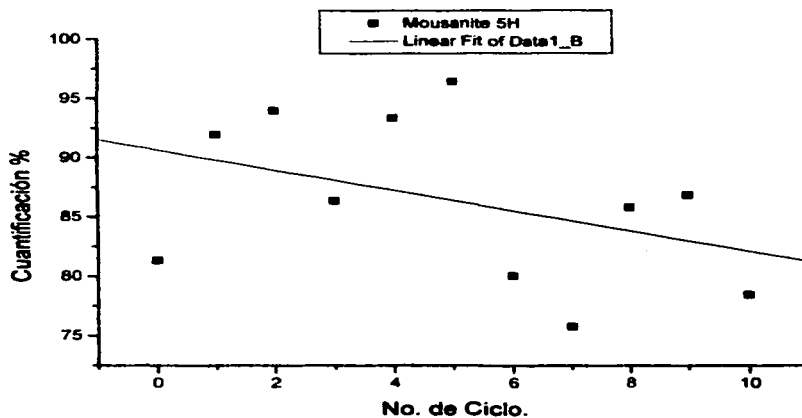


Figura No. 47 Porcentaje de Moussanite 5H contra el No. De ciclo, mediante el método de correlación lineal, se tiene una tendencia a disminuir conforme avanza el No. De ciclo.

FAHUS - - - - -

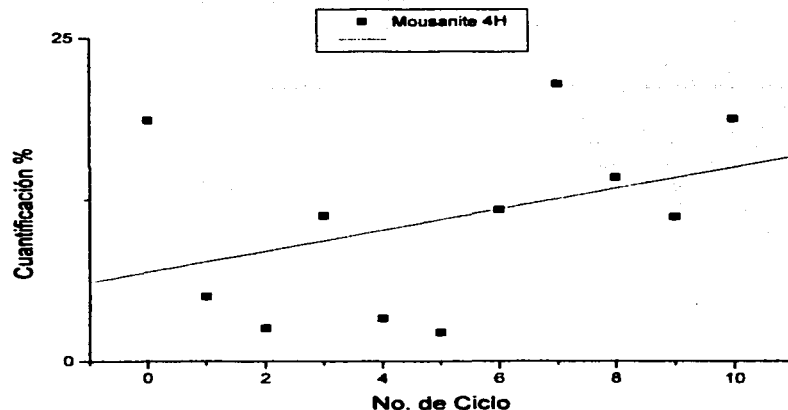


Figura No. 48 Porcentaje de Moussanite 4H contra No. De ciclo, mediante el método de correlación se obtiene una tendencia a aumentar el porcentaje conforme avanza el No. De ciclo.

La Figura. No.34 muestra la influencia del politipo de fase  $\alpha$  SiC (5H), seguida por la fase  $\alpha$  SiC (4H), la fase de Si es pura y es la mas peligrosa debido a que da origen a las fracturas, esta fase muestra que el material no fue lo suficientemente homogéneo, lo cual causa graves problemas al material, ya que aquí se forman las cavidades en donde son iniciadas las grietas en la mayoría de los casos el porcentaje mas alto de Si se encuentra en el sexto ciclo con un 8.22%, esto también se corrobora en la micrografia de la Figuras. No. 27 a y b. El mayor porcentaje de  $\alpha$  SiC (5H) se encuentra en el quinto ciclo y el menor en el séptimo y décimo ciclo con un 75.81 y 78.50 % respectivamente, Figura. No. (34 y 39) y por último la fase  $\alpha$  SiC (4H), su mayor concentración se detecta en el séptimo y décimo ciclo seguido por el tercero y sexto Figura. No. (36 y 38) y su menor concentración la encontramos en segundo y quinto ciclo Figura. No. ( 33 y 34).

RECIBO DE ENTREGA  
TESIS CON  
FALTA DE PAGOS

## **CAPITULO V**

### **CONCLUSIONES**

**Del trabajo experimental realizado (microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, pruebas de compresión y difracción de rayos X) se pueden establecer las conclusiones siguientes:**

- 1. Una de las propiedades más importantes buscadas en la ingeniería de la cerámica es la resistencia a la fractura.**
- 2. El SiC es un material de tipo anisotrópico el cual experimenta transformaciones alotrópicas al calentarse o al enfriarse y acompañado por un cambio volumétrico en su estructura hace que el material se agriete y falle.**
- 3. A mayor cantidad de choques térmicos en placas de SiC su resistencia mecánica disminuye y su módulo de elasticidad permanece constante.**
- 4. Siguiendo la tendencia de comportamiento en la resistencia máxima y bajo las condiciones de experimentación, se calcula una duración de 75 choques térmicos que soportará la placa de SiC hasta llegar a la fractura. TD 75**
- 5. Las irregularidades que presenta el SiC al ser sometida a choques térmicos son; defectos de superficie manifestados en los límites de grano y defectos de tipo puntual causados por la porosidad del material.**
- 6. La única propiedad del SiC que hace posible que se tenga una buena estabilidad térmica y mayor resistencia a la fractura es la perfección de su estructura.**



