

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



PROPAGACION DE GRIETAS AUTOAFINES
EN UNA ALEACION DE ALUMINIO: CASO
BIDIMENSIONAL.

T E S I S

QUE PRESENTA:

EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE
LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES

XAVIER ENRIQUE GUERRERO DIB

CIUDAD UNIVERSITARIA MARZO DEL AÑO 2001

TM
Z5853
.M2
FIME
2001
G8

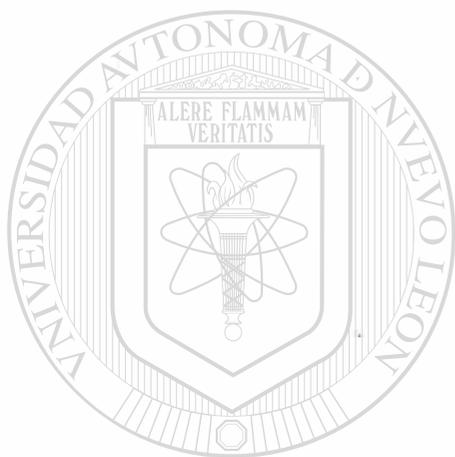
PROPAGACION DE CRISTALES AUTOMATIZADA EN UNA
ALLEACION DE ALUMINIO. CASO BIDIMENSIONAL

X. GUERRERO

2000



1020145447



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**PROPAGACIÓN DE GRIETAS AUTOAFINES
EN UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO: CASO
BIDIMENSIONAL**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN **TESIS**

DIRECCIÓN GENERAL QUE PRESENTA IOTECAS

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES

XAVIER ENRIQUE GUERRERO DIB

CIUDAD UNIVERSITARIA

MARZO DEL AÑO 2001

0150-04660

TH
25853
•H2
FIME
2001
G8



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

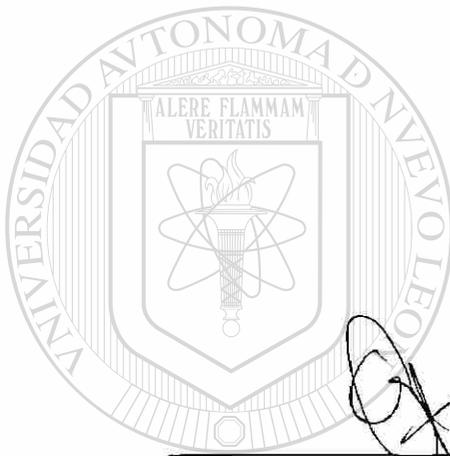


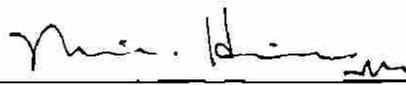
FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis **"Propagación de grietas autoafines en una aleación de aluminio: caso bidimensional"** realizada por el **Ing. Xavier Enrique Guerrero Dib** sea aceptada como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis




Asesor
Dr. Moisés Hinojosa Rivera

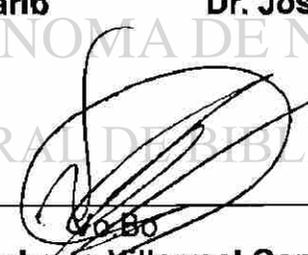
Revisor


Dr. Juan Antonio Aguilar Garib

Revisor


Dr. José Luis Cavazos García

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS


Vo.Bo
M.C. Roberto Villarreal Garza
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Marzo del año 2001.

DEDICATORIAS

- Antes que nada a Dios Nuestro Señor, por haberme dado la oportunidad de vivir y de alcanzar todo lo que he logrado hasta el día de hoy.
- A Nuestra Buena Madre, la Santísima Virgen María.
- A San Marcelino Champagnat por ser forjador de buenos cristianos y virtuosos ciudadanos.

➤ A mi adorada Familia, mis entrañables padres, Xavier Enrique y María Gabriela.

➤ A mis adorados hermanos, con los que he convivido a lo largo de toda mi vida, Jean Gabriel y Margoth, Poncho y Mari José.

➤ A mis adorados sobrinitos José María (Chemita) y Margotita (Gotita).

➤ A mis adorados abuelitos Alfonso (Poncho), María Luisa (Nena), José (Pepe)(†) y María del Carmen (Melita).

➤ A todos mis tíos, tías, primos y primas a quienes tengo siempre presentes.

➤ A todos mis amigos y amigas que siempre me han acompañado, en las buenas y en las malas. En especial a Marilú Rubio por siempre ser un ejemplo de entereza y de templanza. ®

AGRADECIMIENTOS

- Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) y al Programa del PAICYT de la Universidad Autónoma de Nuevo León por su apoyo financiero brindado a lo largo de mis estudios de maestría y en esta investigación final.
- Al DIMAT de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la UANL por todo el apoyo brindado durante y a lo largo de toda mi maestría y por supuesto en la elaboración de esta tesis.
- A mi amigo y asesor el Dr. Moisés Hinojosa Rivera por haberme motivado a cursar estos estudios de postgrado y por ser a lo largo de los mismos mi consejero.
- A la empresa Grupo Nacional de Cobre, S.A. de C.V. (NACOBRE) y ALMEXA Aluminio, S.A. de C.V. Así como también a los ingenieros Guillermo Nuñez Burgos, Carlos Granados y Enrique Díaz de ALMEXA, además del analista Luis Rey Negrete. De NACOBRE a los ingenieros Roberto Ramírez y Víctor Gutierrez, además del analista Rodolfo Juárez.

- A toda la gente de Reynolds Metals, por toda su colaboración, especialmente al Ing. Rodolfo González Navar.
- A todos mis maestros del Doctorado, Ubaldo Ortiz, Rafael Colás, Juan Antonio Aguilar Garib, Alberto Pérez, Tushar Kanti Das, Alán Castillo, Patricia Rodríguez, Martha Guerrero, Carlos Guerrero y Virgilio González por todos sus conocimientos y apoyos brindados a lo largo de mis estudios.
- A todos mis compañeros y amigos, Prax, Martín, Jorge A., Julián, Rodrigo, Fernando, Luis Enrique, Paco, Chuy Garza, Edgar Reyes, Edgar Iván, Zarel y Mayra, gracias por sus valiosísimos consejos.
- A todos los que me han ayudado a terminar estos estudios que son de gran importancia para mí.

PRÓLOGO

¿Cómo y por qué se rompen las cosas? Pareciera una cuestión trivial, pero renombrados científicos con décadas de experiencia aún se muestran más que perplejos al estudiar el fenómeno de la ruptura de los materiales. ¿Por qué algunas grietas son inocuas, como tumores “benignos” mientras que otras son causa de catástrofes? ¿Qué diferencia una minúscula grieta en un componente mecánico, de una falla geológica como la célebre de San Andrés? Bien mirado, hay muchas similitudes y las diferencias más bien se deben a factores de escala. Sí, escalamiento. Fenómenos de escalamiento en la ruptura, en la generación de superficies de fractura por el avance caprichoso y tortuoso de una grieta. ¿Qué es lo que gobierna el impulso y la trayectoria que sigue una grieta? ¿A qué escala queremos analizar el fenómeno? ¿En qué material? ¿Importa el material? ¿Cuánto?

“*Fractales hasta en la sopa*” dijo un ilustre personaje, traduciendo libremente el título de un libro posado sobre mi escritorio. Pues sí, por lo visto y por lo escuchado, están en todas partes. Lo que parecía una artística curiosidad con extravagantes bases matemáticas resulta que tiene utilidad para describir la fractura de ... la materia. No en balde fractura y fractales comparten la raíz *fractus*. Precisamente la primera aplicación de relevancia práctica de la geometría fractal fue en la descripción de las superficies de fractura. ¿Qué genera las superficies de fractura? El avance de grietas a través del medio, del material. El carácter fractal, o más bien, autoafín, queda determinado por la azarosa trayectoria de las grietas. *Alors!* ¡escudriñad las trayectorias de las grietas!

M. Hinojosa

San Nicolás de los Garza, N. L. 1^o de marzo del año 2001.

ÍNDICE

Pág.

Dedicatorias.....	
Agradecimientos.....	
Prólogo.....	
Índice General.....	
Resumen	1
Introducción.....	2

Capítulo 1 Conceptos Generales del Aluminio

1.1 Propiedades Generales del Aluminio.....	4
1.2 Propiedades Mecánicas.....	8
1.2.1 Esfuerzo de prueba y resistencia a la tensión.....	9
1.2.2 Normas del aluminio y sus aleaciones.....	11
1.3 Tecnologías para la producción de Aluminio.....	12
1.3.1 Proceso de Laminación en Frio para láminas de Aluminio.....	12

Capítulo 2 Carácter Autoafín de las Grietas

2.1 Introducción.....	16
2.2 Fractografía.....	16
2.2.1 Tipos de fractura.....	18
2.2.2 Tipos de propagación de grietas.....	20
2.3 Mecánica de la fractura.....	22
2.3.1 Introducción.....	22
2.3.2 Modos de carga.....	24
2.3.3 El modelo de Inglis y el criterio de Griffith.....	27
2.3.4 Campo de esfuerzo, modo I, 2 dimensiones.....	29
2.4 Carácter autoafín de las grietas y sus trayectorias.....	31
2.4.1 Autoafinidad.....	31

2.4.2 Método de ventanas de ancho variable.....	35
2.4.3 Modelos de Línea.....	37
2.4.4 Modelos bidimensionales.....	40
2.4.5 Estado del arte.....	42

Capítulo 3 Técnicas Experimentales y de Análisis

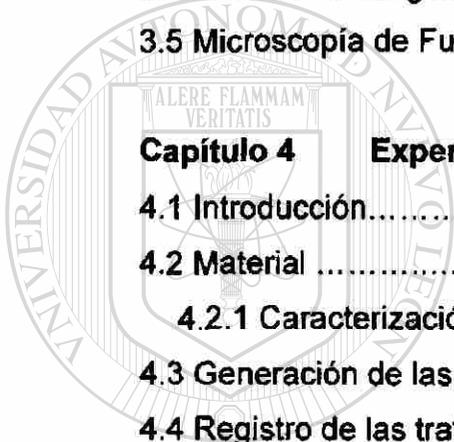
3.1 Microscopía Electrónica de Barrido (MEB).....	44
3.2 Microscopía Óptica	49
3.3 Estereoscopia.....	55
3.4 Análisis de imágenes.....	56
3.5 Microscopía de Fuerza Atómica (MFA).....	57

Capítulo 4 Experimentación

4.1 Introducción.....	61
4.2 Material	62
4.2.1 Caracterización metalográfica.....	63
4.3 Generación de las trayectorias de las grietas.....	66
4.4 Registro de las trayectorias de las grietas.....	69
4.5 Extracción de las trayectorias de las grietas y análisis de imágenes.....	72
4.6 Análisis de autoafinidad de las trayectorias de grietas.....	74

Capítulo 5 Resultados y Discusión

5.1 Introducción.....	76
5.2 Caracterización microestructural.....	77
5.3 Ensayos mecánicos de tensión modo I.....	80
5.4 Registro y extracción de las trayectorias de las grietas	83
5.4.1 Trayectorias registradas con el digitalizador convencional de documentos.....	83
5.4.2 Trayectorias registradas con el estereoscopio.....	84
5.4.3 Trayectorias registradas con el microscopio óptico...	85



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



5.4.4 Trayectorias de grieta registradas en el microscopio electrónico de barrido (MEB).....	86
5.5 Análisis de autoafinidad.....	87
5.6 Discusión	89

Capítulo 6 Conclusiones y Recomendaciones

6.1 Conclusiones Generales.....	94
6.2 Recomendaciones para trabajos posteriores.....	96

Referencias bibliográficas	97
---	----

Apéndice A

Prueba de Hipótesis para la comparación de la diferencia entre las resistencias a la tensión modo I, de las muestras cortadas en el sentido paralelo y perpendicular a la dirección de laminación.....	101
--	-----

Apéndice B

Figuras con las trayectorias de los perfiles de las grietas.....	103
--	-----

Apéndice C

Formaciones dendríticas en foil de aluminio.....	106
--	-----

Apéndice D

Publicación por presentar en el 10 th International Congress of Fracture, Reference Number: ICF0591.....	108
<i>"2D and 3D self-affine crack propagation on aluminium alloys"</i>	

Índice de Tablas	115
-------------------------------	-----

Índice de Figuras	116
--------------------------------	-----

Resumen Autobiográfico	122
-------------------------------------	-----

R E S U M E N

En la presente investigación se estudia el carácter autoafín del fenómeno de propagación de grietas en la aleación de aluminio 1145, caso bidimensional; para esto se aplicó la técnica de topometría estadística autoafín conocida como "Ventanas de Ancho Variable ($Z_{máx}$)" para determinar los exponentes de rugosidad (Hurst) y la longitud de correlación. También se analizó el papel o efecto de la anisotropía microestructural con respecto a los parámetros de

autoafinidad antes citados. Por último, los resultados se interpretaron a la luz de recientes modelos fenomenológicos para casos bidimensionales de propagación de grietas autoafines. Nuestros resultados concuerdan con las predicciones de modelos recientes y teorías reportadas en la literatura respecto al valor del exponente de Hurst encontrado con valor de ~ 0.67 . Estos resultados sugieren además que la longitud de correlación es sensible a la anisotropía microestructural.

I N T R O D U C C I Ó N

Benoit Mandelbrot, de origen polaco, en 1984 estudió las superficies de fractura de aceros Maraging, determinando su dimensión fractal, sugiriendo relaciones entre la tenacidad y la dimensión fractal.

En el Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales, de la FIME-UANL, se han estudiado superficies de fractura autoafines en metales, cerámicos y polímeros.

Las superficies de fractura se generan por el avance de los frentes de grieta, fenómeno sujeto a interacciones aleatorias, por lo que se puede afirmar que las trayectorias de las grietas son objetos autoafines.

En estudios recientes se documenta que el comportamiento de las superficies de fractura se puede describir como autoafín. Por ejemplo en el caso de la aleación de aluminio A319 se logró demostrar que el coeficiente de rugosidad o también llamado de Hurst tiene un valor aproximado a 0.8. En el caso de los polímeros también se han realizado estudios similares demostrando un comportamiento autoafín.

Para hablar de autosimilitud, se menciona que los objetos que presentan esta característica, tienen un escalamiento igual en todas direcciones, sin embargo los objetos en la naturaleza en general siguen un escalamiento desigual en diferentes direcciones, tales objetos se denominan autoafines o bien objetos

que presentan autosimilitud estadística (autoafinidad). La noción de autoafinidad fue aplicada por primera vez al movimiento fraccional Browniano (mfB), el cual es una particularización del movimiento Browniano descubierto por Robert Brown en 1828.

Con el objetivo de estudiar el carácter autoafín en la propagación de grietas, en este trabajo se seleccionó a la aleación de aluminio 1145, que se presenta en forma de láminas delgadas de aluminio, también conocidas como "foils". La elección se hizo debido a que el material en este tipo de presentación, está sometida a procesos que implican altas deformaciones mecánicas y esto favorece el análisis de la relación que guarda la anisotropía del material con el fenómeno de propagación de grietas.

Se utilizó la técnica de topometría estadística conocida como "Ventanas de Ancho Variable ($Z_{\text{máx}}$)" para obtener el exponente de Hurst y la longitud de correlación del material antes citado. Para lograr esto, primero se recurrió a varios procesos de análisis de imágenes; desde la digitalización convencional por medio de un escaner hasta el análisis de los perfiles de grieta por medio de microscopía electrónica de barrido. Posteriormente los datos obtenidos fueron procesados en un programa matemático que permite obtener los parámetros autoafines, obteniendo un exponente de rugosidad o de Hurst de 0.67 comprobando así la hipótesis que se planteó; la cual afirma que las trayectorias que siguen las grietas en las láminas delgadas de aluminio, muestran un carácter autoafín para el caso bidimensional.

CAPÍTULO 1 CONCEPTOS GENERALES DEL ALUMINIO

1.1 Propiedades Generales del Aluminio

Humphrey Davy (figura 1.1) fue el primero en dar a conocer al Aluminio, se habla de los primeros años del siglo XIX. La primera extracción de este metal se produjo gracias a la reducción con sodio fundido en los años de 1855 y 1890; ahora existen métodos mucho más modernos como lo es el electrolítico. En la actualidad este metal ocupa el segundo lugar mundial en lo que a su empleo se refiere (industria alimenticia, médica, aeronáutica, de la construcción, entre otras).

El principal mineral para la extracción del aluminio es la bauxita, la extracción de aluminio de este mineral se produce mediante un proceso químico como lo

es la fusión electrolítica. Actualmente existe una gran diversidad de aleaciones de aluminio, que tienen un sinfín de aplicaciones desde la lámina más delgada utilizada para en la industria alimenticia hasta aplicaciones aeronáuticas, en la exploración espacial y en la electrónica.

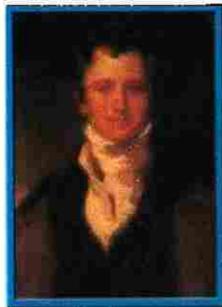


Figura 1.1 Sir Humphrey Davy (1779-1829)

Cabe mencionar que la industria del aluminio se apoya en las actividades básicas de investigación y experimentación, las cuales abarcan una amplia gama de aplicaciones, tanto para ayudar en la producción del metal y sus aleaciones como para mantener su aplicación en casi todas las principales industrias.

La tabla I muestra un cronograma de los métodos empleados para la producción de aluminio. El costo de producción era elevado, por lo que combinado con la baja resistencia mecánica del aluminio puro, limitaba las aplicaciones del metal. Sin embargo la invención del proceso electrolítico para la reducción del óxido de aluminio, abrió la gran posibilidad de reducir los costos.

Tabla I Cronograma de la Historia de la obtención y producción del aluminio [1]

Año	Investigador y país	Proceso	Producto
1807	Sir Humphrey Davy (Gran Bretaña)	Electrólisis de la mezcla fundida de potasa y alúmina	Sin éxito
1825	Hans Christian Oersted (Dinamarca)	Calentamiento conjunto de cloruro de aluminio y una amalgama de potasio	Amalgama de aluminio-Trozo pequeño de metal blanco
1825	Fogh (Francia)	Una repetición del proceso anterior	Aluminio en forma cristalina compacta
1827	Friedrich Wöhler (Alemania)	Calentamiento de potasio metálico y del cloruro de aluminio	Unos cuantos granos de metal como polvo gris
1845	Friedrich Wöhler (Alemania)	Reducción del cloruro de aluminio con vapor de potasio	Glóbulos metálicos de aluminio
1854	Henri Sainte Claire Deville (Francia)	Primer proceso comercial. Reducción del cloruro doble de sodio y aluminio con sodio metálico, preparado por separado por la reducción del carbonato de sodio con carbón vegetal.	Aluminio al 97-97.3%
1856	A. Monnier (E.U.A.)	Reducción por sodio en Nueva Jersey	Aluminio
1857	Deville y P. Morin (Francia)	Planta a escala normal en Nanterre, mediante reducción por sodio	Aluminio
1858	W. Gerhard (Gran Bretaña)	Planta en Londres para la reducción por sodio del cloruro de aluminio	Aluminio
1858	Hermanos Tissier (Francia)	Planta en Rouen para la reducción por sodio del cloruro de aluminio	Aluminio

1860	H. Merle & Co. (Francia)	Planta en Salindres para la reducción por sodio	Aluminio
1860	Bell Bros. (Gran Bretaña)	Planta en Co. Durham para la reducción por sodio	Aluminio
1863	Wirz & Co. (Alemania)	Primera planta de reducción de aluminio en Alemania	Aluminio
1867-77	J.F. Webster (Gran Bretaña)	Planta cerca de Birmingham para la reducción por sodio, seguida en 1866-9 por una planta más grande que usaba sodio barato obtenido por el proceso Castner	Aluminio al 99 %
1884	Col. Frismuth (E.U.A.)	Planta en Filadelfia que empleaba el proceso de reducción por sodio	Aluminio
1886	Paul Louis Toussaint Héroult (Francia)	Electrólisis de una mezcla fundida de alúmina en criolita	Aluminio
1887	Paul Louis Toussaint Héroult (Francia)	Primera planta en operación en Neuhausen sobre el Rin por la predecesora de la Swiss Company (actualmente, Aluminium Industrie A.G., AIAG)	Aleaciones de aluminio
1888	Charles Martin Hall (Estados Unidos)	Pittsburgh Reduction Company que utilizaba el proceso Hall en los E.U.A. En 1907, la compañía cambió su nombre por el de Aluminium Company of America, ALCOA	Aluminio
1888	J.F. Webster (Gran Bretaña)	El sodio barato producido por el proceso Castner fue usado por Webster	Aluminio
1889	Paul Louis Toussaint Héroult (Francia)	Establecimiento de la planta AIAG	Aluminio
1896	Proceso Héroult (Francia)	Primera planta de reducción en la Gran Bretaña que empleaba la energía hidroeléctrica en Escocia (British Aluminium Co.)	Aluminio

Han pasado ya más de 100 años desde que el francés Paul Louis Héroult y el americano Charles Martin Hall (figura 1.2) describieran, en sus patentes básicas de 1886, el proceso electrolítico que hoy día aún se utiliza. Cabe mencionar que estas dos personas no se conocían a la hora de descubrir ésto, lo cual condujo a demandas legales, para completar aun más las coincidencias, ambos tenían la misma edad, 22 años y fallecieron el mismo año, en 1914.



La industria del aluminio tuvo un gran crecimiento durante los períodos de las dos Guerras Mundiales; ésto seguido de un abatimiento en las ventas. Después de la Segunda Guerra Mundial se hizo frente al nuevo desafío de levantar de nuevo la industria aluminera, para esto se recurrió al uso de nuevas aleaciones, mejorando la calidad y su productividad en las plantas. Se recurrió entonces, al reciclado del fuselaje de aviones destruidos u obsoletos, al mismo tiempo se incrementó la demanda del material laminado para la manufactura de utensilios domésticos.

Las propiedades físicas del aluminio puro se muestran en la tabla II.

Tabla II Propiedades Físicas del aluminio puro [1,2]

Propiedad	Valor
Número Atómico	13
Peso Atómico	26.99
Radio Atómico a 25°C	0.14288 nm
Isótopos	Ninguno
Valencia	3
Color – luz reflejada	Blanco plateado
Estructura cristalina	Cúbica Centrada en las Caras (FCC)
Constante reticular a 25°C	0.40414 nm
Distancia interatómica mínima	0.28577 nm
Plano de deslizamiento	(111)
Densidad a 20°C	2.699 g/cm ³
Del sólido a 660°C	2.55 g/cm ³
Del líquido justo por encima de la temperatura de fusión (660°C)	2.38 g/cm ³
Calor de combustión	200 Kcal por g-átomo (837,200 J)
Temperatura de fusión	660.2 °C
Temperatura de ebullición	2057 °C / 2480 °C
Conductividad eléctrica a 20 °C	65.5 % de la IACS
Resistividad eléctrica a 20 °C	2.69 μΩ/cm

*IACS: International Annealed Copper Standard

1.2 Propiedades mecánicas

En cuanto a las propiedades elásticas del aluminio; el módulo de Young es bajo y es sensible a cambios pequeños debido a la cantidad de impurezas presentes. El valor del módulo de Young (E) para el aluminio al 99.997 % es de 64.5 MPa y para el aluminio al 99.950 % es de 69 MPa. Los valores utilizados para las aplicaciones comerciales son un poco más altos y el intervalo en que están estas aleaciones van desde 65 hasta 80 MPa. Esto se observa en la figura 1.3 [1].

El alargamiento elástico del aluminio y sus aleaciones bajo un esfuerzo determinado, es cerca de 3 veces más grande que el del acero. Esto implica una gran ventaja en el caso de las partes estructurales que requieren de una resistencia al impacto elevada en la zona elástica. En la tabla III se muestran las principales propiedades elásticas del aluminio.

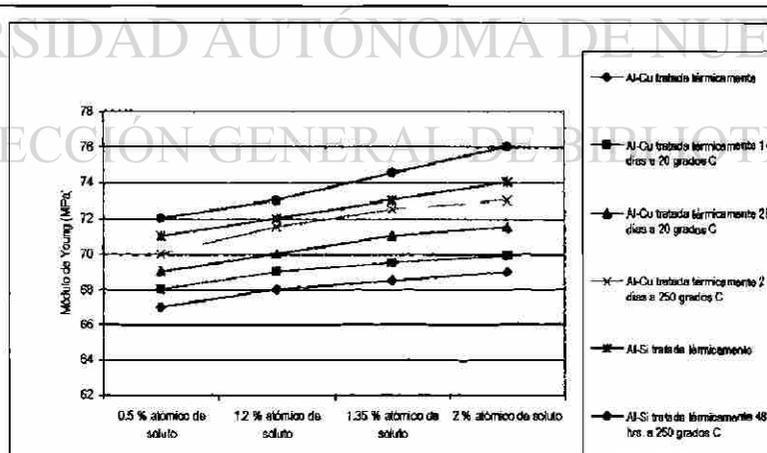


Figura 1.3 Variación del Módulo de Young con el % atómico de soluto para soluciones sólidas de cobre o silicio en aluminio tratadas térmicamente

Cabe mencionar que existen propiedades mecánicas que están estandarizadas según se puede revisar en el libro “Aluminium Standards & Data” editado por la Aluminium Association [2].

Tabla III Principales propiedades elásticas del aluminio [1]

Propiedad elásticas	Valor
Módulo de Young (E)	
Aluminio al 99.99 % de pureza	64.5 MPa
Aluminio al 99. 95 % de pureza	69 MPa
Módulo de Corte (G)	17 MPa
Relación de Poisson	0.32 - 0.36

1.2.1 Esfuerzo de prueba y resistencia a la tensión

Como en muchos de los metales no ferrosos, el aluminio y sus aleaciones no muestran un punto de cedencia bien definido. En la práctica, para las pruebas de control de calidad y para fines de diseño, se emplea un valor del esfuerzo de prueba tomado del 0.1 al 0.2 % de deformación plástica, como se observa en la figura 1.4

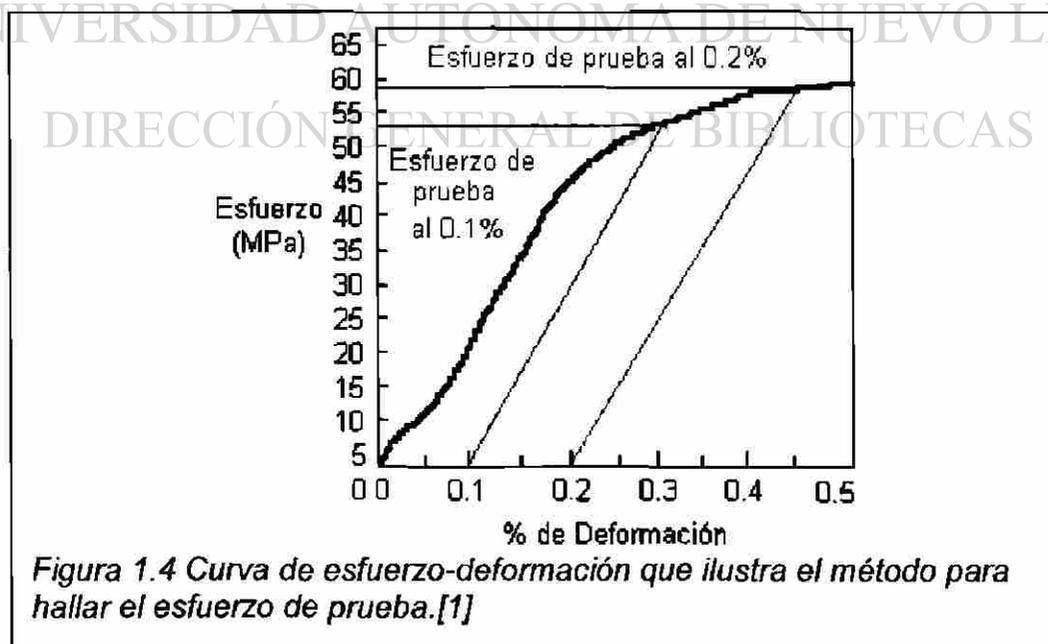


Figura 1.4 Curva de esfuerzo-deformación que ilustra el método para hallar el esfuerzo de prueba.[1]

La resistencia a la compresión del aluminio es ligeramente mayor que la resistencia a la tensión. Una de las formas para aumentar la resistencia de las diversas aleaciones de aluminio puede ser si se le trabaja en frío, lo cual reduciría la ductilidad. Como en otros casos de fundiciones metálicas puras, las propiedades de tensión dependen del proceso empleado; los vaciados en molde de arena poseen propiedades más bajas que las fundiciones metálicas que se han tratado térmicamente. El metal trabajado tanto en caliente como en frío posee una estructura granular más fina que el material vaciado y en la condición de recocido, el aluminio forjado posee un mejores propiedades que el vaciado. En la tabla IV se muestran algunas de las designaciones para los tratamientos térmicos para el caso de aleaciones forjadas de aluminio.

Tabla IV Designación de algunos de los Tratamientos Térmicos en aleaciones de aluminio forjadas

Tratamiento Térmico	Designación o Nomenclatura
Temple	H14*, H16* y H18*
Endurecido por trabajo en frío	H1*
Endurecido por trabajo en frío y parcialmente recocido	H2*
Endurecido por trabajo en frío y estabilizado	H3*
Temple sin controlar el grado de endurecimiento por trabajo en frío	F
Recocido	O

*La cifra indica el grado de endurecimiento por trabajo en frío.

La resistencia a la ruptura del aluminio al 99.8 % es de 110 MPa y para el aluminio al 99.0 %, el valor es de 150 MPa. La dureza del aluminio vaciado es de 28 en la escala Vickers y sube a 55 cuando se trata en frío a una reducción de un 80-90 % del espesor. No se conoce con precisión ninguna relación teórica entre los valores de la dureza y las propiedades mecánicas como por ejemplo el esfuerzo de prueba o el alargamiento pero, como una aproximación

empírica, los valores de la resistencia a la tensión expresados en MPa son cerca de 4 veces la dureza en la escala Vickers.

1.2.2 Normas del Aluminio y sus aleaciones

Las aleaciones de aluminio forjadas destinados para usos generales en la ingeniería, se especifican en las Normas Británicas (British Standards) 1470 a 1477, mientras que los señalados para usos más especializados se publican en una serie complementaria BS 4300. Los lingotes y los vaciados están comprendidos en la BS 1490. Otros países tienen sus respectivas normas, las cuales difieren por lo común de las del Instituto de Normas Británicas, pero trabajar con las de la Organización de Normas Internacionales (ISO), asegura que las normas nacionales principales queden dentro de las recomendaciones de la ISO.

Estas especificaciones, tanto nacionales como internacionales, están sujetas a revisiones y, si las circunstancias lo ameritan, se pueden modificar los límites de la composición o de las propiedades mecánicas. Por lo tanto, es necesario referirse a la última edición de las especificaciones para evitar la posibilidad de errores. En el Reino Unido se obtiene información acerca de las especificaciones de las aleaciones de aluminio en la Federación de Aluminio. La tabla V muestra varios valores comunes entre las distintas normas antes citadas.

Tabla V Valores comunes de propiedades mecánicas en aluminio entre las distintas normas [1,2]

Forma	% Pureza	Revenido	0.2% del Esfuerzo de prueba, MPa	Resistencia a la tensión, MPa	% Alargamiento
Lámina delgada	99.99	Recocido	16-49 (1-3)	62-92 (4-6)	20-50
Lámina delgada	99.99	Laminado duro	77-130 (5-8.5)	115-154 (7.5-10)	4-15
Lámina delgada y Tira	99.2	Recocido	31 (2)	85 (5.5)	33
		Semiduro	100 (6.5)	123 (8)	9
		Laminado duro	146 (9.5)	154 (10)	5
Extrusiones			39 (2.5)	85(5.5)	38

1.3 Tecnologías para la producción del Aluminio

Existe una serie de procesos de refinación electrolítica, para la eliminación de las impurezas presentes en el mineral, uno de estos procesos es el Bayer [1,2] ; que también se utiliza para la formación de lingotes que más tarde se emplearán para la producción de láminas como se describe a continuación.

1.3.1 Proceso de Laminación en Frío para láminas delgadas de Aluminio

El material utilizado en el presente trabajo es la aleación 1145 de aluminio, que se presenta en forma de láminas delgadas de aluminio. Este material se produce mediante el proceso de laminación en frío, el cual se describe a continuación.

Las aleaciones tratadas térmicamente, de acuerdo como sale del tren de laminación en caliente (figura 1.5), es por lo general bastante blando como para

ser laminado en frío sin necesidad de un recocido preliminar, como es el caso de la aleación de aluminio estudiada en esta investigación.



La laminación en frío puede efectuarse en castillos de laminación de configuración "cuarto o cuatro" (Four High) (figura 1.6) colocados ya sea en

forma individual reversible o múltiple con los castillos de laminación en tándem.

En el caso de material para calibres gruesos, la lámina rodada en caliente puede cortarse en tramos para laminarse en frío en un tren de laminación de hojas. La

reducción obtenida durante la laminación en frío está sujeta a factores como el calibre del material inicial y el espesor final requerido, el tratamiento térmico, las propiedades metalúrgicas, el tamaño del grano, entre otros [3-5].

Para la mayoría de los productos, se introduce cuando menos un recocido dentro del programa de laminación.

Con el propósito de controlar el tamaño de grano se necesita tener en cuenta tanto las reducciones mínimas como las máximas antes del recocido; las cantidades varían dependiendo de la aleación que se esté trabajando.

Las láminas delgadas son un producto laminado en frío de sección rectangular y con un espesor menor a 0.2 mm. Los materiales que se utilizan para su producción son el aluminio de distintas purezas y aleaciones del tipo 1xxx y 3xxx, principalmente.

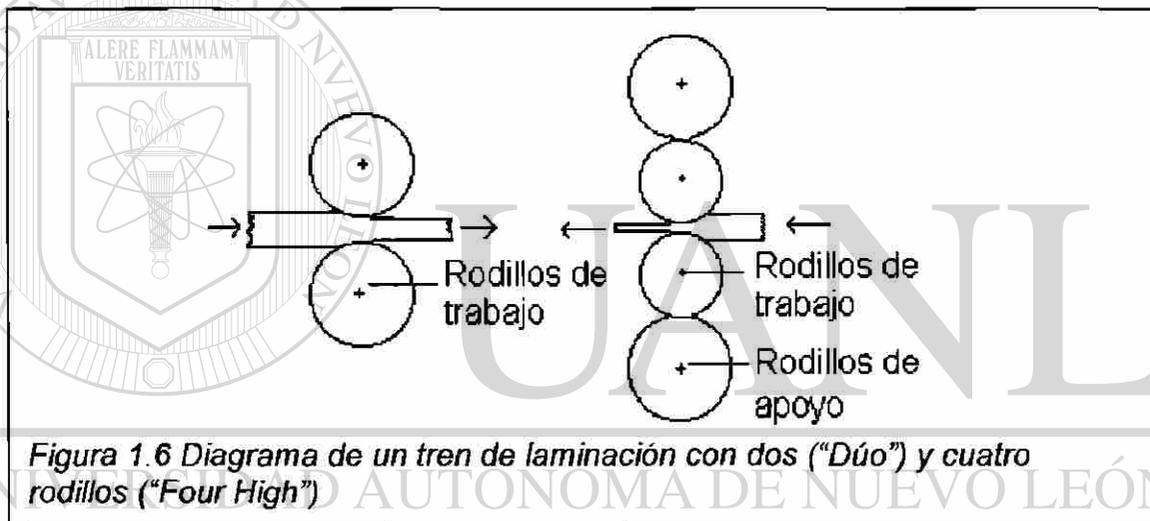


Figura 1.6 Diagrama de un tren de laminación con dos ("Dúo") y cuatro rodillos ("Four High")

El material inicial para laminar es por lo general de 0.5 mm de espesor con el tratamiento térmico "O".

En los laminados de hojas y tiras, la reducción del espesor se efectúa al disminuir el espacio abierto entre los rodillos del trabajo. Para obtener una reducción en el espesor del tramo que se lamina, es preciso controlar los siguientes factores: acabado de la superficie del rodillo; para laminados

brillantes, reducir la fricción en el agarre del rodillo y permitir mayores reducciones; formulación del lubricante del rodillo. El perfil del producto laminado depende de la forma del material que entra y del control de las combas o coronas producidas por el calor a través del ancho de la cara del rodillo.

El pase final para el calibre menor de la lámina se efectúa laminando una capa doble. Para evitar soldar ambas capas, se mantienen separadas por medio de una película delgada de aceite. Cuando las capas se separan después de la laminación, las dos superficies que estaban en contacto con los rodillos brillan y las superficies interiores tienen un acabado mate.

Una gran proporción de las láminas producidas tienen un tratamiento térmico "O" del recocido, efectuado normalmente en hornos intermitentes. Para obtener

un producto limpio, con la superficie libre de depósitos pegajosos de las fracciones del lubricante de laminación con temperatura de ebullición más elevada y sin indentaciones causadas por burbujas del lubricante vaporizado atrapado entre las vueltas del rollo, la tensión aplicada durante el enrollado para el recocido debe ser bastante floja para dejar que escapen dichos vapores, pero no tanto como para permitir un movimiento entre las vueltas.

CAPÍTULO 2 MECÁNICA DE LA FRACTURA Y CARÁCTER AUTOAFÍN DE LA PROPAGACIÓN DE GRIETAS

2.1 Introducción

En el presente capítulo se revisarán los conceptos fundamentales de fractografía, fractura y sus implicaciones, esto como un conocimiento previo para comprender la relevancia del estudio de la propagación de grietas y sus trayectorias, empleando el modo de carga I, en dos dimensiones; para después conocer el método de autoafinidad de ventanas de ancho variable (Z_{\max}) para el análisis de las trayectorias de las grietas.

2.2 Fractografía

La examinación microscópica de la superficie de fractura con el objetivo de obtener información cualitativa acerca de la naturaleza de la misma es llamada

fractografía. Su origen etimológico se deriva del latín *fractus* que significa fractura y del griego *grafo* que significa descripción. El término fractografía se comenzó a utilizar en el año 1944.

La fractografía se lleva a cabo generalmente utilizando microscopia electrónica de barrido (MEB), aprovechando su gran profundidad de campo.

Generalmente en escala microscópica se observan tres tipos de fractura:

- 1) Clivaje
- 2) Cuasi-clivaje y
- 3) Coalescencia de cavidades.

La fractura de clivaje es un tipo de fractura frágil que ocurre a lo largo de los planos cristalográficos (figura 2.1). Los arreglos característicos de la fractura por clivaje son de caras planas, con marcas de río que son causadas por la grieta moviéndose a través del cristal a lo largo de un número de planos paralelos formando una serie de mesetas. La dirección de estos patrones de río representan la dirección de propagación de la grieta.



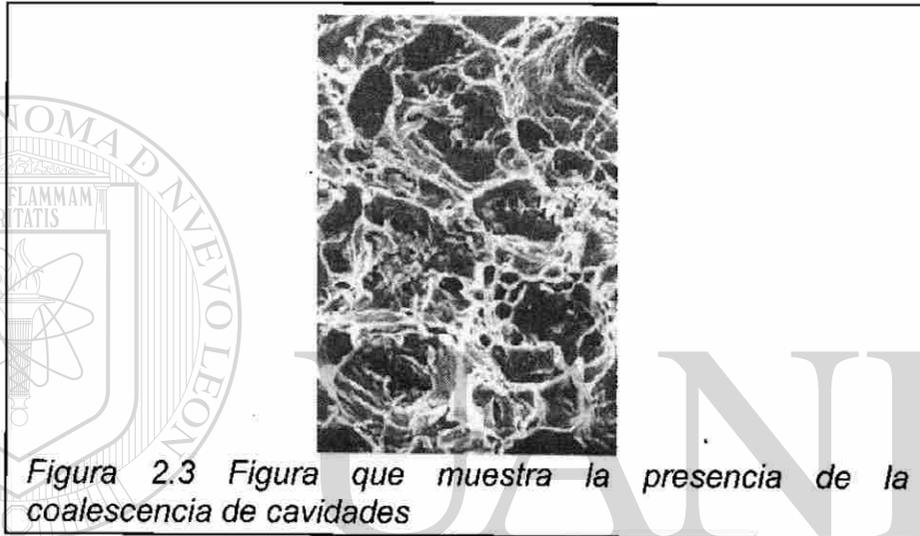
Figura 2.1 Fracturas típicas de clivaje

La fractura de cuasi-clivaje se observa principalmente en fracturas realizadas a bajas temperaturas en aceros templados. En esta forma de fractura las caras no son verdaderos planos de clivaje, exhiben a menudo huecos y colinas rasgadas alrededor de las caras (figura 2.2).



Figura 2.2 Fractura que muestra el cuasi-clivaje

La coalescencia de cavidades se caracteriza por depresiones como copa que pueden ser equiaxiales, parabólicas o elípticas dependiendo del estado de esfuerzos a que esté sometida. Este tipo de superficie de fractura denota una fractura dúctil. Las microgrietas son iniciadas en partículas de segunda fase, los huecos crecen, y eventualmente existen ligas entre las microgrietas de fractura (figura 2.3).



Más adelante se hablará sobre la topografía estadística autoafín; la cual es una herramienta que se vale de varios métodos para cuantificar la autoafinidad de las superficies analizadas, en la presente investigación se revisarán algunos de estos métodos.

2.2.1 Tipos de fractura

Normalmente para tipificar la fractura se puede realizar evaluando las diferentes características de la misma, tales como: la deformación, el arreglo cristalográfico y por último la apariencia.

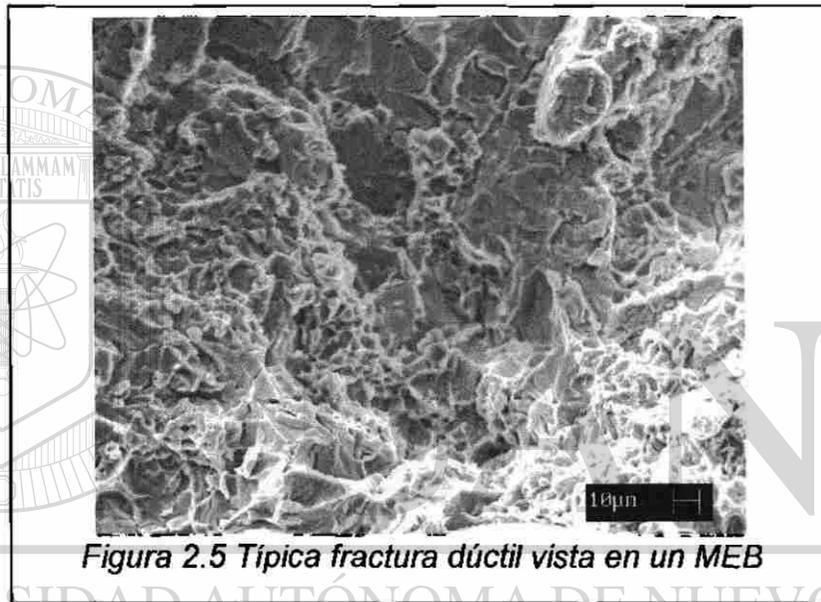
En cuanto a la deformación a la fractura, se conocen dos tipos de fractura dependiendo de la deformación plástica previa:

1° *Fractura Frágil*: es la que ocurre cuando la deformación en su mayor porcentaje es elástica, de forma tal que después de que se fractura la pieza, los fragmentos pueden volver a unirse sin mayor cambio significativo en la geometría de la misma, por ejemplo: cuando fracturamos un gis, un vidrio, etc. Además tiene una rápida propagación de grieta, la dirección de propagación de la grieta ocurre en forma perpendicular con respecto a la dirección tensil y la superficie de fractura tiene forma laminar.

Este tipo de fractura (figura 2.4) se presenta también en metales con baja ductilidad y tenacidad, aunque en algunos casos los normalmente dúctiles, fallan también de manera frágil cuando éstos se someten a grandes deformaciones súbitas, como en el ensayo de impacto.

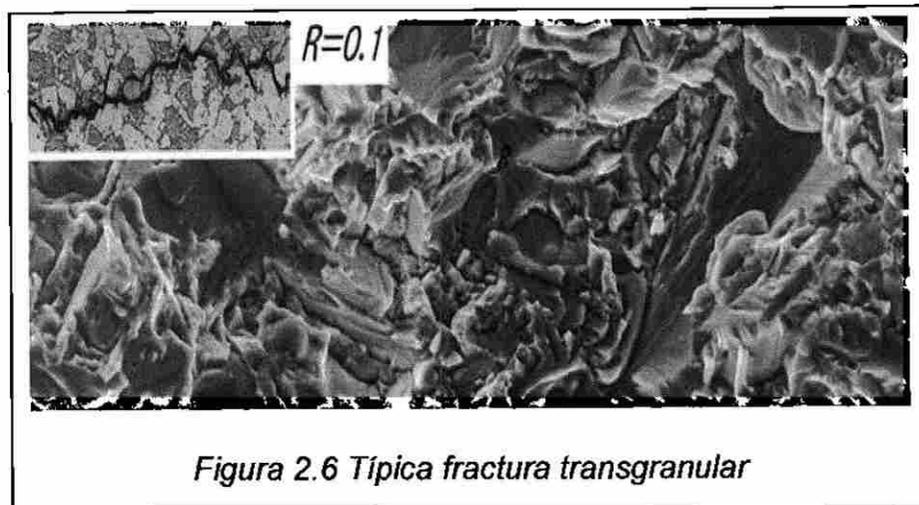


2°Fractura Dúctil : En la figura 2.5 se presenta un ejemplo de este tipo de fractura y básicamente es la que presenta un cuerpo después de ser sometido a una gran deformación plástica, tomando en cuenta que los esfuerzos en una región grande de la pieza, sobrepasaron el esfuerzo de cedencia o límite elástico. Este fenómeno se presenta de manera transgranular en los metales con buena ductilidad y tenacidad.

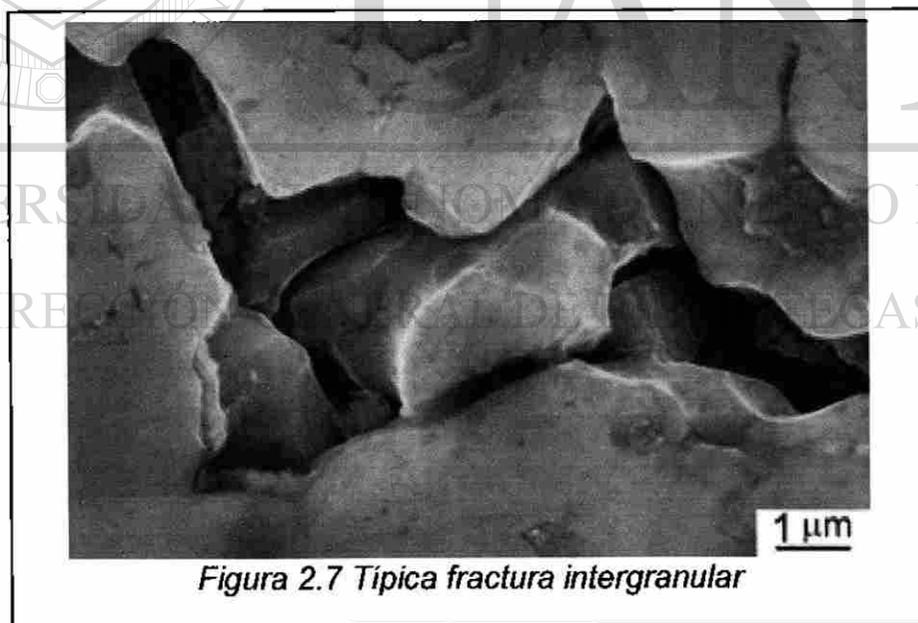


2.2.2 Tipos de propagación de grietas

Existen 3 tipos de propagación de grietas, los cuales pueden ser: *transgranular*, *intergranular* y *mixta*. La primera de ellas (*transgranular*) corresponde a la grieta que se propaga atravesando el interior de los granos. (figuras 2.5 y 2.6)



En cuanto a la propagación de grietas intergranulares corresponde a las grietas que se propagan siguiendo las fronteras de grano sin penetrar al interior (figura 2.7). Este tipo de fracturas, normalmente es el resultado del proceso de debilitamiento de las regiones donde se localizan las fronteras de grano.



Por último, se habla de propagación de grieta mixta cuando se presentan ambos tipos de propagación de manera simultánea.