## **BIBLIOGRAFIA**

1. - Richard M. Fulrath & Joseph A. Pask , editors. CERAMIC microstructures Their Analysis Significance & production. Proceedings of the third Berkeley International. Department of Mineral Technology, College of Engineering, and Lawrence Radiation Laboratory. University of California Berkeley. Page. (522-530)
2. - Chiles, Black , Lissaman, Martin. PRINCIPIOS DE MANUFACTURA Ed. CECSA Pag (14,290-294) 1985
3. - JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 74 No. 1 Pag.( 19-24) January 1991.
4. - Frantsevich. SILICON CARBIDE Edited by Academician I. N. Institute of materials sciences. Academy of sciences of the Ukrainian SSR . Kiev , USSR. CONSULTANTS BUREAU – New York – LONDON- 1990 Pag. ( 1-9)
5. - Mikell P. Groover . FUNDAMENTOS DE MANUFACTURA MODERNA Materiales, procesos y sistemas Ed. Prentice – Hall Pag. ( 168-171-657)
6. - Timoshenko . MECANICA DE MATERIALES Cuarta edición Internacional Thompson Editores Pag. ( 10-14)
7. - Donald R. Askeland LA CIENCIA E INGENIERIA DE LOS MATERIALES University of Missouri- Rolla. Grupo Editorial Iberoamérica Pag. ( 97-123)
8. - George E. Dieter Mechanical Metallurgy Second Edition Series in materials science and engineering. Editorial: Mc. Graw-Hill Pag.(253-255)
9. - [WWW.Moissanite.com.mx](http://WWW.Moissanite.com.mx)
10. - Alting . Procesos para Ing. De manufactura. Editorial : alfa omega
11. - B.H.Amstead Procesos de Manufactura SI Editorial: CECSA
12. - Chiles, Black, Lissaman, Matin. Principios Ing. De Mufactura. Editorial: CECSA
13. - George E. Dieter Mechanical Metallurgy Second Edition Series in materials science and engineering. Editorial: Mc. Graw-Hill Pag.(253-255)
14. - Donald R Askeland. La ciencia e ingeniería de los materiales. Editorial :Grupo Editorial Ibero América.
15. - E. Paul Dergamo. Materials And Processes in Manufacturing Eighteen Edition . Editorial: Prentice-Hall.

16. - Frantsevich. SILICON CARBIDE Edited by Academician I. N. Institute of materials sciences. Academy of sciences of the Ukrainian SSR . Kiev , USSR. CONSULTANTS BUREAU – New York – LONDON- 1990 Pag. ( 1-9)
17. -Mikell . P Groover . Fundamentos de Manufactura Moderna ; materiales , procesos y sistemas. Editorial : Prentice-Hall.
18. - Richard M. Fulrath & Joseph A. Pask , editors. CERAMIC microstructures Their Analysis Significance & production. Proceedings of the third Berkeley International. Department of Mineral Technology, College of Engineering, and Lawrence Radiation Laboratory. University of California Berkeley. Page. (522-530)
19. - [www.acers.org](http://www.acers.org)
20. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 73 No. 1 Pag.( 148-149) January 1990
21. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 73 No. 2 Pag.( 303-310) February 1990
22. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 73 No. 3 Pag.(559-566) March 1990.
23. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 73 No. 7 Pag.(2060-2062) July 1990.
24. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 74 No. 1 Pag.(19-24,98,101) January 1991.
25. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 74 No. 10 Pag.(2630-2631) October 1991.
26. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 75 No. 7 Pag.(1822-1829) July 1992.
27. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 76 No. 1 Pag.(249-251) January 1993.
28. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 77 No. 2 Pag.(519-523) February 1994.
29. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 77 No. 7 Pag.(1851-1856) July 1994.
30. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 78 No. 4 Pag.(1076-1078) April 1995.
31. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 78 No. 6 Pag.(1431-1437) Jun. 1995.
32. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 78 No. 7 Pag.(1873-1871) July 1995.
33. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 78 No. 8 Pag.(2056-2064) Agust. 1995.
34. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 79 No. 3 Pag.(620-626) March. 1996.
35. – JOURNAL OF THE AMERICAN SOCIETY. Incorporation Advanced Ceramic Materials and Communication. Vol. 79 No. 6 Pag.(1509-1514) June. 1996.

## GLOSARIO.

**Alotropía:** Propiedad que tienen algunos materiales de modificar su forma cristalográfica con cambios de temperatura y presión.

**Anisotropía:** Característica de tener propiedades distintas en direcciones diferentes.

**Borde de Grano:** Defectos superficiales que presenta la delimitación entre dos granos. La red tiene una orientación diferente a cada lado del borde o frontera de grano.

**Calor específico:** Calor requerido para que la temperatura de una masa unitaria de material varíe un grado.

**Celda unitaria:** Subdivisión reticular que tiene las características generales de toda la red.

**Cerámico:** Grupo de materiales caracterizados por una buena resistencia mecánica y temperaturas altas de fusión, pero con baja ductilidad y reducida conductividad térmica y eléctrica. Están formados por elementos metálicos y no metálicos.