2.3 Mecánica de la Fractura

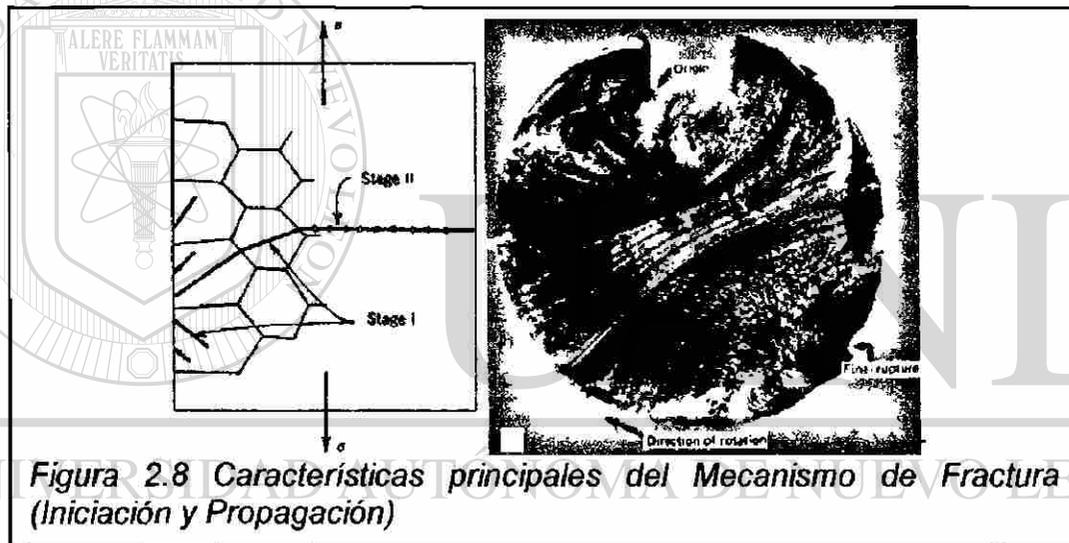
2.3.1 Introducción

Una definición de fractura es: “la separación de un componente sólido, debido a la acción de una o varias cargas externas; todo esto por medio de un proceso de formación de nuevas superficies, llamadas “superficies de fractura”. El proceso de fractura está formado principalmente por dos etapas: iniciación de grietas y propagación de las mismas [7].

Las propiedades mecánicas de los materiales son importantes para conocer el comportamiento que pueda presentar el material cuando se fractura, así como también las condiciones de carga y la geometría del cuerpo; puede ser necesario mantener o en algunos de los casos incrementar la carga después de la iniciación de grietas. En otros casos sólo bastará con llegar al punto de iniciación de grieta para que posteriormente, ésta se propague con la misma carga.

La fractura puede comenzar a partir de una grieta ya existente en el material; luego entonces la etapa de nucleación de grietas se elimina y el proceso se reduce únicamente a la propagación de la grieta. Para que el fenómeno de la fractura esté presente no se requiere que el esfuerzo de iniciación y propagación de grietas esté presente en la totalidad del volumen del cuerpo, en cambio si este esfuerzo de iniciación se alcanza en una pequeña zona del cuerpo la fractura se hará presente.

Una de las características de la fractura es que en la gran mayoría de los casos se presenta en forma inesperada (figura 2.8); debido a que ésta puede iniciarse en regiones donde no esperamos que este fenómeno se lleve a cabo. Todo esto trae como consecuencia resultados fatales en algunos de los casos, es por esto que la fractura es materia de investigación permanente. En este proyecto, se utilizará este fenómeno para explicar el comportamiento autoafín de la propagación de grietas en materiales metálicos no ferrosos; como lo es el caso de la lámina delgada de aluminio.



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

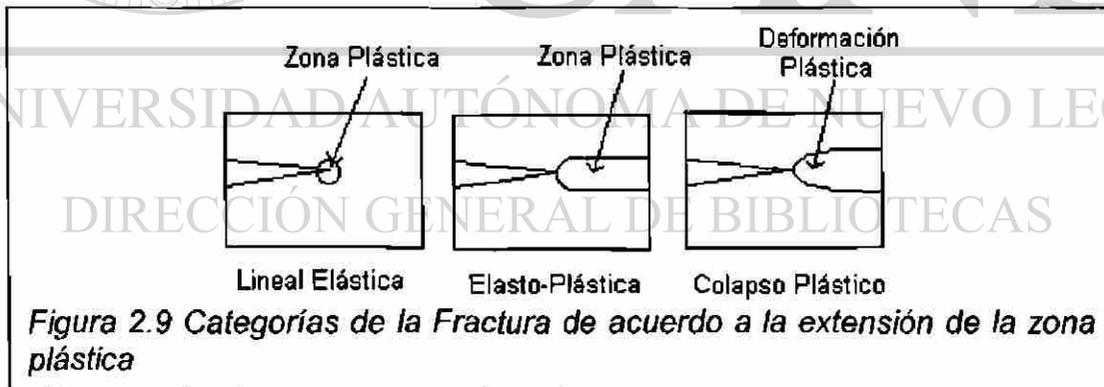
Cuando se habla de mecánica de la fractura nos referimos al tamaño y forma de las grietas y las fuerzas o cargas que provocan la forma y dimensiones bien definidas de la misma. Para todo esto requerimos del cálculo de la distribución de esfuerzos, deformaciones, desplazamientos ocurridos alrededor de la grieta, estableciendo, claro está, los balances de energía que se llevan a cabo a lo largo de la grieta. Para esto existen varias metodologías de análisis,

dependiendo de la extensión de la deformación plástica, (figura 2.9) debido a esto, se presentan varias categorías de la fractura, las cuales son:

1°Fractura Lineal Elástica: es aquella donde la extensión de la zona plástica está confinada a una pequeña región frente a la punta de la grieta y la deformación del resto del cuerpo es elástica.

2°Fractura Elasto Plástica: Es aquella en donde la zona plástica se extiende en el total remanente del ancho de la pieza, pero permaneciendo como una región relativamente estrecha alrededor del plano de la grieta.

3°Colapso plástico: es cuando la fractura es precedida por la deformación plástica generalizada.



2.3.2 Modos de carga

La mecánica de la fractura considera que el proceso de la misma se inicia con una grieta que se propaga hasta la separación final o la fragmentación total de la pieza. Ahora bien, si durante la propagación de la grieta, ésta puede

detenerse al disminuir o desaparecer los esfuerzos, podemos decir que la propagación es estable; por otro lado, si la grieta se propaga de manera rápida y autoacelerada, donde prácticamente es imposible detenerla, entonces la propagación es inestable.

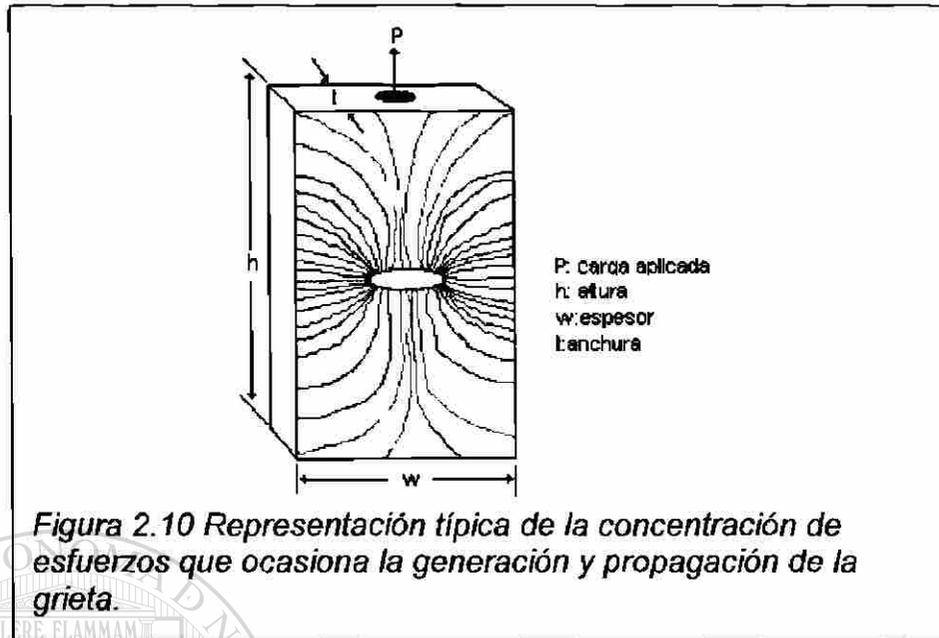
Existe lo que se conoce como Mecánica de Fractura Lineal Elástica, la cual consiste en una aproximación de las condiciones de los esfuerzos más allá del límite elástico del material de los componentes estructurales y mecánicos.

Existe un parámetro que caracteriza a la fractura, éste es el factor de intensidad de esfuerzos (K), el cual describe la distribución de éstos alrededor de una imperfección del material (figura 2.10) y en su forma matemática se expresa:

$$K = Y \sigma (\pi a)^{1/2} \quad (\text{Ec. 1})$$

En donde “ Y ” es el parámetro que involucra la geometría de la grieta y del componente, “ a ” es la longitud de la grieta o imperfección y “ σ ” es una función que representa la magnitud del esfuerzo en el componente.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



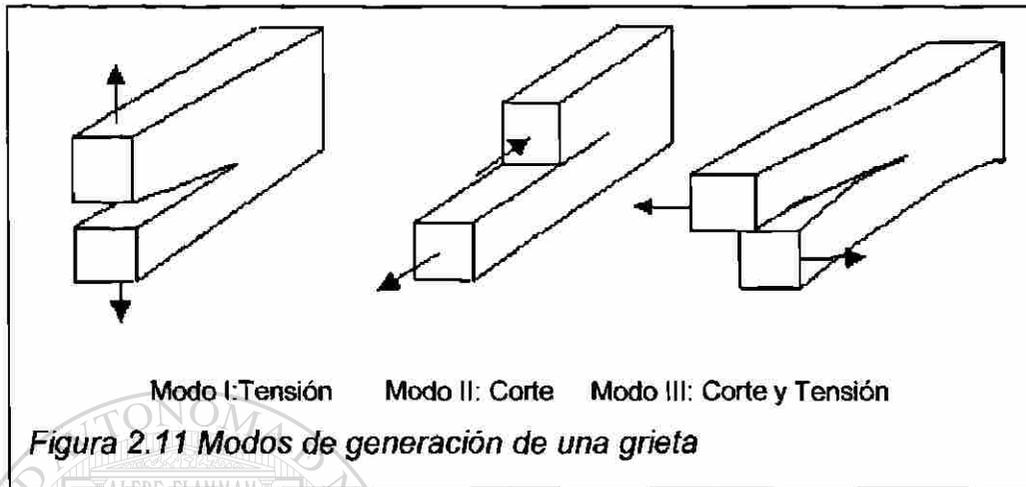
El factor de intensidad de esfuerzos (K), es un parámetro que define la magnitud de los esfuerzos en la punta de la grieta si la deformación en el cuerpo es esencialmente elástica. Cuando se alcanza un valor crítico de K , conocido como tenacidad a la fractura y denotado como K_c , ocurre entonces la

fractura. La tenacidad a la fractura constituye una propiedad del material, medible por medio de pruebas de laboratorio.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Existen varios modos de aplicación de carga que pueden ser utilizados en relación a la grieta, (figura 2.11). El modo I ó modo de apertura de grieta, se refiere a un esfuerzo tensil aplicado en la dirección normal a las caras de la grieta. Este es el modo usual para pruebas de tenacidad determinando el valor crítico de intensidad de esfuerzos como K_{Ic} . El modo II ó modo de corte, se refiere a un esfuerzo de corte aplicado normal al borde principal de la grieta

pero en el plano de la grieta. Por último el modo III o modo de corte paralelo, es para esfuerzos de corte aplicados paralelamente al borde principal de la grieta.



2.3.3 El modelo de Inglis y el criterio de Griffith

Griffith [7] propuso la primera teoría para explicar la gran discrepancia existente entre los esfuerzos de cohesión de los sólidos y su valor teórico de $\sim E/10$ donde E es igual al módulo de Young para el caso de tensión. Su postulado se

basa en que los sólidos contienen muy pequeñas y finas grietas o fracturas no importando el cuidado que se haya tenido para producir dicho sólido.

El efecto de la concentración de esfuerzos en el inicio de las grietas provoca teóricamente un esfuerzo de cohesión que aparentemente puede ser igualado, tomando en cuenta que el esfuerzo medio (σ_m) es mayor al esfuerzo nominal. Cuando estas condiciones aparecen, la grieta comienza a propagarse y la superficie de fractura se incrementa; todo esto implica o demanda una entrada de energía con el objeto de incrementar energía superficial. Esto se debe a la energía de deformación elástica almacenada en el cuerpo al momento de

iniciarse la propagación de la grieta. En pocas palabras lo que el criterio de Griffith indica, es que la grieta se propagará cuando disminuya la energía de deformación elástica, a tal grado que se iguale a la energía necesaria para crear nuevas superficies de fractura relacionadas con la grieta.

Para determinar la energía de deformación elástica se necesita el conocimiento de la distribución de esfuerzos alrededor del punto inicial de la grieta. Griffith utilizó un desarrollo elaborado por Inglis, el cual considera la distribución de esfuerzos cercana al final del eje mayor de un hueco de forma elíptica, basándose en la teoría de la elasticidad [7].

En la figura 2.12 se muestra un espécimen utilizado para investigar el postulado que se menciona más adelante. Si el espesor "t" es muy pequeño comparado con las dimensiones de ancho "w" y de altura "h", además de la carga aplicada

"P", se presenta la condición de denominada esfuerzo plano (plane stress). Para cuando se presentan las condiciones donde $2c \gg 2d$ y $w \gg 2c$, basándose en el análisis de esfuerzos de Inglis, Griffith determinó que la energía superficial específica está relacionada con:

$$\sigma_c = (2E\gamma_s/\pi a)^{1/2} \quad (\text{Ec. 2})$$

Donde: E: Módulo de Young, γ_s : Energía superficial específica y a: mitad de la longitud interna de la grieta.

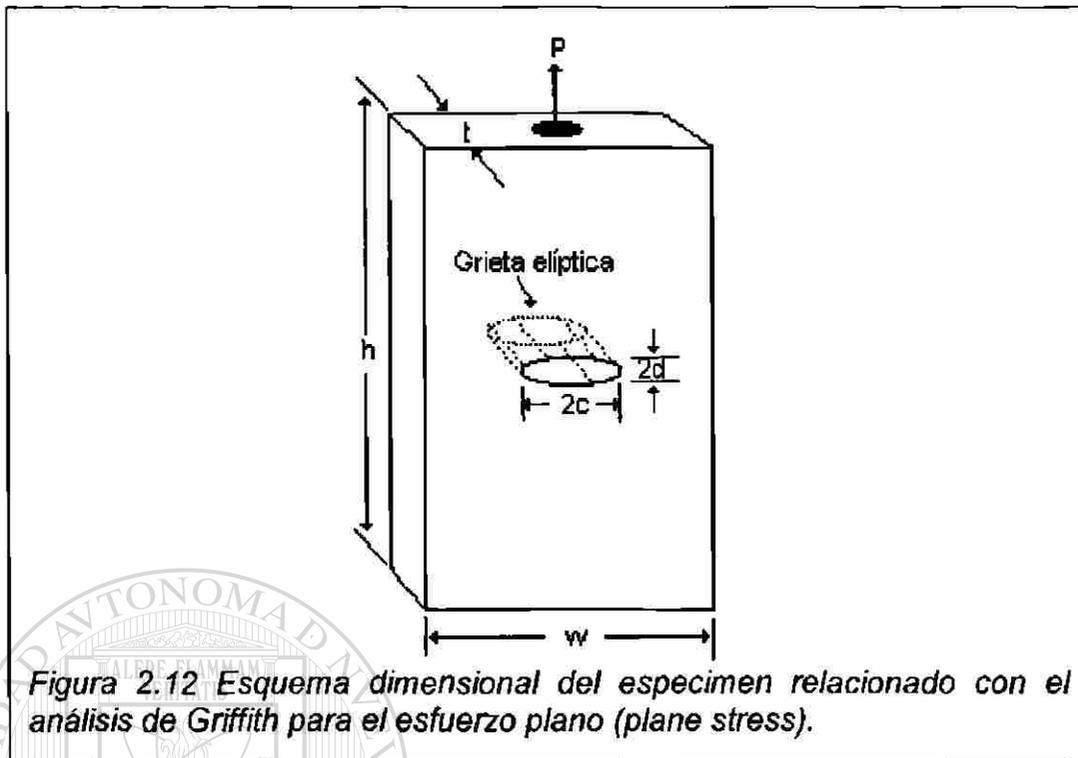


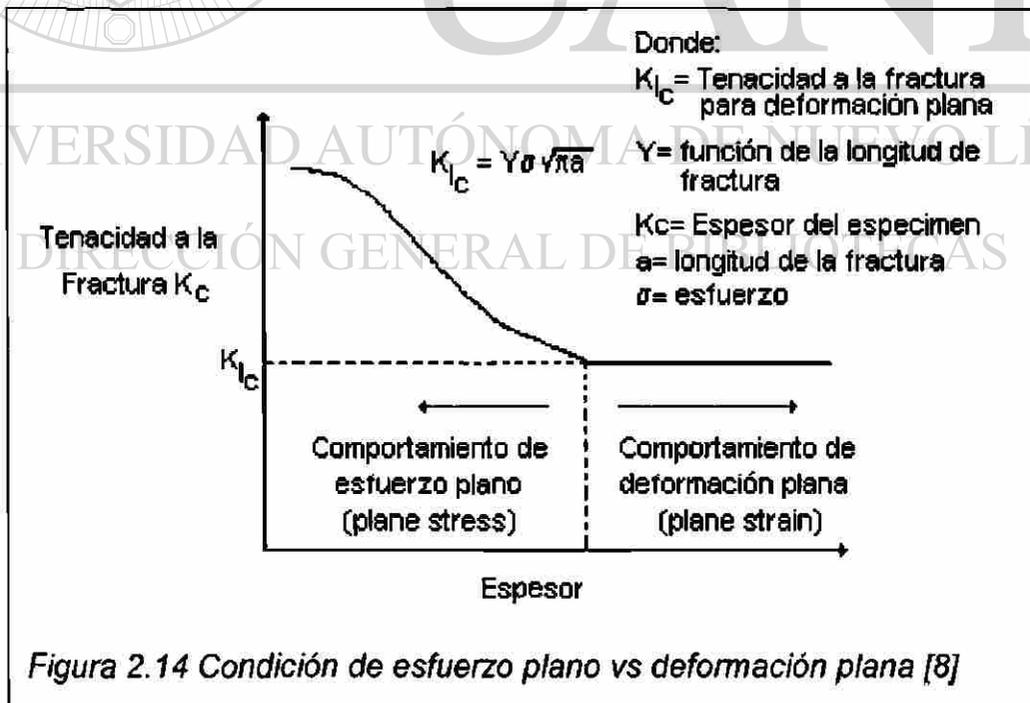
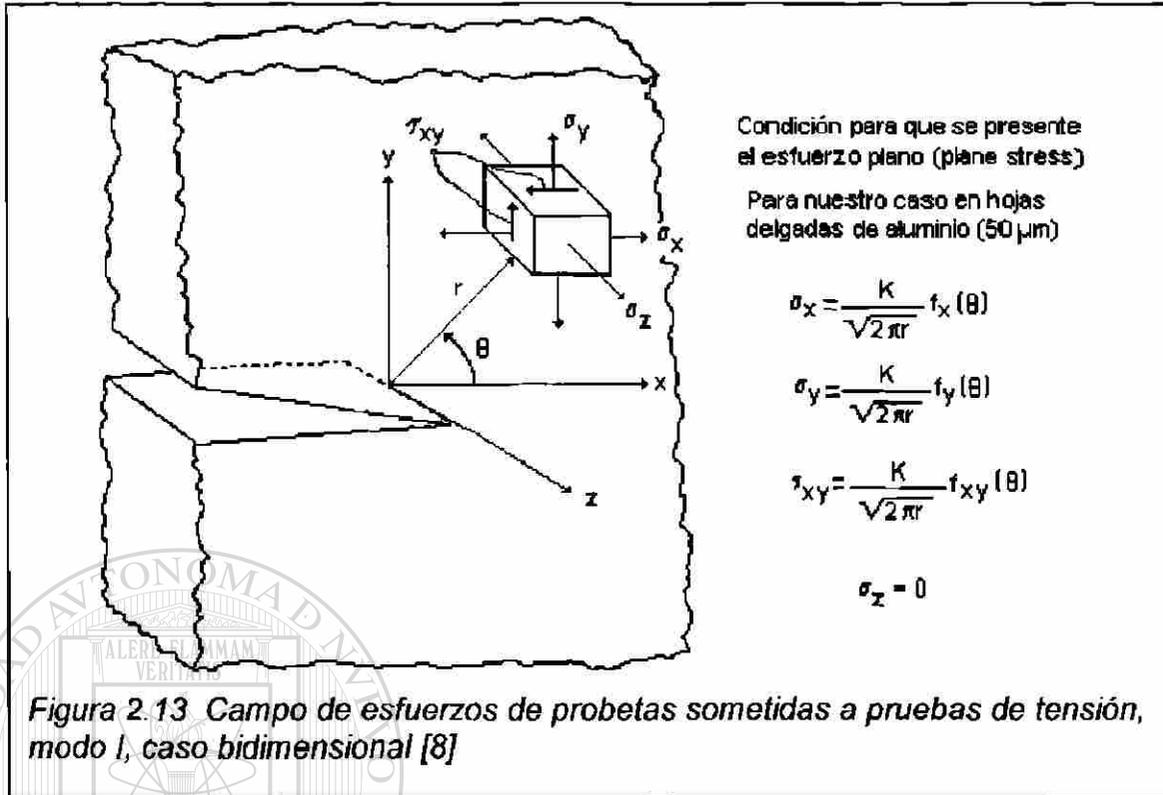
Figura 2.12 Esquema dimensional del espécimen relacionado con el análisis de Griffith para el esfuerzo plano (plane stress).

2.3.4 Campo de esfuerzo, modo I, 2 dimensiones

En la figura 2.13 se muestra cómo es el campo de esfuerzos en probetas sometidas a pruebas de tensión en modo I. Como se puede observar el estado

que guardan las probetas con un espesor delgado, como lo es este caso (lámina delgada de aluminio con espesor de $50 \mu\text{m}$) se rigen bajo las condiciones de esfuerzo plano (plane stress) donde la componente de esfuerzo en el eje "z" es igual a cero (deformación libre en "z") [8,9].

Ahora bien en la figura 2.14 se puede observar cómo es que cambia la tenacidad con respecto a las condiciones de esfuerzo plano (plane stress) y a la condición de deformación plana (plane strain).



2.4 Carácter autoafín de las grietas y sus trayectorias

Para conocer el carácter que guardan las trayectorias seguidas por las grietas en necesario conocer conceptos fundamentales de autoafinidad, tales como autosimilitud, exponente de rugosidad, longitud de correlación, entre otros.

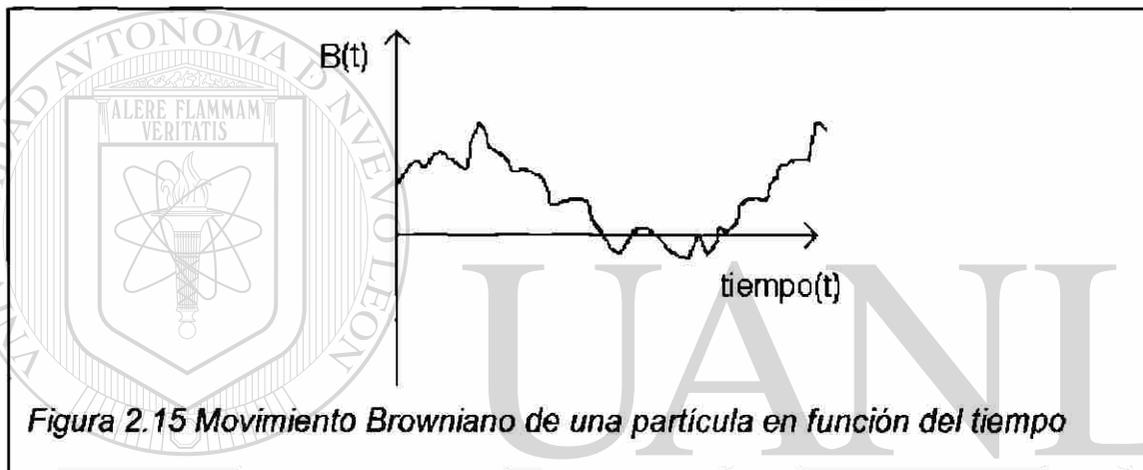
2.4.1 Autoafinidad

Para entender el concepto de autoafinidad, primero hay que conocer el significado de autosimilitud, que se puede aclarar, comparando el perfil obtenido al analizar la superficie de un componente de ingeniería, que es semejante en otra longitud u orden de escala, al perfil que sigue el relieve de una montaña.

Ésta es una característica que poseen los objetos que tienen un escalamiento igual en todas direcciones, sin embargo los objetos localizados en el medio ambiente tienen un escalamiento desigual en diferentes direcciones [10,11,12], a estos objetos se les llama autoafines, es decir, que presentan autosimilitud

estadística. Se puede decir que Robert Brown fue el científico que en el siglo XIX, comenzó a delinear lo que hoy en día conocemos como "Autoafinidad"; reportando lo que se conoce como movimiento Browniano. Más tarde, en el año de 1905 Einstein elaboró la teoría del movimiento Browniano y además estableció que dicho movimiento es independiente del tamaño de la partícula. El movimiento Browniano de una partícula puede observarse en el microscopio óptico, donde aparentemente consiste de pasos o trayectorias aleatoriamente organizadas. Luego entonces, el desplazamiento de la partícula en un intervalo de tiempo, es totalmente independiente del desplazamiento de la misma partícula en un distinto intervalo de tiempo, sólo no existe independencia entre

la posición de la partícula $X(r)$ y el tiempo (t) . Cuando incrementamos la resolución de instrumento óptico y también la resolución en la escala del tiempo, observaremos que la huella que deja la partícula en cuestión, es semejante a la primera observación, un camino con trayectoria aleatoria. En la figura 2.15 se muestra un gráfico de una función $B(t)$ (algunos autores utilizan $Z(t)$), que representa a la posición de una partícula en movimiento Browniano, como una función del tiempo (t) .



Ahora bien, debido a que el tiempo (t) y la posición de la partícula $B(t)$ son dos cantidades físicas diferentes, su escalamiento deberá ser diferente. Por lo que la función $B(t)$ no es un conjunto autosimilar estricto, pero si autoafín, tal y como lo muestra el escalamiento de la distribución de probabilidad del movimiento Browniano cuyo modelo, establecido por Mandelbrot [6] en 1985, es el siguiente:

$$\overline{B(rt)} = r^{1/2} \overline{B(t)} \quad (\text{Ec. 3})$$

En donde \overline{B} es la distribución de probabilidad de B . La ecuación 3 nos muestra que si el tiempo sufriera un escalamiento con un factor de r , luego entonces la

posición de la partícula B se escalará con un factor de $r^{1/2}$. El ejemplo más claro de esto es, como ya se mencionó, el movimiento fraccional Browniano, que se expresa de la siguiente forma: [13,14,15]

$$\{[B(t_1) - B(t_2)]^2\} = |t_1 - t_2|^{2\zeta} \quad (\text{Ec. 4})$$

Donde $\{B(t_1) - B(t_2)\}$ es un promedio temporal,

t_1 y t_2 es el tiempo y

ζ es un parámetro de autoafinidad llamado exponente de Hurst.

No se puede obtener de la misma manera la dimensión fractal de un objeto con características autoafines y otro con autosimilitud estricta. Voss en el año de 1985 estableció que dicha dimensión está relacionada con el parámetro ζ de la siguiente forma:

$$D = G + 1 - \zeta \quad (\text{Ec. 5})$$

Donde G es igual al número de argumentos de la función D. Para el caso anterior tenemos que la dimensión estará dada por la relación:

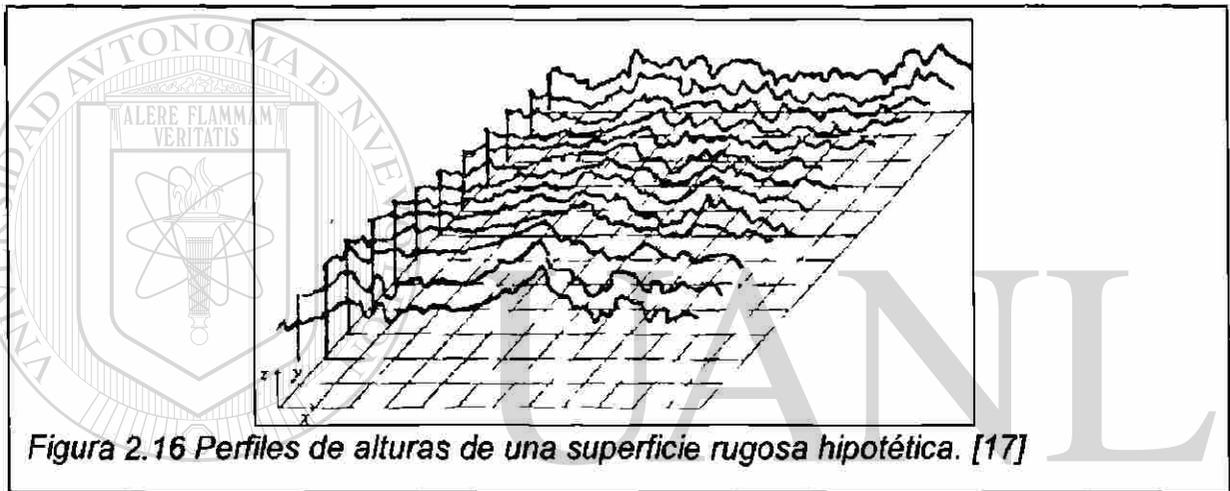
$$D = 2 - \zeta \quad (\text{Ec. 6})$$

Ahora bien, el movimiento fraccional Browniano se puede utilizar en el estudio de la rugosidad, ya que las superficies rugosas son autoafines y presentan un comportamiento de autosimilitud estadística equivalente al que presenta dicho movimiento. Luego entonces, una superficie rugosa debe cumplir con una transformación del tipo autoafín. Si consideramos los ejes coordenados del sistema cartesiano puede establecerse la siguiente relación: [16]

$$(x,y,z) \rightarrow (bx,by,b^\zeta z)$$

Donde z corresponde a la altura y (x,y) son las coordenadas correspondientes a un plano perpendicular a la dirección z .

A una superficie rugosa autoafín, se le puede observar como una serie de cambios en la altura con respecto a un plano de referencia, como se muestra en la figura 2.16, donde se distinguen algunos perfiles de alturas paralelos al eje x .



Al parámetro ζ se le conoce como exponente de rugosidad o exponente de Hurst, en honor a H.E. Hurst por sus relevantes estudios en series de tiempo que dieron pie a un nuevo método de análisis para datos aparentemente aleatorios, Hurst le llama "The rescaled range analysis" (R/S analysis) [18].

Para las superficies autoafines, en general, es necesario que la altura en un punto $r = (x^2 + y^2)^{1/2}$ sobre el plano (x,y) esté dada por la relación [19]:

$$h(r) = \{[z(r_0 + r) - z(r_0)]^2\}_{r_0} = r^{2\zeta} \quad (\text{Ec. 7})$$

La magnitud de ζ se debe de localizar entre el 0 y el 1 y su relación con la dimensión fractal se establece en la ecuación 8.

$$D = 3 - \zeta \quad (\text{Ec. 8})$$

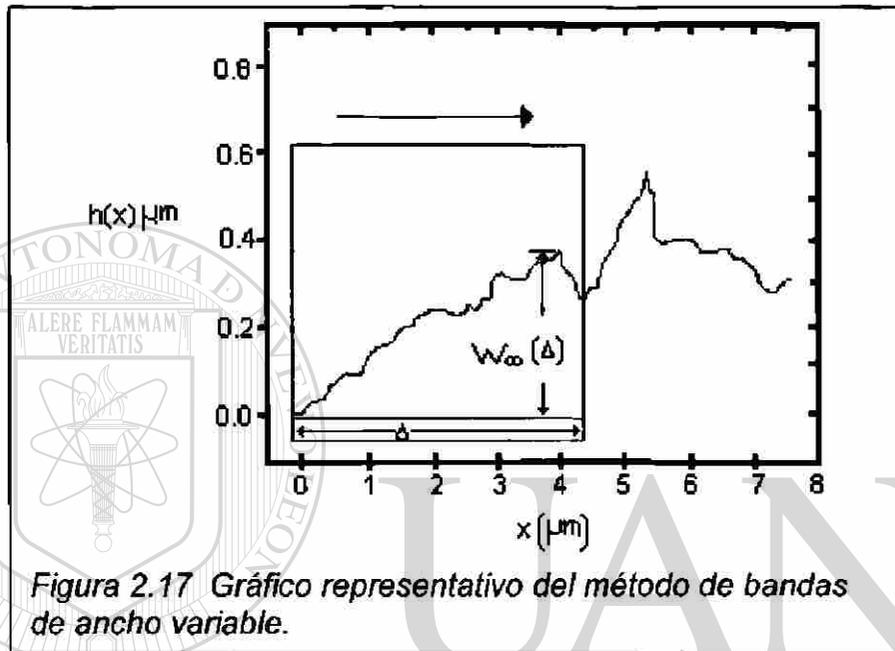
Para superficies totalmente lisas, el exponente de Hurst (ζ) debe de ser igual a 1, lo único que aparece es un ángulo de inclinación con respecto a un plano, pero cuando ζ decrece, su rugosidad va en aumento. Para ser más precisos, las superficies autoafines presentan tal comportamiento hasta una longitud de escala llamada longitud de correlación (ξ), para superficies planas su dimensión equivale a 2. Todo esto ha llevado a comprobar que las superficies derivadas de fenómenos naturales, tales como las erosionadas, son autoafines.

2.4.2 Método de banda de ancho variable

Este método utiliza un perfil de longitud L , el cual se divide en ventanas o bandas de ancho Δ , iniciando por la posición del punto inicial x_0 de la ventana, dentro de cada una se ejecutan dos momentos estadísticos correspondientes a la distribución de alturas, como lo son el momento de orden infinito w_∞ o $Z_{\text{máx}}$ que equivale a la diferencia entre la altura máxima, la altura mínima y el momento w_2 o desviación estándar, estas cantidades se calculan para cada tamaño de ventana Δ , la ventana se mueve para cada uno de los puntos del perfil hasta el punto $L - \Delta$, donde se procede a efectuar un promedio de w_∞ y de w_2 con respecto al número de ventanas empleadas. Estos promedios obtenidos para cada tamaño de ventana Δ se ajustan a leyes de potencia sobre Δ de la siguiente manera:

$$\{W_{\infty}\}_{x_0} \propto \Delta^{\xi} \qquad \{W_2\}_{x_0} \propto \Delta^{\xi} \qquad (\text{Ec. 9})$$

Cada ancho de ventana Δ varía desde un tamaño igual al límite de resolución entre puntos del perfil hasta un tamaño de ventana igual a L . En la figura 2.17 se muestra el procedimiento mencionado.



La figura 2.18 muestra una curva de autoafinidad para un perfil autoafín hipotético. En dicha figura se ilustra el exponente de rugosidad como la pendiente del gráfico logarítmico en la región que obedece la relación de potencia (ec. 9). Este régimen de autoafinidad tiene un límite superior llamado "longitud de correlación", (ξ). Para escalas de análisis mayores a la longitud de correlación el objeto ya no es autoafín. El exponente de rugosidad y la longitud de correlación son los dos parámetros que cuantifican la autoafinidad y que se emplearán en este trabajo.

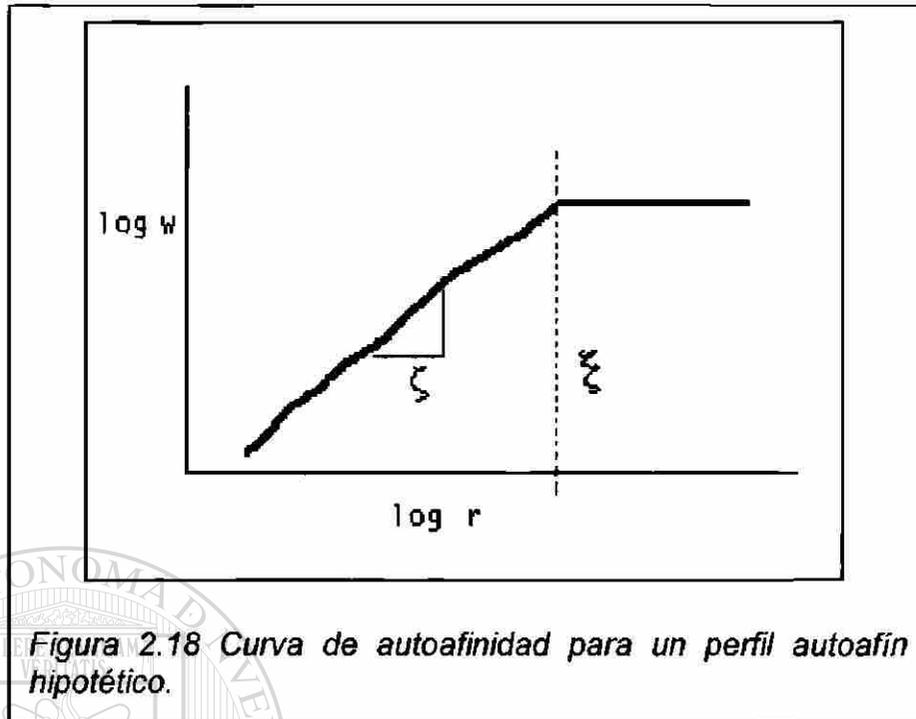


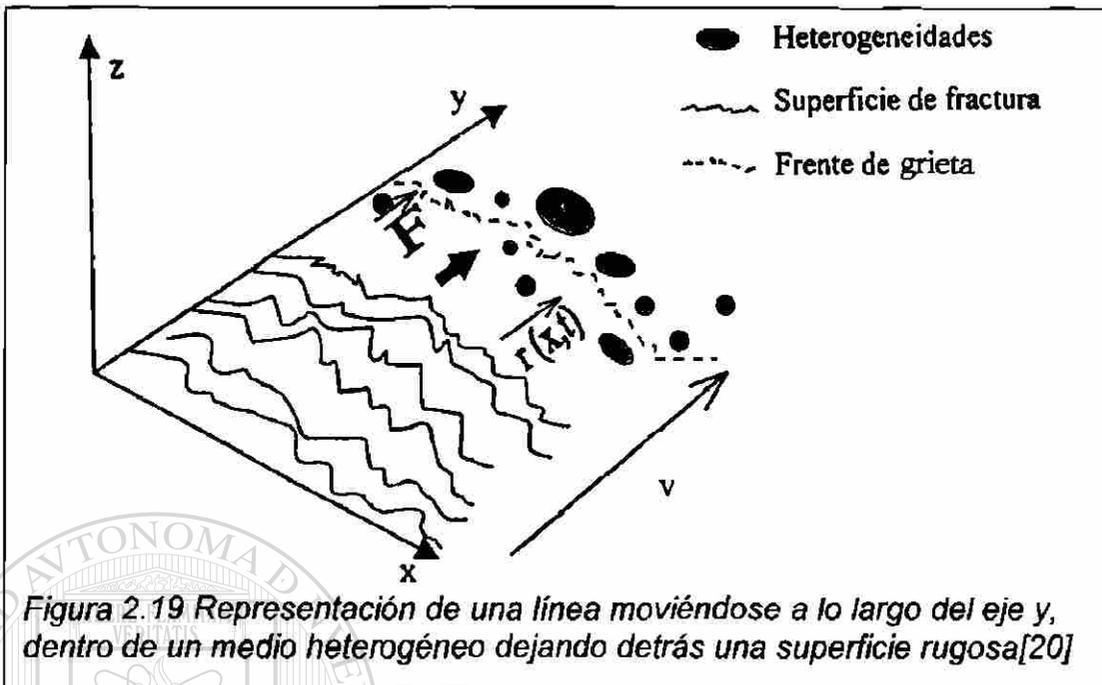
Figura 2.18 Curva de autoafinidad para un perfil autoafín hipotético.

2.4.3 Modelos de línea

Una formulación que en la última década se ha utilizado para describir la propagación del frente de grieta en materiales heterogéneos consiste en

imaginar el frente de fractura como una línea moviéndose a través de un material que contiene obstáculos microestructurales aleatoriamente distribuidos.

Este frente separará el espécimen en dos piezas quebradas. La morfología de la línea en cada tiempo t , determina la morfología de la superficie de fractura final, como lo se observa en la figura 2.19.



El movimiento del frente de grieta se describe por una ecuación local no lineal de tipo Langevin [13,20,21], aplicada primero por Ertas y Kardar en un contexto muy diferente [22-24].

$$\rho \frac{d\vec{r}}{dt} = \delta_x^2 \vec{r} + f(x, r(x,t)) + \vec{F} \quad (\text{Ec. 10})$$

donde ρ es el inverso de la movilidad, $f(x, r)$ es una fuerza aleatoria debida a las impurezas del medio heterogéneo y \vec{F} es una fuerza uniforme aplicada.

Los términos no lineales toman en cuenta las variaciones de la velocidad de la grieta local con la orientación local del frente. Esta ecuación guía a un gran número de regímenes, dependiente de los valores relativos de las constantes de los términos no lineales. Aunque este modelo sufre de algunas carencias [25] sugiere la existencia de dos regímenes de fractura. Para velocidades de grieta tendientes a cero, la línea es capaz de liberarse de los obstáculos

microestructurales. Esto se conoce como la transición de desanclaje en el problema de la línea atrapada [25]. En este caso, el índice de rugosidad ζ_{\perp} perpendicular a la dirección de propagación de la grieta es igual a 0.5. Para una velocidad dada, hay un cruce en alguna escala de longitud ξ_{QS} de la conducta cuasiestática a la conducta dinámica [25,26]. Para escalas de longitud pequeñas ($r < \xi_{QS}$), el índice de rugosidad es igual a $\zeta = 0.5$, mientras que para escalas grandes de longitud, cuando $r > \xi_{QS}$, $\zeta = 0.75$. La longitud de cruce ξ_{QS} decrece rápidamente con la velocidad de grieta, tendiendo a infinito cuando la velocidad de la grieta tiende a cero.

Debido a que la velocidad aumenta con el aumento del factor de intensidad de esfuerzos, se espera, dentro del marco de este modelo, que la longitud de cruce decrezca cuando incrementa K_I .

Otros modelos interesantes son establecidos por Roux y François [27] para la fractura de materiales plásticos en los que la superficies de fractura son superficies de mínima energía y el índice de rugosidad presenta un valor entre 0.4 y 0.5.

Vashista y Nakano [28] proveen interesantes simulaciones dinámicas moleculares con la existencia de dos regímenes con una longitud de cruce que decrece al aumentar las velocidades de grieta.

2.4.4 Modelos Bidimensionales

Pascal Daguier, en su tesis doctoral, menciona que dentro de los principales modelos bidimensionales para el análisis de propagación de grietas en materiales con microestructura del orden heterogénea esta el modelo de "Fusibles Aleatorios" [29].

Con este tipo de modelo se puede dar una aproximación bastante cercana a lo que ocurre a lo largo del frente de grieta, ya que simula la estructura del material como una matriz, en donde de forma análoga, las uniones están representadas por enlaces parecidos a los de un circuito en serie. (figura 2.20) La ruptura o fractura se presenta como resultado por los miles de desórdenes que presenta la matriz.

También con este tipo de estudio se pueden observar propiedades interesantes como es el caso de la universalidad de la multifractalidad [29].

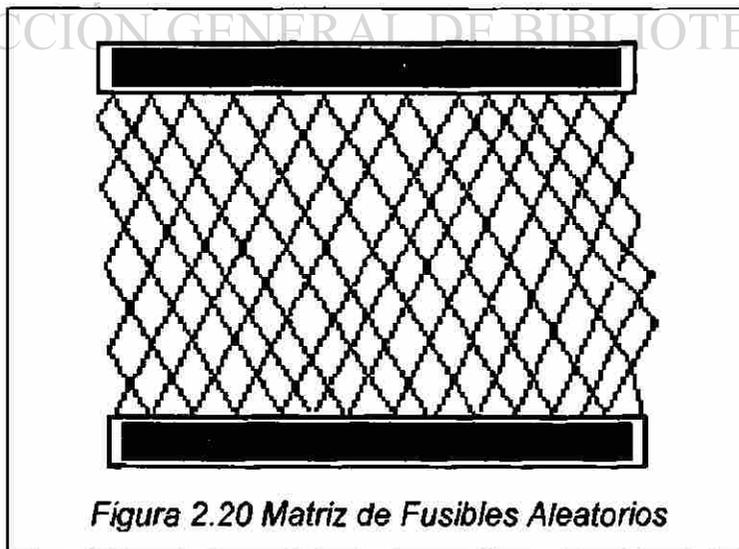


Figura 2.20 Matriz de Fusibles Aleatorios

Las líneas que unen a la matriz representan la intensidad de corriente i , que alcanzan un valor crítico i_c , cuando están ordenadas en forma transversal, de tal modo que se toma a i_c , como una variable como aleatoria. Inicialmente cada fusible transporta la misma corriente. Durante los procesos de iteración en donde se analiza la fractura macroscópicamente, nos dice Hansen [30] la morfología de la línea de fractura proveniente de diferentes tipos de desorden tiene un exponente de Hurst en dos dimensiones de: $\zeta^{2D} = 0.7 \pm 0.07$. Este exponente se aproxima bastante al obtenido en una "superficie" en 2D por el método de mínima energía, que es igual a $2/3$.

La dinámica molecular es una técnica que se considera como uno de los modelos que muestran el comportamiento de todo un sistema molecular, donde aparecen los movimientos de los átomos. La interacción entre éstos, induce al movimiento coordinado de las partículas; luego entonces, la dinámica molecular es apropiada para estudiar fenómenos que implican este grado de complejidad.

El principio de la dinámica molecular es calcular las "trayectorias" de un sistema de N partículas al igual que las interacciones entre éstas. Conociendo la posición, la masa y la velocidad de choque entre partículas en el instante de tiempo $t_0 = 0$, la interacción potencial entre el choque de las partículas, se puede calcular resolviendo un sistema de ecuaciones diferenciales (Newton) teniendo como variables las trayectorias de choque y el tiempo t . El potencial de interacción depende de la naturaleza del material que se va a simular.

2.4.5 Estado del Arte

En este punto cabe resaltar la aparición de distintos modelos de reciente creación que se derivaron de los estudios realizados por Benoit Mandelbrot [7] en el caso de la geometría de fractales, para caracterizar las superficies de fractura, tanto en 2D como en 3D.

Algunos de estos estudios experimentales [31] ofrecen la oportunidad de correlacionar las características morfológicas de las superficies de fractura con las propiedades mecánicas de los materiales, tales como la tenacidad.

También se ha estudiado el comportamiento de los fractales isotrópicos o auto-similares y los fractales anisotrópicos o auto-afines para predecir la propagación de grietas en los materiales [20,32,33].

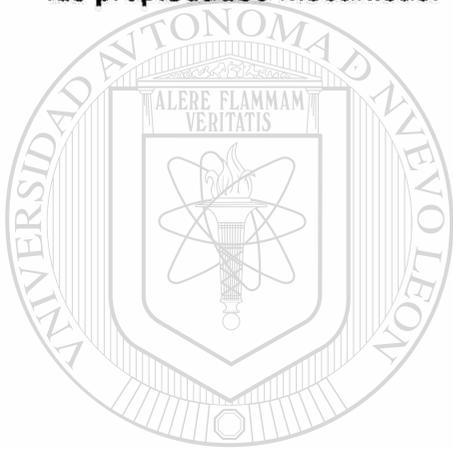
Existen diferentes métodos para determinar el exponente de rugosidad en los materiales que presentan autosimilitud o autoafinidad. Algunos de éstos son:

- El Método de ventanas, que considera al perfil con una longitud L ;
- El Método de Espectros que analiza perfiles autoafines, calculándolos en base a un espectro de potencias.
- Otro más es el de Probabilidad de Retorno.

Es importante señalar que existe poco trabajo experimental y en general no se considera el posible efecto que tiene la microestructura del material, así como

tampoco la anisotropía del mismo, tanto en las propiedades mecánicas como en los parámetros de autoafinidad.

Es por esto que en los últimos años, se ha tratado de predecir el comportamiento que guarda el exponente de Hurst con respecto a la microestructura, así como con la longitud de correlación. En este trabajo se demostrará cómo influyen estos factores en los parámetros de autoafinidad y en las propiedades mecánicas.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO 3

TÉCNICAS EXPERIMENTALES Y DE ANÁLISIS

En este capítulo se discutirán las técnicas experimentales más relevantes para el estudio, análisis y caracterización de las grietas y superficies de fractura; para esto se explicarán los principios de operación, resolución, modalidades, ventajas y desventajas, magnificaciones, limitantes y/o requerimientos, así como también su aplicación en la fractografía y fractometría.

3.1 Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

Esta técnica es sumamente importante para el análisis fractométrico de superficies y trayectoria de grietas, su principio de operación se basa en un haz de electrones, que incide con una alta energía dirigida a la muestra que se desea analizar. Para poder observar muestras no conductoras con este microscopio es necesario el recubrimiento de las mismas, con materiales como oro, plata, grafito o cobre.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Una de las ventajas del microscopio electrónico de barrido además de obtener una buena imagen, es que se puede analizar el relieve de su superficie, conocer la composición química, la microestructura y además detectar los principales defectos.