**Coefficiente de Difusión:** Coeficiente que depende de la temperatura relacionado con la velocidad a la que se difunden los átomos. El coeficiente de difusión depende de la temperatura y de la energía de activación.

**Coefficiente térmico de resistividad:** Magnitud que relaciona el efecto de la temperatura con la resistividad.

**Compuestos:** Grupo de materiales formados por mezclas de metales, sustancias cerámicas o polímeros, de manera que se obtienen combinaciones de propiedades poco comunes.

**Conductividad térmica:** Cantidad que mide la intensidad a la cual el calor se transmite a través de un material.

**Crecimiento de grano:** Desplazamiento de los límites de grano por difusión para reducir el área de borde granular. Como resultado, los granos pequeños se contraen y desaparecen mientras que otros crecen.

**Difusión:** Movimiento de los átomos dentro de un material.

**Dislocación:** Imperfección lineal en la red de un material cristalino. El movimiento de las dislocaciones sirve para explicar como se deforman los materiales. La interferencia con el movimiento de las dislocaciones ayuda a explicar como se incrementan la resistencia mecánica de los materiales.

**Dislocación de alabeo o tornillo:** Dislocación producida por un cristal modificado de manera que un plano atómico se produce una rampa espiral alrededor de la línea de dislocación. Su vector de Burguers es paralelo a la línea de dislocación.

**Enlace cerámico:** Aglutinación de los materiales cerámicos que permite que se forme un producto vítreo o vidrioso a altas temperaturas de horneado.

**Esfuerzo:** Carga ó fuerza aplicada dividida entre el área transversal original del material.

**Estabilidad térmica:** Meseta en la curva de enfriamiento durante la solidificación de un material. Se debe a la generación de calor latente de fusión durante la solidificación.

**Estructura cristalina:** Ordenamiento de los átomos de un material en una red repetitiva.

**Factor de empaquetamiento:** Porción de espacio ocupada por los átomos. Denominada también factor de acomodamiento.

**Fase:** Material que tiene la misma composición, estructura y propiedades en su totalidad en condiciones de equilibrio.

**Fractura dúctil:** Fractura por ductilidad de un material; se presenta después de presentarse una deformación plástica muy marcada.

**Fractura frágil:** Fractura por la fragilidad de un material, con poca ó ninguna deformación plástica previa a la ruptura.

**Fractura intergranular:** Fractura de un material a lo largo de los límites de grano.

**Fractura transgranular:** Fractura de un material a través de los granos en vez de a lo largo de los límites de grano.

**Grano :** Porción del material sólido dentro del cual la red es idéntica y orientada en una sola dirección, o sea, un cristal del sólido.

**Isotropía:** Característica de tener las mismas propiedades en todas direcciones

**Matriz:** Típicamente, el primer material sólido que se forma durante el enfriamiento de una aleación. Usualmente, la matriz es continua y se precipita una segunda fase a partir de ella. Sin embargo, en ciertas aleaciones complejas, la matriz es más difícil de definir.

**Método de difracción (R-X):** Procedimiento que usa la difracción de rayos X incidentes, de longitud de onda conocida sobre una muestra de polvo conocida, sobre una muestra de polvo de un material, permitiendo calcular las distancias interplanares de los cristales del mismo.

**Número de coordinación:** Número de átomos vecinos más cercanos a un átomo dado, dentro de un arreglo atómico.

**Ordenamiento particular:** (De corto alcance) El arreglo de los átomos es regular y predecible sólo en una distancia corta, normalmente uno de los dos espaciamientos cortos.

**Parámetro de red:** Longitudes de los lados de la celda unitaria y los ángulos entre tales lados. Los parámetros de red describen el tamaño y forma de la celda unitaria.

**Rayos X:** Radiación electromagnética producida por cambios en la estructura electrónica de los átomos.

**Recristalización:** Formación de nuevos granos a partir de granos altamente deformados, por un proceso de nucleación y crecimiento en el estado sólido.

**Red :**Un arreglo ordenado de puntos que dividen el espacio en porciones del misma geometría, dependiendo de la dirección.

**Refractarios:** Grupo de materiales cerámicos que puede soportar altas temperaturas durante largos periodos.

**Sinterizado:** Tratamiento a temperatura elevada que se utiliza para unir partículas pequeñas. La difusión de los átomos a los puntos de contacto que ocasiona que se formen enlaces entre las partículas. La difusión continúa y finalmente ocupa todos los huecos existentes.

**Superconductividad :** Flujo de corriente a través de un material que no presenta resistencia a este flujo.

**Tetraedro:** Estructura producida cuando los átomos se compactan con un número de coordinación igual a cuatro.

**Unión o enlace covalente:** Unión entre dos átomos cuando estos comparten sus electrones de valencia.

**Vacante o hueco:** Espacio libre que se crea cuando un átomo es retirado de un nodo de red.