Las modalidades con las que cuenta un MEB para la obtención de imágenes son dos: la técnica de electrones retrodispersados y la técnica de electrones

secundarios que ayudan a obtener la topografía. En cuanto a la composición química de los materiales se tiene el espectrómetro que realiza un análisis semi-cuantitativo de los elementos.

Una de las características importantes de estas técnicas es que el haz de electrones emitido de la fuente debe de ser paralelo, el origen debe de ser coherente, además que la frecuencia, energía y longitud de onda de los electrones deben de ser constantes.

Ahora bien, entre más pequeño sea el filamento, el haz de electrones será más paralelo; en cambio entre mayor sea el diámetro del filamento, el haz de electrones emitidos será cada vez menos paralelo, por lo tanto habrá mayor dispersión y menor coherencia.

Los filamentos pueden estar fabricados de Hexaboruro de Lantano (LaB_6) ó de Tungsteno, los primeros tienen una mayor duración, teniendo una resolución de 3.5 nm, sólo que son demasiado costosos; en cambio los de Tungsteno son más económicos, teniendo una resolución de 4.5 nm pero con una período de vida menor.

La imagen que se observa en los monitores (figura 3.1) es digitalizada, con una dimensión de 1024 x 768 pixeles, ésta se forma gracias a la transformación que hace el tubo de rayos catódicos que se proyecta en pantalla por el mapeo de la

intensidad de la señal detectada como función de la posición del haz incidente de electrones.

La máxima resolución alcanzada por el MEB utilizando un detector de electrones secundarios es de 3.5 nanómetros. Ahora bien utilizando electrones retrodispersados se alcanza una resolución de 4 nanómetros. El orden de magnificación obtenida de una imagen, va desde 50x hasta 300,000x.



Figura 3.1 Microscopio Electrónico de Barrido LEICA S440

Existen tres lentes del tipo electromagnético y 2 condensadores, las lentes en la mayoría de los casos no tienen una simetría cilíndrica perfecta, provocando una distorsión del haz enfocado. Para evitar este tipo de problema se coloca un astigmatizador que se presenta en forma de una bobina cilíndrica, el cual es controlado con el mouse de la computadora conectada al MEB.

Hay dos parámetros importantes que se utilizan para obtener un buen análisis en un MEB; éstos son: la distancia de trabajo (Work Distance), de 1 a 120 mm y la profundidad de campo (Depth of Field). Si se tiene una buena profundidad de campo se pueden obtener excelentes imágenes topográficas; ahora bien en cuanto a la distancia de trabajo se recomienda de 1 a 25 mm entre la superficie de la muestra y el último lente del MEB. En la presente investigación se utilizó una distancia de trabajo de 25 mm para la obtención de las imágenes. Un esquema general de los componentes del MEB se observan en la figura 3.2.

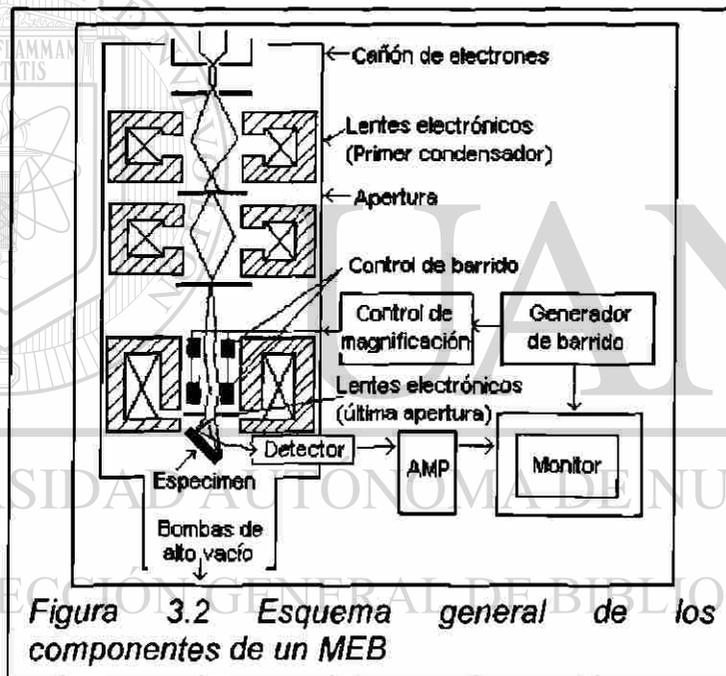


Figura 3.2 Esquema general de los componentes de un MEB

La cámara de vacío (figura 3.3) tiene las siguientes dimensiones 270 mm de ancho por 270 mm de altura por 250 mm de profundidad, la muestra que se coloca dentro de la cámara, se maneja en base a coordenadas cartesianas, para el eje "x" se puede recorrer 100 mm, para el eje "y" 100 mm y para el eje "z" 70 mm en total. También es posible rotar la muestra 360 grados de forma

continúa. La muestra debe tener como máximo un diámetro de 32 mm y el peso no debe exceder los 2 kg.

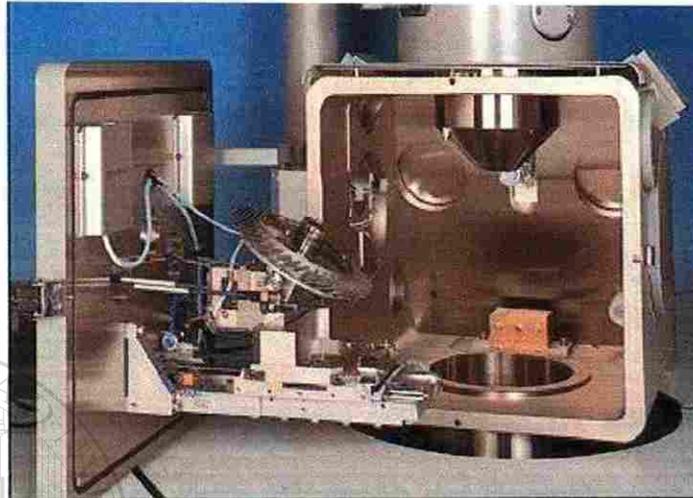


Figura 3.3 Cámara de Vacío del MEB LEICA S440

Las condiciones ideales para una excelente observación en un MEB son:

1° La fuente debe de ser lo más pequeño posible, la superficie debe de ser esférica y el haz de electrones coherente por lo que no habrá difracción;

además la fuente de energía debe de ser constante. (figura 3.4)

2° El haz de electrones debe de ser lo más paralelo posible, tiene que estar al vacío (menos de 10^{-5} Torr).

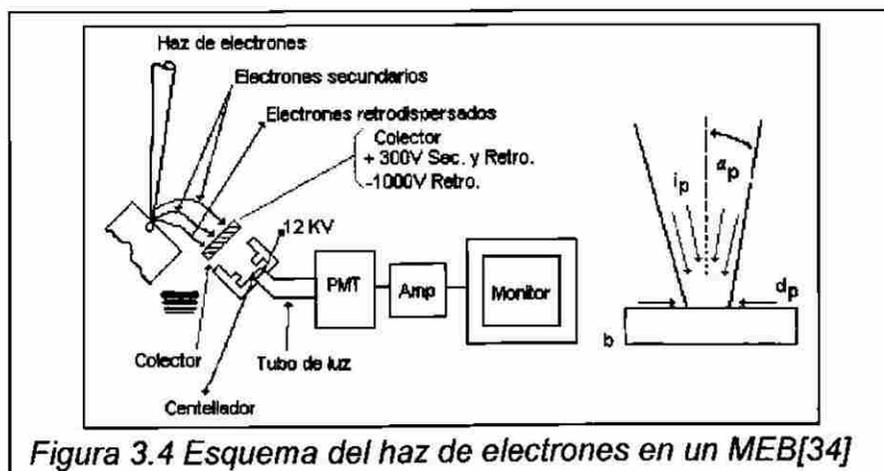


Figura 3.4 Esquema del haz de electrones en un MEB[34]

3°El lente debe de ser monocromático (frecuencia, energía y longitud de onda constantes) como esto no es posible se utiliza un lente cuya función será la de condensar. Tiene las aberraciones cromáticas, de difracción, entre otras, por lo que hay que tratar que éstas sean lo más bajas posibles; en el caso de la aberración cromática, hay que mantener constante el voltaje de aceleración.

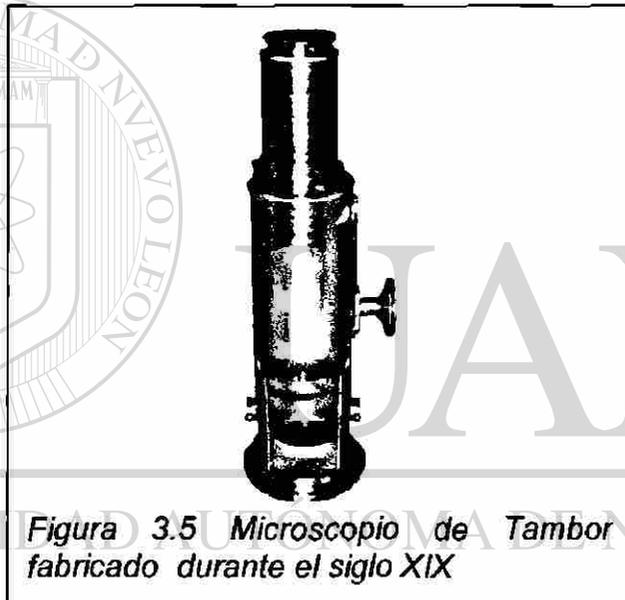
4°Hay que disminuir la relación esférica de la superficie; ya que tiene que ser lo más esférico posible y para ello se mantiene la corriente constante.

El plano focal del lente objetivo es el que crea la imagen; además el diámetro del haz ($50 \mu\text{m}$ a 1000x) se debe al tamaño del filamento más la dispersión cromática debido a las aberraciones de los lentes. El plano focal del lente es aquel donde convergen todos los haces de electrones por medio del lente objetivo.

3.2 Microscopia Óptica

La microscopía óptica se remonta a 1,600 d.C. Es una herramienta fundamental para caracterizar la morfología de las microestructuras de los diversos materiales estudiados en la ciencia, ingeniería y medicina. En el área de la metalurgia, se pueden observar distintas metalografías que se pueden fotografiar utilizando los distintos contrastes con los que cuenta el microscopio óptico, gracias a los cuales se diferencian claramente las distintas fases.

En la figura 3.5 se presenta un microscopio de tambor fabricado durante el siglo XIX, fue construido exactamente cuando se estaban desarrollando los microscopios que se componían de más de 1 lente, los cuales comenzaron desde el siglo XVII, con el científico Jansen que creó un microscopio con 2 lentes, el cual aún es utilizado. Pero no podemos dejar de mencionar el trabajo que realizó Antony Van Leewenhoek (siglo XVII), el cual con sus estudios de microbiología le dio una aplicación al microscopio de 1 lente.



El microscopio de Leewenhoek es muy sencillo en su diseño y uso. Este instrumento contiene lentes sencillos montados en una placa metálica con tornillos móviles, lo que permite mover la muestra a analizar de un lugar a otro, además de darle el enfoque que requiere. Este tipo de lentes permite obtener una magnificación desde 70 a 270 veces.

Los lentes funcionan por el principio de refracción y están diseñados de tal forma que los rayos de luz que penetran cerca del centro de los lentes, sean refractados. Un rayo de luz paralelo pasa a través de lentes convexos que enfocan la luz a un lugar específico. La distancia del centro de los lentes al lugar donde va a ser refractada la luz, se le conoce como distancia focal (figura 3.6), la curvatura máxima de los lentes convexos, reduce la distancia focal. Una menor distancia focal nos produce una mayor magnificación en la imagen. Esto es, a mayor curvatura en la superficie de los lentes, se tendrá una menor longitud o distancia focal y una mayor magnificación de la imagen; a estos lentes se les denomina, lentes fuertes.

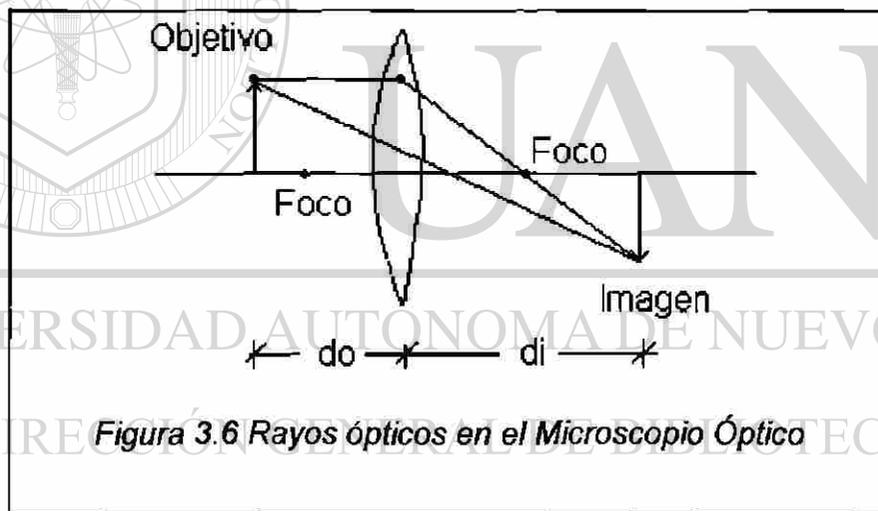


Figura 3.6 Rayos ópticos en el Microscopio Óptico

Esta herramienta ayuda a descubrir la anisotropía del material. Se hará énfasis en el microscopio óptico de reflexión, el cual se utilizó en la presente investigación.

Los fenómenos de difracción dependen del contraste, por lo que entre menor difracción negativa se tenga, habrá uno mejor. Se puede decir que la imagen obtenida es la suma de las ondas electromagnéticas.

Existe una ecuación que relaciona las distancias focales entre el objetivo y la imagen obtenida, ésta es la siguiente:

$$1/d_o + 1/d_i = 1/f \quad , \text{ donde } f: \text{ es la longitud focal del lente}$$

La magnificación, se puede definir como la razón del ángulo subtendido por la imagen hasta el ojo, hasta el ángulo que el objeto sostiene visto a 25 cm (entre el ojo y el lente).

La resolución de la imagen depende del fenómeno de la difracción. Entre mayor difracción negativa, habrá menor resolución. Por ejemplo en un medio húmedo hay mayor difracción de luz en los anteojos, por lo tanto hay menor resolución. También cabe resaltar, que entre mayor sea la apertura del lente, se podrá observar más.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Quando se realiza una metalografía, es necesario pulir la muestra hasta dejarla con un acabado espejo, esto para evitar al máximo las aperturas (huecos en la muestra), evitando así la distorsión de la imagen. Cuando se tienen dos puntos muy cercanos uno del otro en una muestra, las distorsiones de la luz se superponen y no se pueden distinguir. Entonces si se disminuye la distancia focal, se aumentará la resolución. Para explicar esto existe una ecuación que denota este fenómeno:

$$S = \lambda / 2n \text{ sen } (\theta) ,$$

donde: λ representa a la longitud de onda (luz, rayos X, electrones)

n : índice de refracción de la media entre la muestra y el lente objetivo.

l : Mitad del ángulo subtendido por el lente objetivo.

Cuando λ sea lo más pequeño posible se tendrá una mejor resolución.

Si se coloca en el microscopio óptico (figura 3.7) una gota de aceite, entre el lente objetivo y la superficie de la muestra, se tendrá mayor índice de refracción. Una lente intercepta sólo una porción de la luz emitida desde el objetivo, lo cual hace perder parte de la imagen por lo tanto también información importante.



Figura 3.7 Microscopio Óptico Nikon Epiphot-TME con platina motorizada conectado al analizador de imágenes Leica modelo Quantimet Q250+

Una lente objetivo de mayor apertura numérica capta más luz y otorga una mejor resolución. La manipulación de las imágenes se puede hacer con la ayuda de la luz. Se habla de difracción máxima cuando se tiene un campo

brillante y difracción mínima cuando se tiene un campo oscuro. Si la luz es desviada de acuerdo a ciertas fases, entonces se tendrán imágenes de contraste de fase. El color negro absorbe toda la luz y el blanco refleja toda la luz.

El contraste en la imagen surge gracias a las diferencias en la composición, fases o la topografía de la superficie; es por eso que se atacan las muestras con reactivos químicos, después de darles un acabado espejo.

Las características que una imagen debe de tener son: la nitidez, brillantez y el contraste.

La brillantez tiene que ver con que el objeto refleje la mayor cantidad de luz que se le envía. Existen por tanto, diferentes grados de absorción, de los cuales

depende el color y de la longitud de onda (λ). También hay un concepto conocido como polarización, el cual tiene que ver con el cambio del plano de polarización de la luz incidente. Hay otro concepto importante conocido como la fluorescencia, que es cuando la luz que incide es absorbida y parcialmente remitida a diferentes longitudes de onda (λ). Cabe mencionar que no todos los materiales poseen fluorescencia, el primer material que se descubrió con este fenómeno fue el fluor (Fl).

Se pueden usar varios dos campos (figura 3.8), uno es el brillante y el otro es el obscuro.

En un campo brillante (figura 3.8a): Toda el área es brillante; el contraste surge por diferentes grados de brillantez o diferentes puntos de la muestra.

Por otro lado en un campo obscuro (figura 3.8b): Toda el área es oscura; la luz es proyectada afuera del área observada, excepto en aquellas áreas donde la luz es dispersada del patrón óptico normal por la interacción con la muestra.



Existe también lo que se conoce como contraste por ataque químico; el cual

produce diferencias en la superficie, que refleja éstas debido a la composición, fases o la estructura perfecta (a nivel atómico, dislocaciones, estructuras).

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

3.3 Estereoscopia

La estereoscopia es una herramienta cuya principal ventaja de abarcar es que se puede abarcar una mayor longitud de escala a diferencia de la microscopia óptica, esto ayudará a obtener inclusive la totalidad de las trayectorias de los perfiles de grieta que se quieran analizar (figura 3.9).

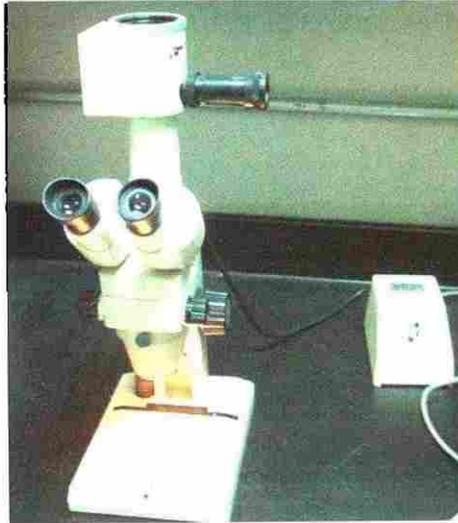


Figura 3.9 Estereoscopio con magnificaciones desde 1x hasta 63x

3.4 Análisis de Imágenes

El análisis de imágenes es la cuantificación y clasificación de imágenes y de objetos de interés. El procesamiento de imágenes es muy importante para lograr un buen análisis; las etapas para llegar a esto son: capturar la imagen, segmentación, detección del objetivo, medición y por último el análisis [35,36].

La captura de imágenes cubre la conversión de la imagen a una señal electrónica para el proceso de digitalización y almacenamiento de información. La imagen es capturada en dos dimensiones con la ayuda de luz visible, rayos "x", ultravioleta, infrarojos o cualquier otro tipo de radiación.

La imagen capturada se procesa y se divide en mallas cuadriculadas o rectangulares, mejor conocidas como píxeles, en un arreglo que va desde los

512 x 480 píxeles. Ahora bien, existen las tonalidades que van desde los 64 hasta los 256 niveles de gris.

La segmentación consiste en separar las regiones de interés para el análisis que se quiera realizar. El resultado de la segmentación es una imagen binaria, en donde cada píxel puede tener uno o dos estados, considerando el punto de interés o el propósito para el cual se requiera el análisis. La detección del objetivo incluye la proporción del número de píxeles con el cual cuenta la región de la imagen que se quiera analizar.

La medición abarca el análisis cuantitativo de la imagen. En esta etapa se definen muy bien las fronteras del objetivo. Por último el análisis, el cual una vez terminadas todas las mediciones pertinentes, se podrá entonces analizar los resultados para tomar una decisión ó clasificación acerca de la imagen.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

3.5 Microscopía de Fuerza Atómica (MFA)

Esta herramienta es muy importante para el estudio y análisis de superficies de fractura, ya que se pueden cuantificar las alturas de los perfiles y armar una imagen superficial tridimensional de lo que se esté analizando.

A través del tiempo se han sugerido varios métodos para estudiar las superficies de los materiales. Éstos han sido: la microscopía óptica, la perfilometría desarrollada por Baker y Wright y por último la microscopía electrónica de barrido (MEB). En algunos de los métodos no es posible medir la

topografía real; por lo que deben utilizarse otras técnicas más avanzadas de análisis superficial.

La microscopía de fuerza atómica es una técnica para la caracterización de superficies creada en 1986 por G. Binnig, C. Quate y Ch. Gerber. Esta se fundamenta en la construcción de imágenes digitalizadas mediante la medición de las fuerzas repulsivas y atractivas que ocurren entre los átomos de una punta y los de la superficie de la muestra. La punta se encuentra localizada al final de un cantilever flexible (figura 3.10), de tal manera que al efectuar un barrido sobre la muestra, responde a los picos o valles ocasionando que el cantilever se flexione. Dichas flexiones se monitorean haciendo incidir una haz de láser justo en la parte superior de la punta, donde el haz es reflejado y se alinea hacia un fotodetector sensitivo de posición. Por otra parte la muestra se coloca sobre un escaner responsable de los desplazamientos que se suscitan

debajo de la punta durante el barrido; al flexionarse el cantilever debido a la topografía de la muestra que esta siendo rastreada, la posición del punto del haz reflejado en el fotodetector indica cuanto se flexiona el cantilever. El scanner mueve la muestra hacia arriba o hacia abajo con el fin de mantener la flexión constante. Este movimiento del escaner coincide con la topografía de la superficie, la señal obtenida se digitaliza con el propósito de construir imágenes de la superficie [37,38].

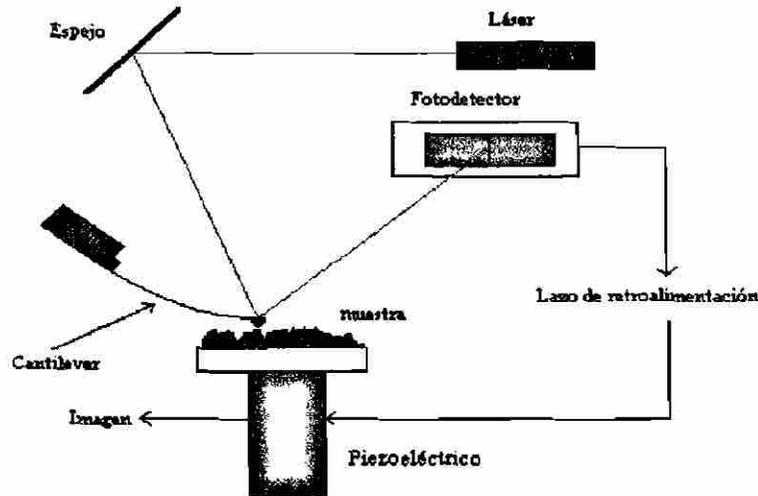


Figura 3.10 Funcionamiento de un Microscopio de Fuerza Atómica [37,38]

El microscopio de Fuerza Atómica (MFA) (figura 3.11) es un instrumento de reciente creación, el cual nos da una idea clara de la superficie de los materiales por analizar. Tiene semejanzas con el funcionamiento de los perfilómetros; sin embargo la resolución obtenida por el MFA es a niveles

nanométricos y en tres dimensiones, revelando a detalle las características de las superficies analizadas.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Las modalidades que el MFA nos ofrece son: el modo de contacto (contact mode), fuerza lateral (lateral force), fuerza magnética (magnetic force), fuerza modulada (modulated force) y por último el de contacto intermitente (intermittent contact).

Al modo de contacto también se le conoce como modo repulsivo. La aguja está colocada sobre un cantilever, él cual hace un suave contacto físico con la

muestra analizada. El escaner se puede mover hasta $10\ \mu\text{m}$ en direcciones “x” o “y” haciendo que la aguja haga un barrido sobre la superficie.

Las fuerzas de contacto causan que el cantilever se doble acomodándose de acuerdo a los cambios topográficos.



Figura 3.11 Microscopio de Fuerza Atómica

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO 4 EXPERIMENTACIÓN

4.1 Introducción

Para la realización de la presente investigación, se inició con la selección del material apropiado para la comprobación de la hipótesis, la cual afirma que las trayectorias de propagación de grietas en condiciones bidimensionales en materiales heterogéneos con microestructura anisotrópica siguen un comportamiento autoafín; para esto se estudiaron diversos tipos de materiales heterogéneos existentes, analizando sus ventajas y desventajas, optando entonces por las láminas delgadas de aluminio.

Se procedió entonces con la caracterización microestructural para observar la relación que tiene la anisotropía del material tanto en la dirección de laminación como en el sentido perpendicular a la dirección de laminación con los parámetros de autoafinidad, los cuales son el exponente de Hurst y la longitud de correlación.

Luego se buscó la forma de aprovechar las metodologías desarrolladas y resultados obtenidos por otros investigadores, tales como Daguiet [29], Bouchaud [21], Hinojosa [32,33], Aldaco [20], Reyes Melo [17], Balankin [31], entre otros, para entonces elaborar un desarrollo experimental lo suficientemente completo para comprobar la hipótesis. Es por esto que se emplearon aplicaciones básicas para la digitalización de imágenes y herramientas más complejas para extraer imágenes binarias a partir de

imágenes grises; así como también métodos con tecnología de punta para el análisis de los datos numéricos puntuales extraídos de las imágenes con las trayectorias de los perfiles de grieta generados por los ensayos de tensión modo I, tanto en la dirección de laminación como en la dirección perpendicular a la de laminación. Con estos métodos matemáticos se obtuvieron los parámetros de autoafinidad más relevantes; tales como el exponente de rugosidad o también llamado de Hurst y la longitud de correlación, para entonces poder comparar así, los resultados obtenidos con los modelos y resultados desarrollados y publicados por los investigadores antes citados.

4.2 Material

Como se mencionó en la introducción el material seleccionado deberá cumplir con todas las condiciones físicas y mecánicas para comprobar la hipótesis. Por esta razón se optó por las hojas delgadas de aluminio con espesor de 50 μm ,

este espesor implica condiciones de alta deformación mecánica, lo cual favorece el análisis presentado en esta investigación, tanto de la trayectoria de propagación de grietas generadas en medio bidimensional como la relación que tiene la microestructura anisotrópica con los parámetros de autoafinidad.

El material utilizado es la aleación de aluminio 1145. La composición química nominal de esta aleación se muestra en la tabla VI.

Tabla VI Composición química nominal de la aleación de aluminio 1145

Elemento	% en peso
Si	0.080
Fe	0.360
Ti	0.020
Al	Balance

4.2.1 Caracterización Metalográfica

La caracterización microestructural de las muestras seleccionadas se realizó a muestras tanto en el sentido de la dirección de laminación o longitudinal (figura 4.1), como en el sentido perpendicular a la dirección de laminación o frontal.

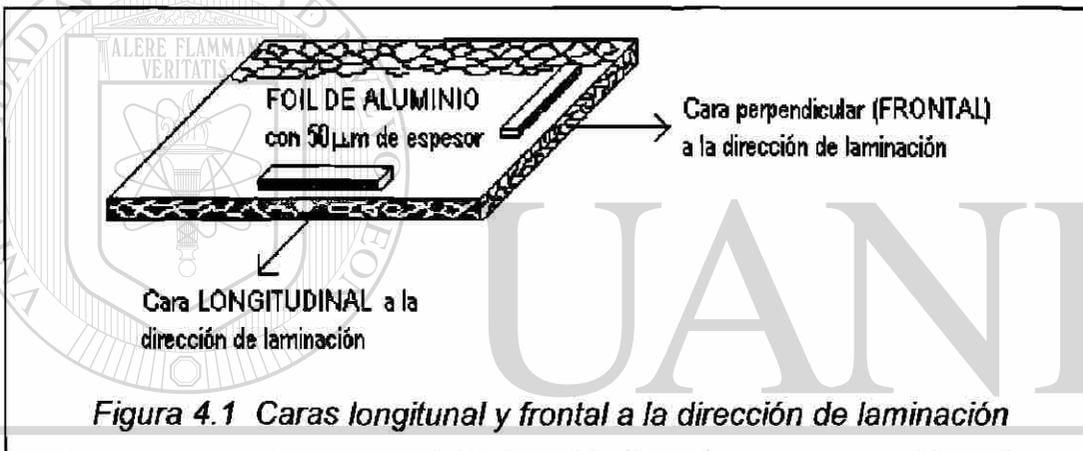


Figura 4.1 Caras longitudinal y frontal a la dirección de laminación

A las muestras seleccionadas se le realizaron los cortes necesarios para una buena caracterización, por lo que se procedió entonces al montaje en baquelita, colocando un total de 5 cortes en cada una de las pastillas de baquelita (figura 4.2).

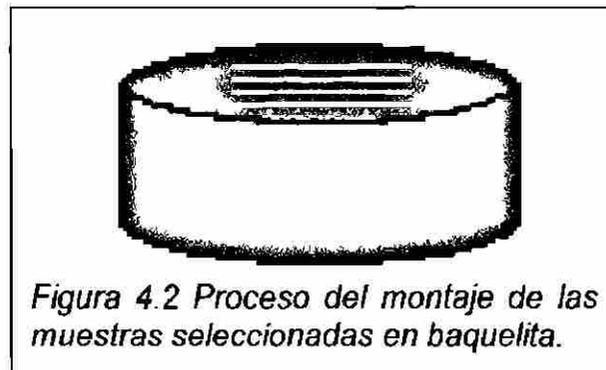
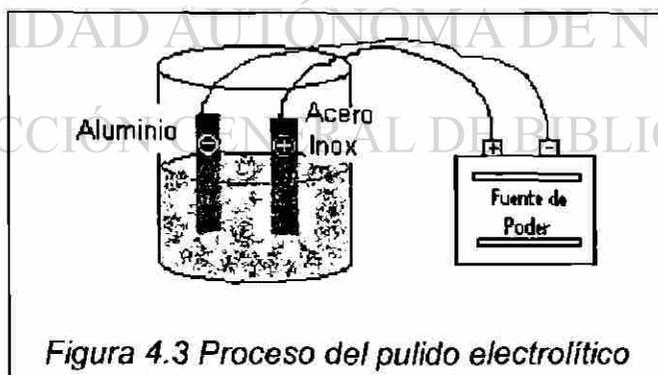


Figura 4.2 Proceso del montaje de las muestras seleccionadas en baquelita.

Más tarde se procedió al desbastado con lijas de granulación 1200, 2400 y 4800, se continuó entonces con el pulido, en el cual se utilizó paño extremadamente fino, junto con polvo de diamante de $0.25 \mu\text{m}$, debido a la delicada superficie de las muestras de aluminio.

Por otro lado es importante resaltar que también se recurrió al pulido electrolítico (figura 4.3), esto se hizo debido a que con este tipo de pulido se obtiene un mejor acabado en la superficie de la muestra. La solución utilizada para este proceso está compuesta por 25 ml de ácido nítrico (HNO_3) y 75 ml de metanol, utilizando como cátodo una laminilla de acero inoxidable y como ánodo las muestras de lámina delgada de aluminio. La densidad de corriente utilizada fue de 3 A/dm^2 . El tiempo de inmersión fue de 20 segundos, después las muestra se sumergieron en agua tibia y alcohol siendo secadas posteriormente con aire forzado.



Una vez pulidas las muestras, se procedió al ataque químico utilizando para esto el reactivo Keller modificado compuesto básicamente por 2 ml de HF (ácido fluorhídrico) al 48% , 3 ml de HCL (ácido clorhídrico), 20 ml de HNO_3

(ácido nítrico) y 175 ml de H₂O (agua destilada). Las muestras fueron sumergidas dentro del reactivo en distintos periodos, 30, 45, 60, 90 y 120 segundos. Se encontró que a los 60 segundos era el tiempo justo para revelar de forma nítida la microestructura del material.

Después de completar los pulidos tanto con paño como electrolítico, se procedió a la observación y registro de la microestructura tanto en el sentido longitudinal como en el sentido frontal a la dirección de laminación; para esto se emplearon dos técnicas de microscopía, las cuales son la microscopía óptica y la microscopía electrónica de barrido (MEB). La obtención de la microestructura es muy importante para revelar la anisotropía que tiene el material, para entonces poder relacionarla con los parámetros de autoafinidad ya mencionados. Se realizaron mediciones mediante el analizador de imágenes para determinar las longitudes características que describen la microestructura, se empleó el parámetro de longitud o diámetro de Feret [36].

Las características de los equipos empleados son las siguientes: en cuanto al microscopio óptico, es de marca NIKON, modelo Epiaphot-TME con platina invertida motorizada, equipada con 4 lentes objetivos que permiten alcanzar magnificaciones de 50, 100, 200 y 400x. Este equipo a su vez se encuentra conectado a un equipo analizador de imágenes marca LEICA modelo Quantimet Q250+, el cual obtiene la imagen del microscopio por medio de una cámara de video tipo CCD (charged coupled device) digitalizando las imágenes

al tamaño de 512 x 480 píxeles y 256 niveles de grises. Este equipo permite la realización de mediciones que se pueden reproducir a +/- 1 pixel [36].

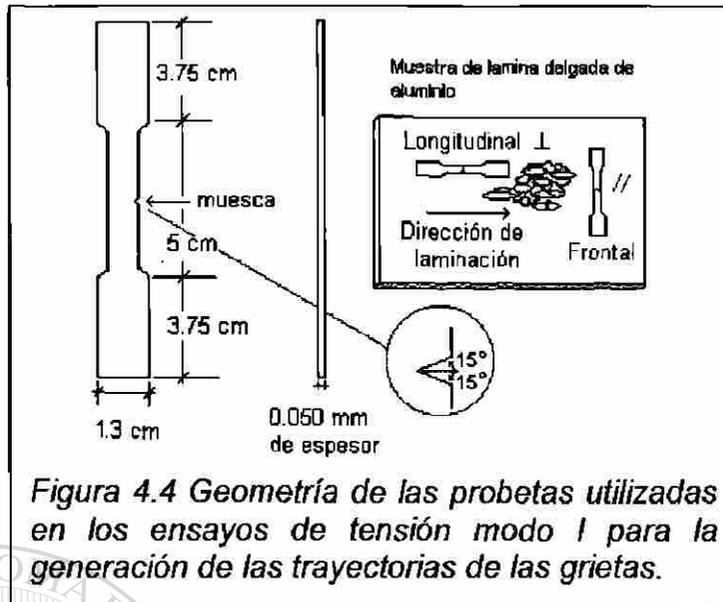
En cuanto al microscopio electrónico de barrido (MEB) es de marca LEICA, modelo LEO S440 con filamento de tungsteno, en el cual se trabajó a magnificaciones desde 50x hasta 12,800x. Las características de las imágenes obtenidas fueron de un nivel de grises de 256, con imágenes al tamaño de 1024 x 480 píxeles, con un voltaje de operación de 25 KeV y una distancia de trabajo de 25 milímetros, mediante las técnicas de electrones secundarios y retrodispersados.

4.3 Generación de las Trayectorias de las Grietas

Para la generación de las trayectorias autoafines de las grietas se procede primero a la obtención de las muestras adecuadas para los ensayos de tensión,

en modo I. Para este hecho se cortan muestras tanto en el sentido longitudinal a la dirección de laminación como en el sentido frontal a la dirección de laminación. La geometría de las muestras se observa en la figura 4.4 que sigue la norma ASTM E-8 [2,39].

Las probetas utilizadas fueron ensayadas en una máquina universal marca INSTRON modelo 4204 (figura 4.5), con una celda de carga de 0 a 500 kilogramos, a una velocidad de prueba de 50 mm/min, siguiendo los procedimientos que marca la norma ASTM E-8.



Es importante resaltar que se utilizaron mordazas especiales para sujetar láminas delgadas metálicas, con el objetivo de que las probetas no se deslicen al momento de comenzar la prueba.



La tabla VII muestra la nomenclatura utilizada para identificar la dirección que sigue la grieta con respecto a la dirección de laminación (figuras 4.4 y 4.6).

En las probetas cuyo eje es paralelo a la dirección de laminación, las trayectorias de las grietas siguen una orientación perpendicular a la dirección de laminación, equivalentemente, las trayectorias de propagación son perpendiculares a la dirección preferencial de la microestructura anisotrópica. Ahora bien, en las probetas cuyo eje es perpendicular a la dirección de laminación, las trayectorias de las grietas siguen una orientación paralela a la dirección de laminación, equivalentemente, las trayectorias de propagación son paralelas a la dirección preferencial de la microestructura anisotrópica.

Tabla VII Direcciones en las cuales se propagaron las grietas en las muestras cortadas tanto en el sentido longitudinal (paralelo) y perpendicular (frontal) a la dirección de laminación

Eje en el cual se cortó la muestra	Dirección de propagación de la grieta
Longitudinal o paralelo a la dirección de laminación (//) ❶	Perpendicular o frontal a la dirección de laminación (⊥) ❶
Perpendicular o frontal a la dirección de laminación (⊥) ❷	Longitudinal o paralelo a la dirección de laminación (//) ❷

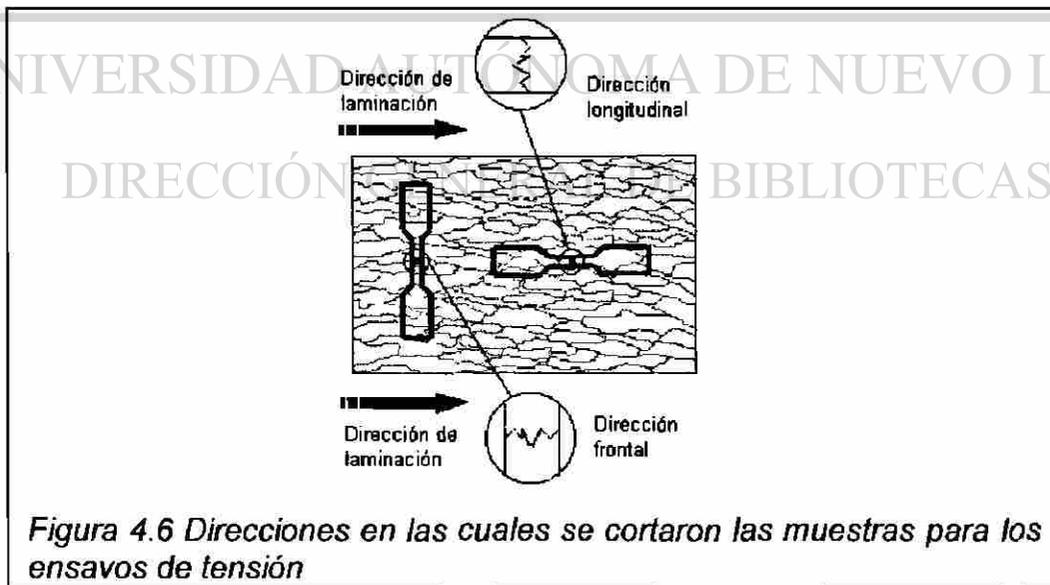
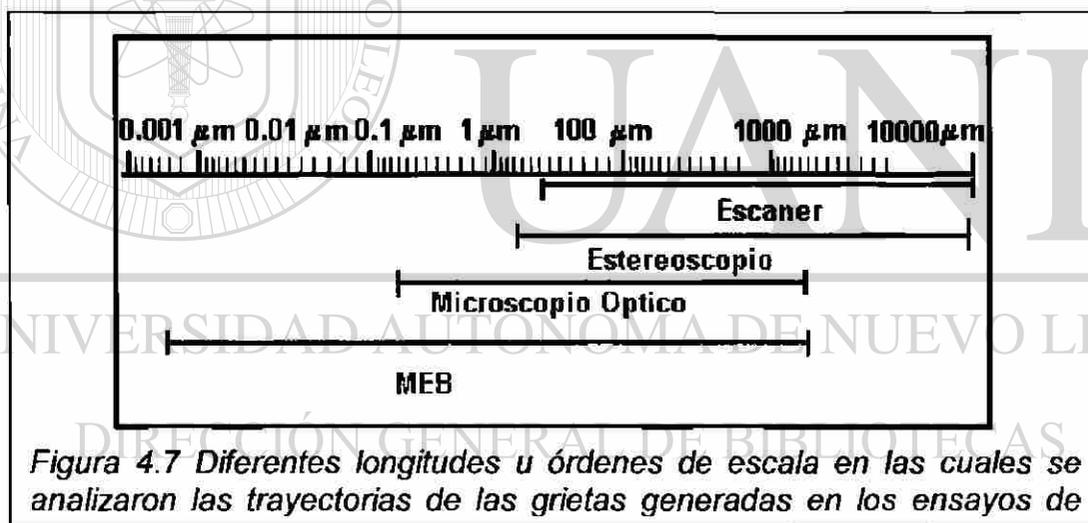


Figura 4.6 Direcciones en las cuales se cortaron las muestras para los ensayos de tensión

4.4 Registro de las Trayectorias de las Grietas

Para el registro de las trayectorias de las grietas se utilizaron las probetas generadas después de los ensayos de tensión modo I, empleando; un digitalizador convencional de documentos "escaner", un estereoscopio, un microscopio óptico y por último un microscopio electrónico de barrido (MEB). Estos instrumentos además de obtener los perfiles de las trayectorias de grieta a diferentes magnificaciones, ayudan a realizar un análisis multiescalar en un amplio intervalo de longitudes de escala, se habla de 6 décadas u órdenes de escala en este proyecto. (figura 4.7). Cabe mencionar que en otros trabajos similares, ya se ha logrado llegar hasta 7 décadas de escala[20].



Con el digitalizador convencional de documentos marca Hewlett Packard modelo HP Scanjet 3200C se obtiene un tamaño de imagen de 512 x 480 pixeles (figura 4.8 a), teniendo la ventaja de cubrir la totalidad de las trayectorias que siguen las grietas en una sola imagen. En la tabla VIII se muestra una comparación entre las longitudes de escala de los diferentes

instrumentos utilizados para la obtención de las trayectorias de grieta. En esta tabla, el término “resolución” indica la distancia entre puntos o píxeles en las imágenes digitalizadas de los perfiles.

Tabla VIII Comparación entre los alcances de magnificación y longitudes de escala entre los distintos instrumentos empleados en esta investigación (Ver Fig. 4.8)

Instrumento	Longitud registrada (μm)		Longitud de la imagen (píxeles)	Resolución ($\mu\text{m}/\text{píxel}$)		Longitud de escala cubierta (μm)
	Máx.	Mín.		“Mín.”	“Máx.”	
Escaner	10000	10000	512	20	20	20 – 10000
Estereoscopio	10000	2000	512	20	4	4 – 10000
Micr. Óptico	1700	230	512	3	0.5	0.5 – 1700
MEB	1700	8	1024	1.7	0.008	0.008 – 1700

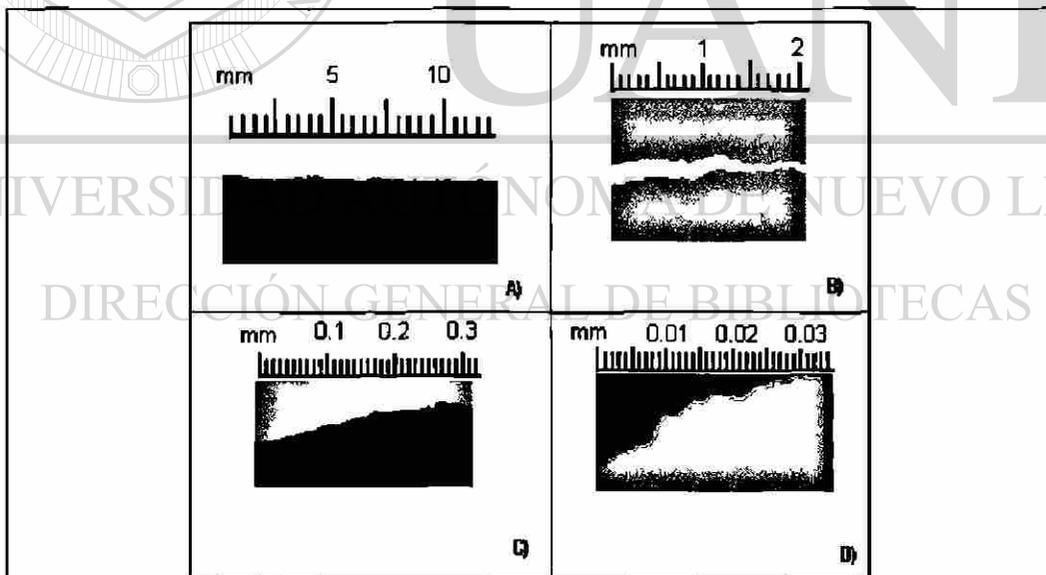
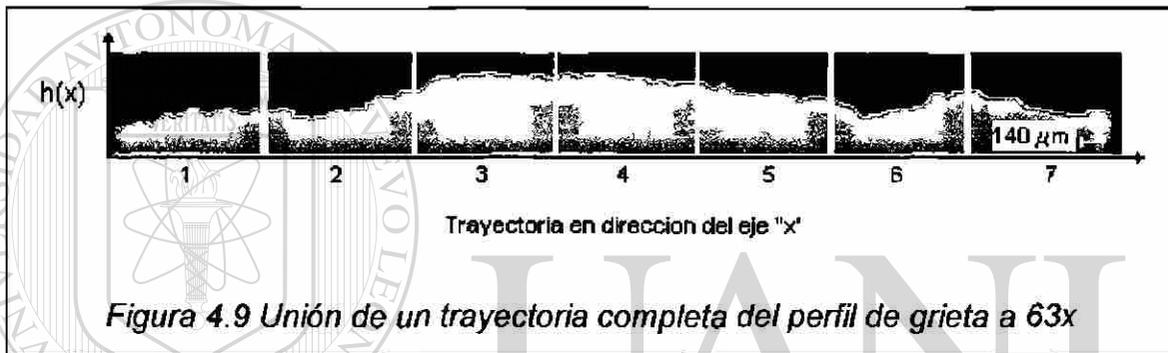


Fig. 4.8 Extracción de trayectorias de perfiles de grieta con diversos instrumentos. a) con escaner, b) con estereoscopio, c) con microscopio óptico, d) con microscopio electrónico de barrido (MEB)

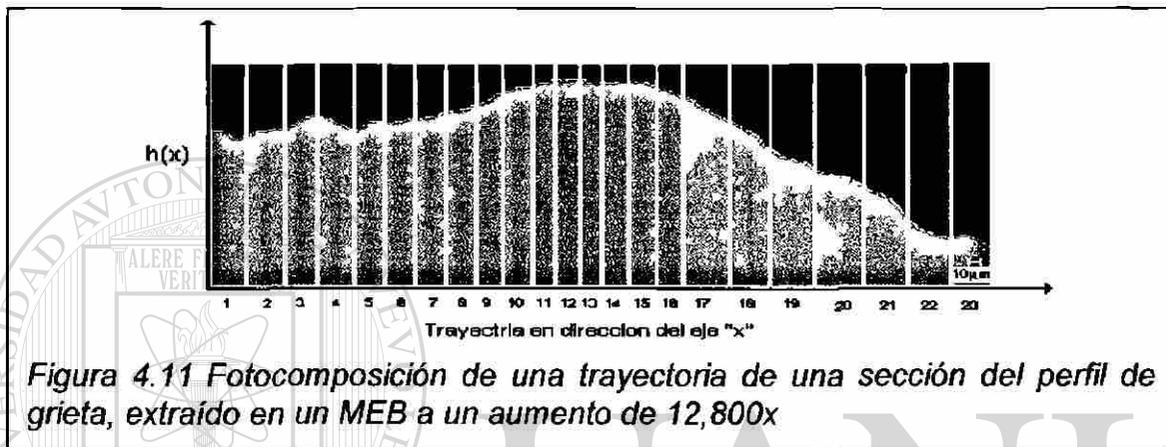
El estereoscopio, marca NIKON-PFX, alcanza a dar una magnificación de 63 aumentos; con este equipo se puede obtener una imagen con tamaño de 512 x 480 pixeles y después el perfil de grieta puede ser analizado a detalle en el analizador de imágenes. La totalidad de la trayectoria del perfil de grieta con un aumento de 63x , se conforma por 7 imágenes (figura 4.9), desde el inicio de la muestra en la coordenada 0 del eje "x" hasta el final de la muestra en el mismo eje que luego serán unidas una tras otra con un ligero traslape.



El microscopio óptico, marca NIKON, modelo Ephiphot, alcanza a dar una magnificación de 400 aumentos, proporcionando información que ayuda al análisis de imágenes de las trayectorias de los perfiles de grietas con métodos gráficos y numéricos (figura 4.10). En este caso se puede conformar una trayectoria con 56 imágenes traslapadas.



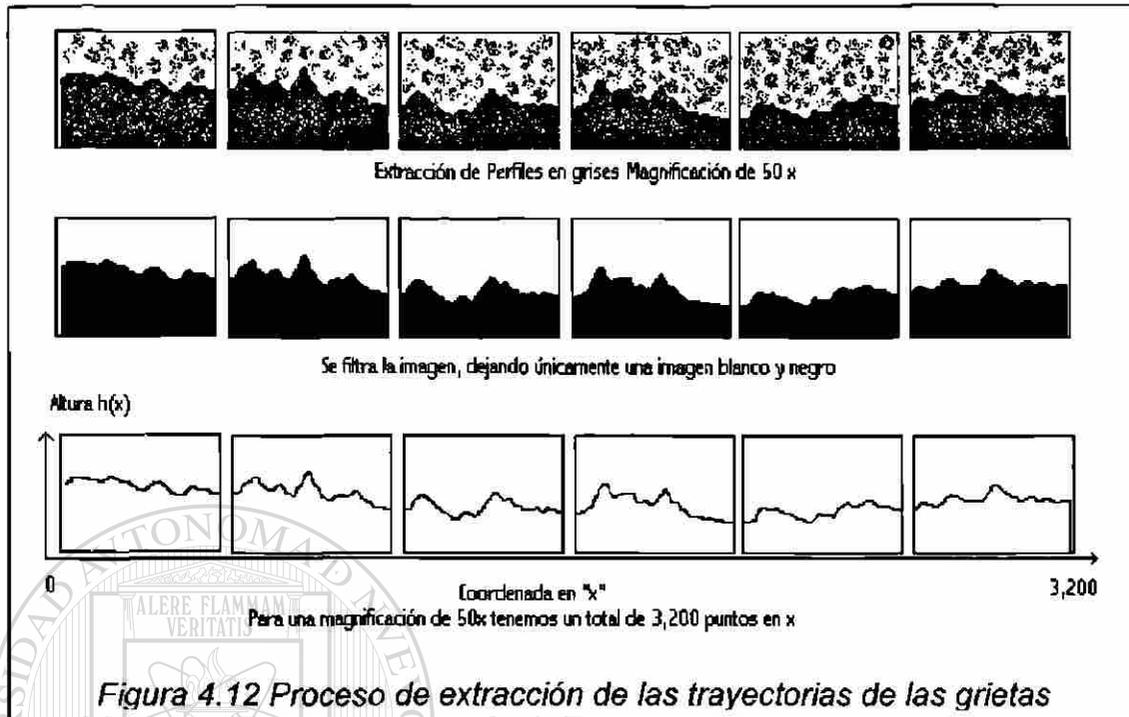
El microscopio electrónico de barrido (MEB) marca LEICA modelo LEO S440, registra imágenes hasta longitudes de escala del orden de micrómetros con magnificación en este caso de 12,800 aumentos, así es que se observa cada detalle del perfil de grieta (figura 4.11) con un tamaño de imagen de 1024 x 480 pixeles.



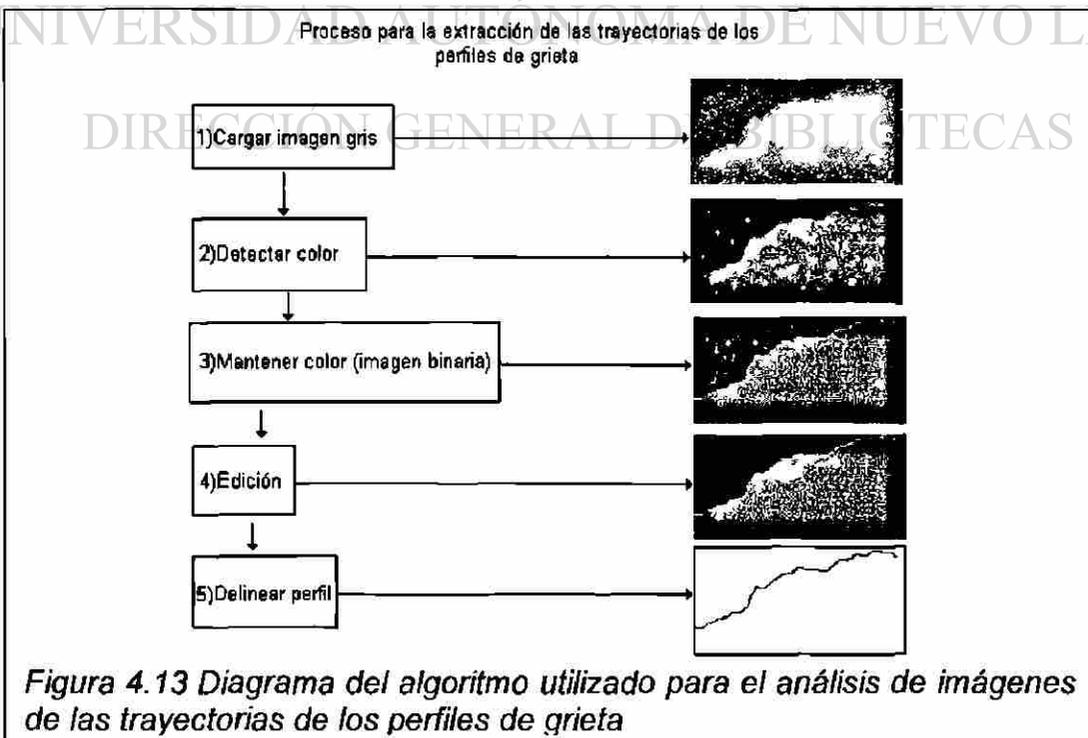
4.5 Extracción de trayectorias de las grietas y análisis de imágenes

Con toda la información generada por las diferentes técnicas de obtención de

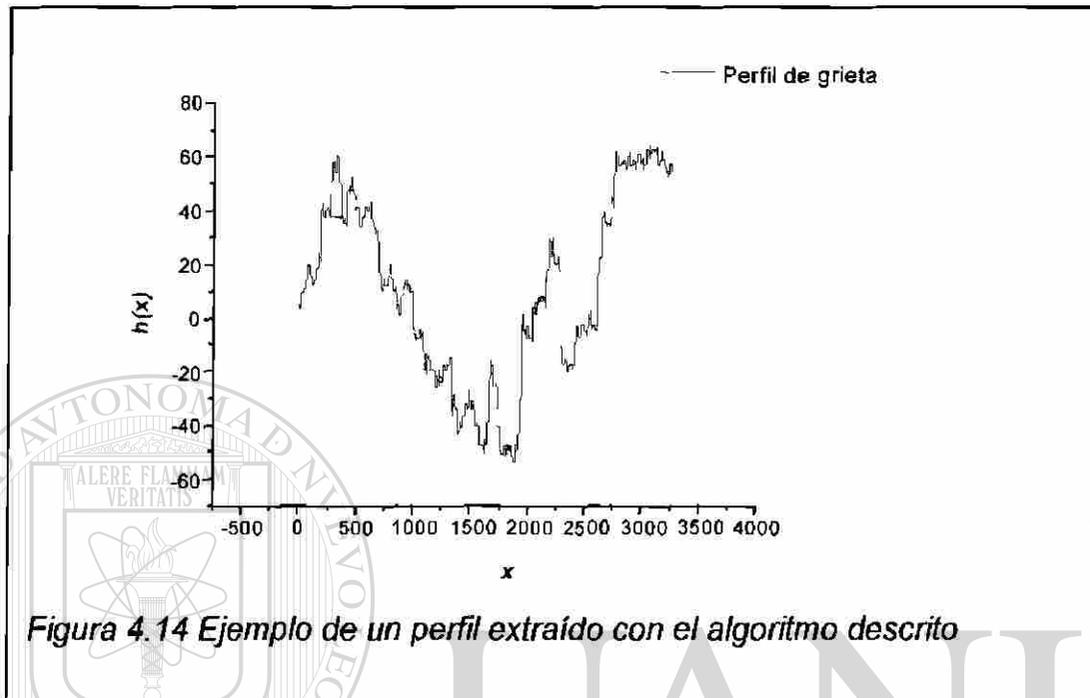
imágenes, se procedió a la extracción de las trayectorias autoafines de las grietas, mediante técnicas y algoritmos de análisis de imágenes, proceso que en las figuras 4.12 y 4.13 se observan claramente. Ahí se procesan las imágenes desde una tonalidad de grises hasta una imagen binaria donde únicamente queda el perfil de la grieta generada en las pruebas de tensión. Esta última imagen se traduce a coordenadas (x,y) para posteriormente introducir estos datos numéricos a programas matemáticos (figura 4.14) que procesarán los resultados de los parámetros de autoafinidad buscados (exponente de rugosidad y longitud de correlación).



En la figura 4.13 se observa la secuencia del esquema algorítmico del análisis de imágenes para la extracción de las trayectorias de los perfiles de grieta procesados durante los ensayos de tensión.



La figura 4.14 muestra un ejemplo de un perfil de trayectoria obtenido mediante el proceso del algoritmo mostrado en la figura 4.13.

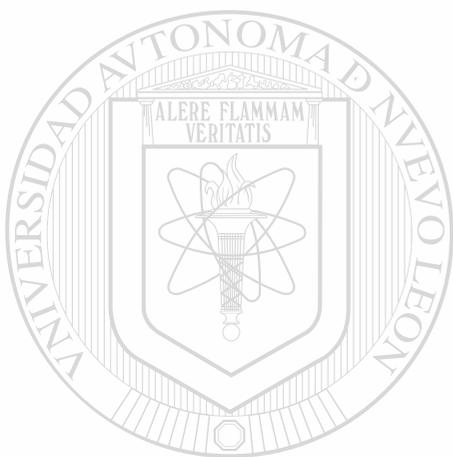


4.6 Análisis de autoafinidad de las trayectorias de grietas

Con los datos de los perfiles de grieta generados en las pruebas de tensión y extraídos con los métodos mencionados en el inciso 4.5 se procede al análisis de autoafinidad utilizando el método de ventanas de ancho variable usando $Z_{\text{máx}}$ con la finalidad de comprobar el carácter autoafín de la propagación de grietas en el caso bidimensional de las muestras de lámina delgada de aluminio analizadas.

Con el método de $Z_{\text{máx}}$ se analizaron los resultados a la luz de los distintos modelos y resultados publicados por distintos investigadores, tales como Daguier [29], Bouchaud [21], Hinojosa [32,33], Aldaco [20], Reyes Melo [17],

Balankin [31], entre otros, logrando así comparar los resultados obtenidos en este trabajo con los resultados obtenidos en las investigaciones antes citadas. Con estos resultados se puede comprobar que la hipótesis formulada en el principio de la investigación es válida para los valores que se presentarán en el siguiente capítulo.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO 5 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Introducción

A continuación se presentan y discuten los resultados obtenidos en esta investigación. Se describe detalladamente la microestructura del material tanto en la cara longitudinal con respecto a la dirección de laminación, como en la cara frontal a la dirección de laminación, describiendo la relación de la anisotropía morfológica que presenta la lámina delgada de aluminio.

Los resultados obtenidos en los ensayos mecánicos de las pruebas de tensión (modo I), que generan las trayectorias de las grietas son analizados; además se observa cómo influye la orientación granular anisotrópica en la resistencia del material tanto en la dirección longitudinal como en la dirección perpendicular a la dirección de laminación.

Las imágenes registradas de las trayectorias de propagación de grietas obtenidas en el digitalizador convencional de documentos, también conocido como escaner son presentadas, así como también en el estereoscopio, el microscopio óptico y por último en el microscopio electrónico de barrido (MEB); donde se observan a diferentes resoluciones y magnificaciones las trayectorias de las grietas analizadas.

Un análisis detallado de los parámetros de autoafinidad (exponente de Hurst y longitud de correlación) asociados a las trayectorias de propagación de las grietas generadas por los ensayos de tensión modo I son presentados.

Por último se discuten los resultados obtenidos y se comparan éstos con los resultados y conclusiones publicadas por otros investigadores que han trabajado en la misma línea de investigación.

5.2 Caracterización microestructural

La caracterización microestructural, mostró que la microestructura manifiesta un comportamiento anisotrópico.

La figura 5.1 muestra que la estructura granular en el caso de la cara longitudinal o paralela a la dirección de laminación presenta granos de forma

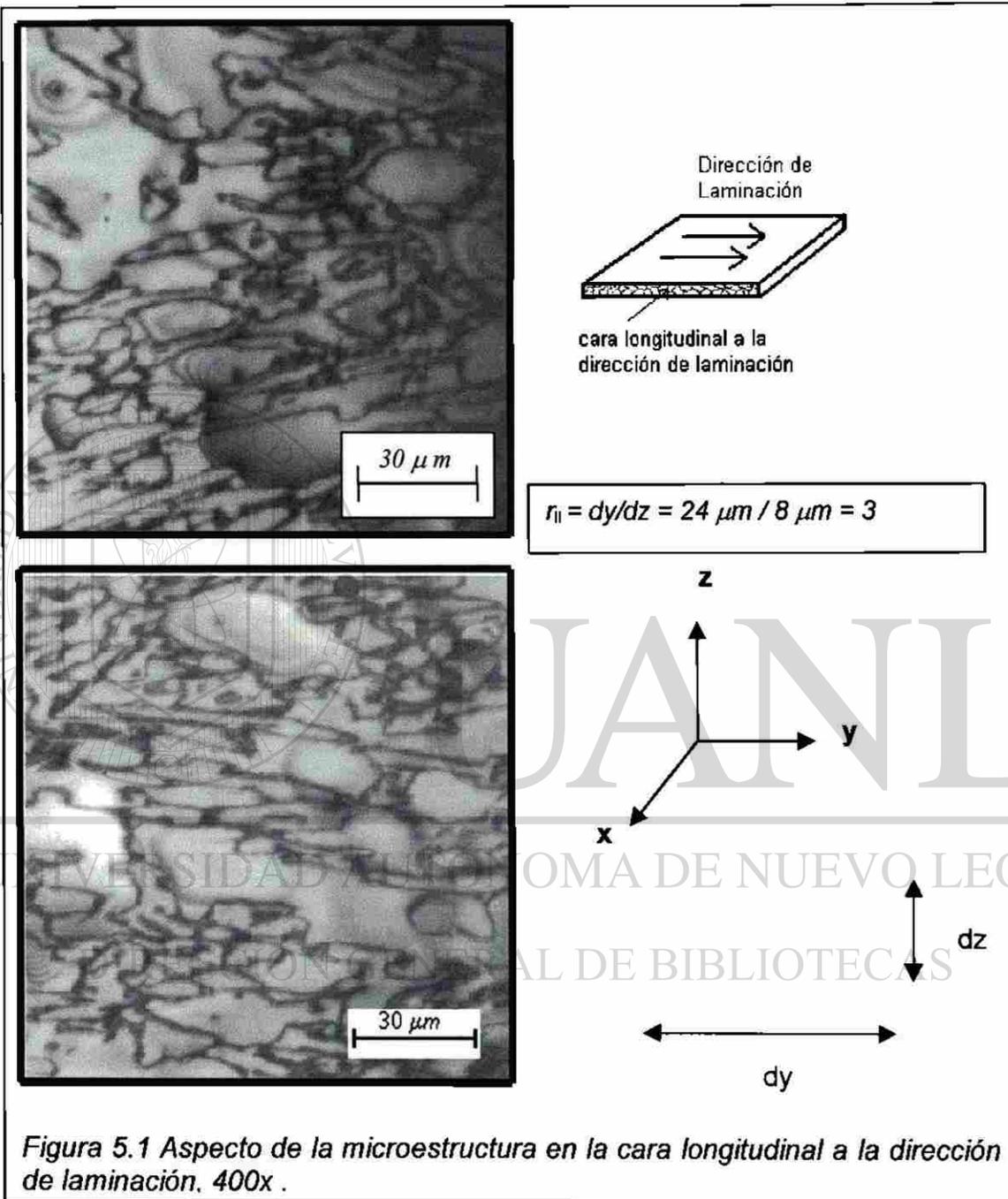
alargada con una dimensión promedio de grano en el eje horizontal (dy) de $24 \mu\text{m}$ y de $8 \mu\text{m}$ en el eje vertical (dz). Esto implica una relación de aspecto

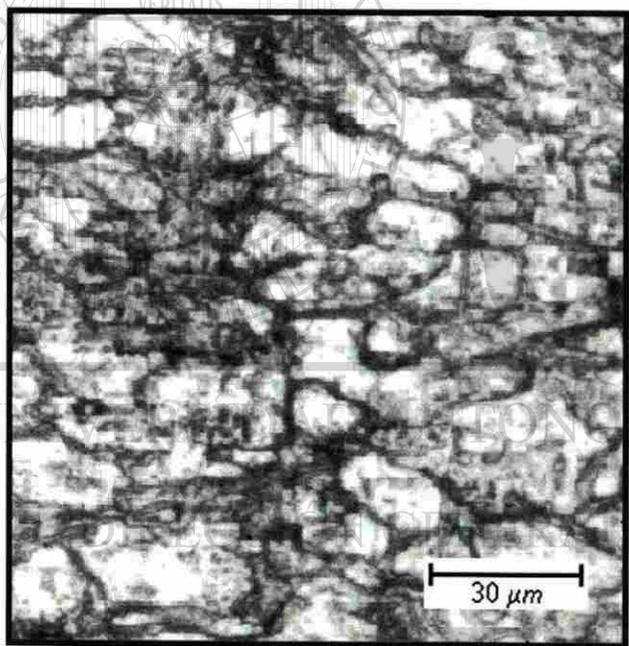
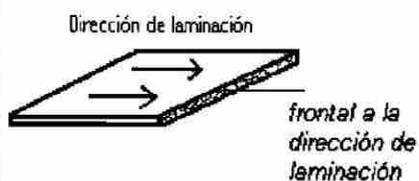
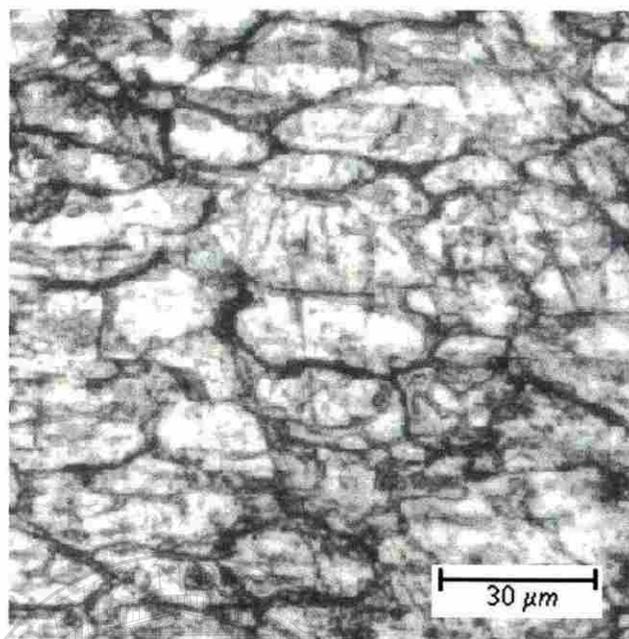
(aspect ratio) (r) de:

$$r_{//} = dy/dz = 24 \mu\text{m} / 8 \mu\text{m} = 3$$

La cara frontal o perpendicular (figura 5.2) a la dirección de laminación, muestra granos más pequeños y "alargados", con dimensión promedio de grano en el eje horizontal (dx) de $20 \mu\text{m}$ y de $10 \mu\text{m}$ en el eje vertical (dz). Esto conlleva a una relación de aspecto (r) de:

$$r_{\perp} = dx/dz = 20 \mu\text{m} / 10 \mu\text{m} = 2$$





$$r_1 = dx/dz = 20 \mu\text{m} / 10 \mu\text{m} = 2$$



Figura 5.2 Aspecto de la microestructura en la cara perpendicular a la dirección de laminación, 400x.

Tabla IX Longitudes características de la microestructura anisotrópica tanto en la dirección $y-z_{(\perp)}$ como en la $x-z_{(\parallel)}$

Dirección con respecto el eje de laminación	Longitud característica (μm)
Perpendicular $(dx)_{\perp}$	20
Altura $(dz)_{\perp}$	10
Paralela $(dy)_{\parallel}$	24
Altura $(dz)_{\parallel}$	8

La tabla IX muestra que la longitud característica de los granos que están orientados en sentido paralelo (dy) a la dirección de laminación es mayor que la de los orientados en sentido perpendicular (dx) a la dirección de laminación; estos resultados indican y describen cuantitativamente la estructura anisotrópica granular, que es provocada por la reducción en frío ($\approx 60\%$) aplicada al material durante el proceso de laminación.

Consideramos pertinente reportar que se encontró (inesperadamente) la formación de estructuras dendríticas, esto pudiera merecer un posterior análisis.

Estos hallazgos se reportan en el apéndice C.

5.3 De los ensayos mecánicos de tensión modo I

Para obtener las trayectorias de los perfiles de grieta del material seleccionado se optó por pruebas de tensión en modo I, en el cual las probetas fueron cortadas tanto longitudinal como frontalmente a la dirección de laminación, según lo marca la norma ASTM E-8 [2,39], como se puede observar en la figura 4.4.

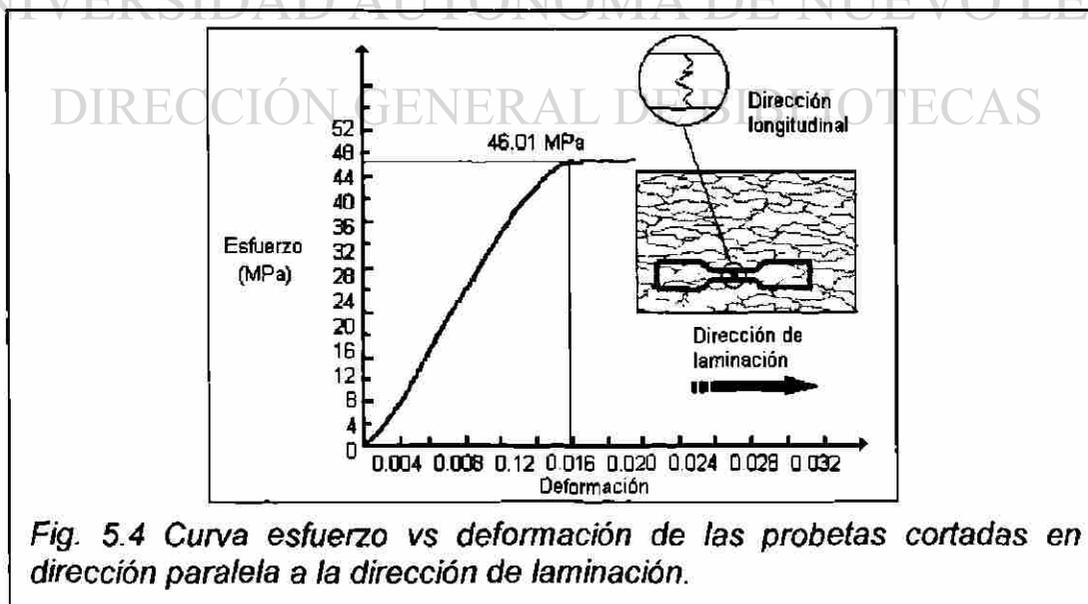
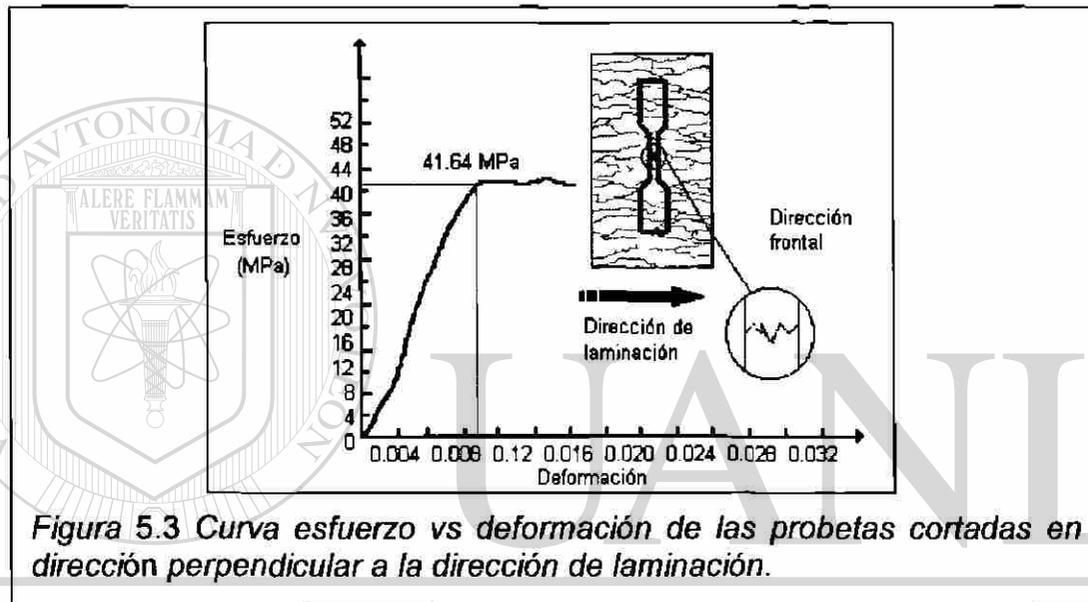
Cabe señalar que a la hora de hacer el ensayo de tensión, las probetas de lámina de aluminio adquieren la condición de esfuerzo plano (plain stress), debido a que son delgadas (50 μm). Los resultados en cuanto a resistencia a la tensión se muestran en la tabla X.

Tabla X Resultados de los ensayos mecánicos de tensión modo I

N. de Probeta	Resistencia a la tensión en el sentido paralelo a la dirección de laminación (MPa)	Resistencia a la tensión en el sentido perpendicular a la dirección de laminación (MPa)
1	45.67	43.98
2	45.66	40.08
3	47.35	42.34
4	44.36	40.65
5	47.35	39.87
6	48.75	43.53
7	44.59	42.65
8	45.70	41.54
9	43.90	38.67
10	46.75	43.05
Media (μ)	46.01	41.64
Desv. Estándar (σ)	$\sigma_{\parallel} = 1.53$	$\sigma_{\perp} = 1.76$

La tabla IX muestra los resultados de la resistencia en tensión para las probetas cortadas en el sentido paralelo a la dirección de laminación, son más altos que las cortadas en el sentido perpendicular a la dirección de laminación. Esto tiene su explicación y relación lógica con la orientación y tamaño de los granos como se pudo observar en las figuras 5.1 y 5.2 debido a que las dislocaciones que se presentan en el caso de los granos orientados en sentido paralelo oponen más resistencia a la tensión que los granos orientados en sentido perpendicular. Se realizaron también las respectivas pruebas de hipótesis para corroborar que la diferencia en resistencia es estadísticamente significativa, esto se puede observar en el apéndice A. Las figuras 5.3 y 5.4

muestran ejemplos de las curvas de esfuerzo máximo vs. deformación tanto para el caso de las probetas paralelas a la dirección de laminación, como para las perpendiculares a la dirección de laminación. Como se puede ver los resultados de resistencia a la tensión tienen coherencia con el análisis microestructural, en donde la relación de aspecto es mayor en el sentido paralelo que en el sentido perpendicular a la dirección de laminación.



5.4 Registro y extracción de las trayectorias de las grietas

Se presentan a continuación el registro y extracción de las trayectorias seguidas por las grietas, evaluadas con los distintos instrumentos empleados en este proyecto, los cuales son:

- El digitalizador convencional de imágenes o escaner,
- El estereoscopio,
- El microscopio óptico y por último
- El microscopio electrónico de barrido (MEB)

5.4.1 Trayectorias registradas con el digitalizador convencional de documentos

En las trayectorias de perfiles de grieta obtenidas en el digitalizador convencional de documentos, se logró analizar la longitud total de los perfiles en una sola imagen, con una resolución única de 20 $\mu\text{m}/\text{pixel}$, lo cual sirvió

para caracterizar toda la trayectoria como se puede ver en la figura 5.5. En la figura 5.5a se observa un perfil de grieta a 5x con la trayectoria completa de una muestra ensayada en tensión modo I, en el sentido paralelo a la dirección de laminación. En la figura 5.5b se observa un perfil de grieta a 5 x, con la trayectoria completa de una muestra ensayada en tensión modo I, en el sentido perpendicular a la dirección de laminación.

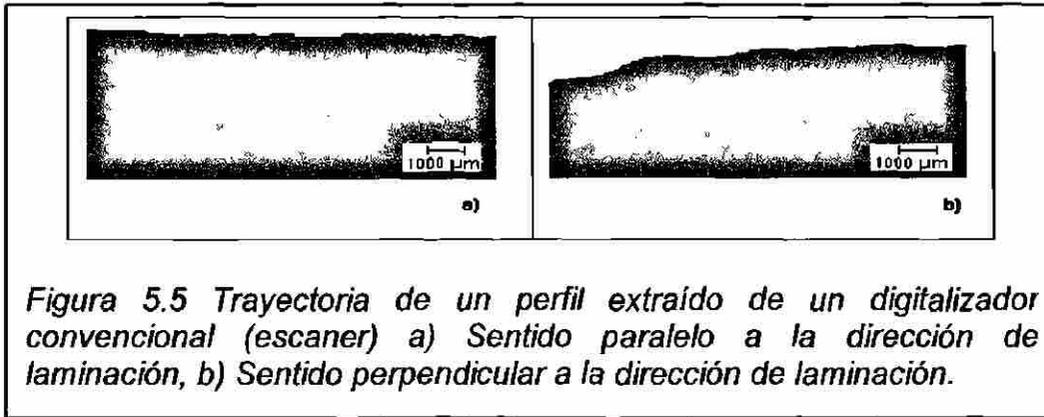


Figura 5.5 Trayectoria de un perfil extraído de un digitalizador convencional (escaner) a) Sentido paralelo a la dirección de laminación, b) Sentido perpendicular a la dirección de laminación.

5.4.2 Trayectorias registradas con el estereoscopio

En el registro de las trayectorias con el estereoscopio, se obtuvieron imágenes buenas con una resolución mínima de 20 $\mu\text{m}/\text{pixel}$ y una máxima de 4 $\mu\text{m}/\text{pixel}$, se manejaron magnificaciones del orden de 5 a 63 aumentos. En la figura 5.6a se muestra una sección del perfil de grieta a 63x, que muestra la trayectoria de una probeta ensayada en tensión modo I, en el sentido paralelo a la dirección de laminación. En la figura 5.6b se observa una sección del perfil de grieta a 63x, que muestra la trayectoria de una probeta ensayada en tensión modo I, en el sentido perpendicular a la dirección de laminación.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

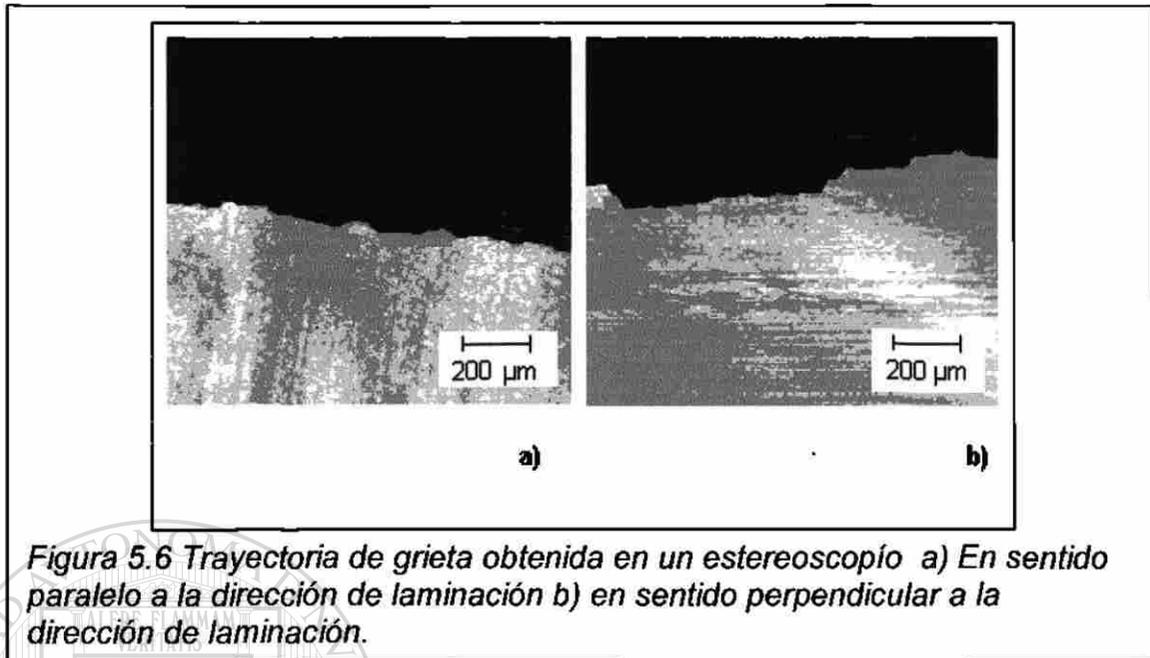


Figura 5.6 Trayectoria de grieta obtenida en un estereoscopio a) En sentido paralelo a la dirección de laminación b) en sentido perpendicular a la dirección de laminación.

5.4.3 Trayectorias registradas con el microscopio óptico

En las imágenes registradas por el microscopio óptico, se obtuvieron resoluciones del orden de $3 \mu\text{m}/\text{pixel}$ a $0.5 \mu\text{m}/\text{pixel}$, con magnificaciones de 100, 200, 300 y 400 aumentos. En la figura 5.7a se observa un perfil de grieta a

400x con una sección de la trayectoria de una probeta ensayada en tensión en dirección paralela al sentido de laminación. En la figura 5.7b se observa una imagen a 400x con una sección del perfil de grieta con la trayectoria de una muestra ensayada en tensión en dirección perpendicular al sentido de laminación.

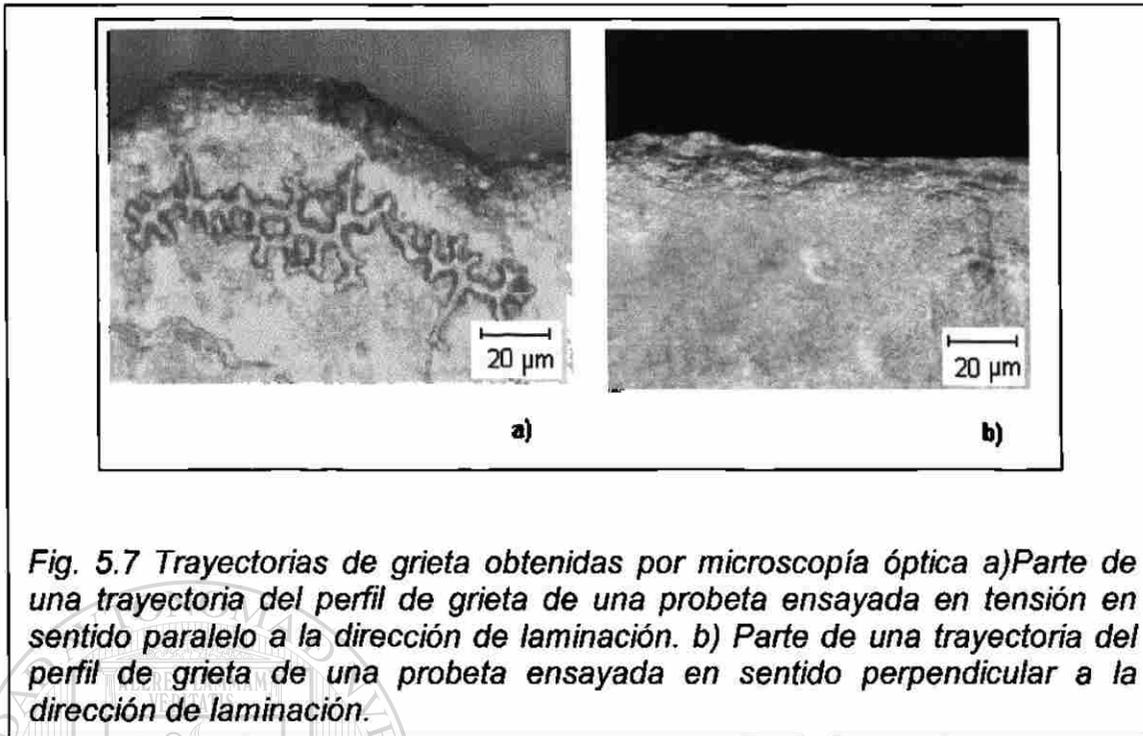


Fig. 5.7 Trayectorias de grieta obtenidas por microscopía óptica a) Parte de una trayectoria del perfil de grieta de una probeta ensayada en tensión en sentido paralelo a la dirección de laminación. b) Parte de una trayectoria del perfil de grieta de una probeta ensayada en sentido perpendicular a la dirección de laminación.

5.4.4 Trayectorias de grieta registradas en el microscopio electrónico de barrido (MEB)

Con el microscopio electrónico de barrido (MEB) se obtuvieron imágenes de las trayectorias de los perfiles de grietas, con una resolución mínima de 1.7 µm/píxel y una resolución máxima de 0.008 µm/píxel. En la figura 5.8a se observa a 1600x, una sección de la trayectoria del perfil de grieta de una probeta ensayada en tensión modo I, en el sentido paralelo a la dirección de laminación. Por otra parte en la figura 5.8b se observa a 1600x, una sección de la trayectoria del perfil de grieta de una probeta ensayada en tensión modo I, en sentido perpendicular a la dirección de laminación.

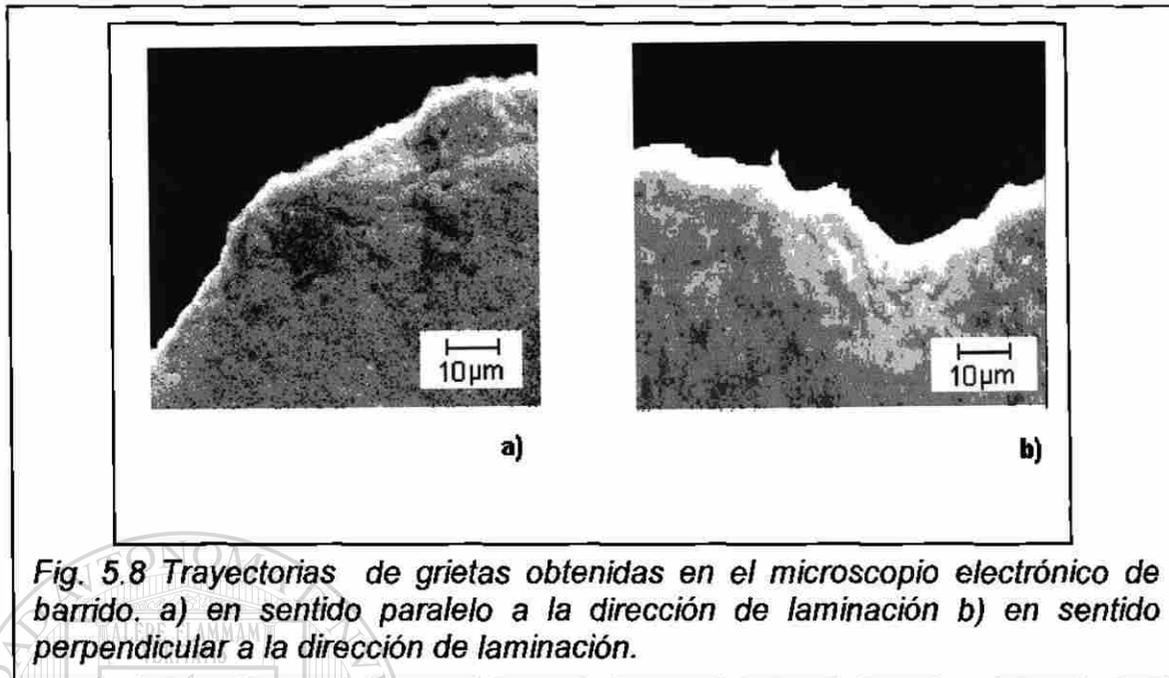


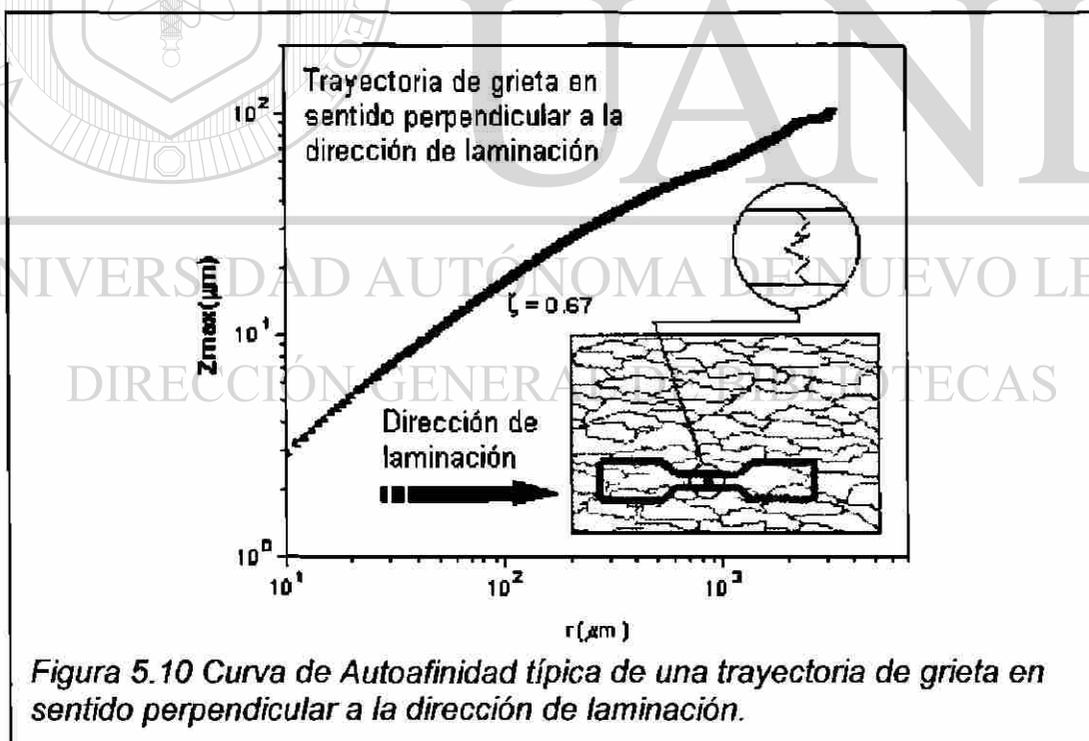
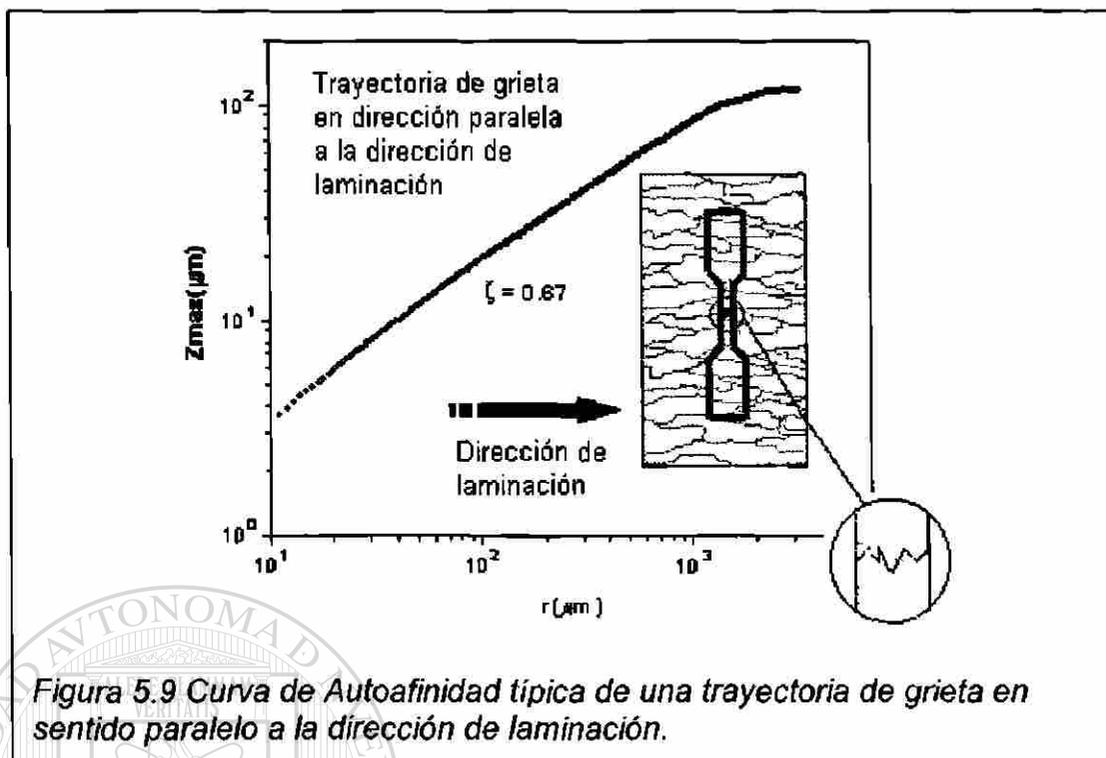
Fig. 5.8 Trayectorias de grietas obtenidas en el microscopio electrónico de barrido. a) en sentido paralelo a la dirección de laminación b) en sentido perpendicular a la dirección de laminación.

5.5 Análisis de autoafinidad

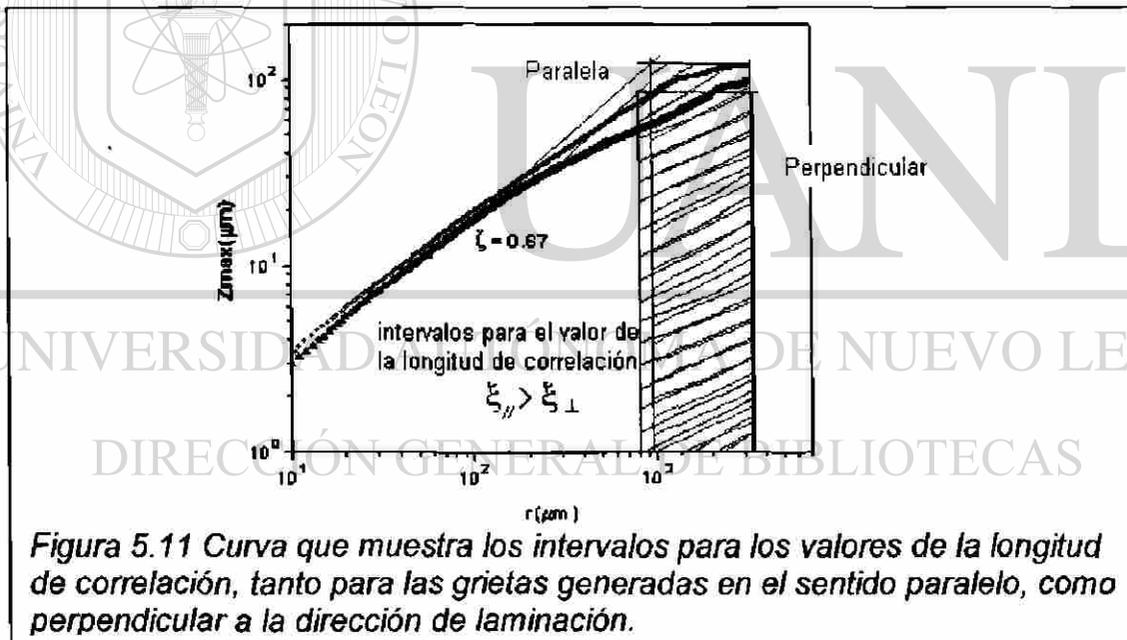
En la figura 5.9 se observa la curva de autoafinidad típica de una trayectoria del perfil de grieta, de una probeta ensayada en tensión modo I, en la cual se puede observar un exponente de Hurst con valor de 0.67 y una longitud de

correlación aproximada al valor de $10^3 \mu\text{m}$. Cabe resaltar que el valor del

exponente de rugosidad no se ve afectado por la anisotropía microestructural, por lo que el valor del exponente es el mismo para la curva de autoafinidad mostrada en la figura 5.10; esto debido a que los puntos registrados tanto en los perfiles orientados en dirección perpendicular y paralela a la dirección de laminación guardan un comportamiento autoafín, comprobando la hipótesis planteada desde un inicio; sin embargo, el valor de la longitud de correlación es sensible a la anisotropía microestructural, mostrando un valor por encima de los $10^3 \mu\text{m}$.



Los valores para la longitud de correlación (ξ) se presentan en la figura 5.11 donde se observa que el valor para las grietas que se propagan en sentido perpendicular es menor que para las grietas que se propagan en el sentido paralelo a la dirección de laminación. Las grietas propagadas en sentido paralelo a la dirección de laminación, provienen de las probetas cortadas y ensayadas en tensión modo I, en el sentido perpendicular a la dirección de laminación (figura 5.9). Ahora bien las grietas propagadas en sentido perpendicular a la dirección de laminación, provienen de las probetas cortadas y ensayadas en tensión modo I, en el sentido paralelo a la dirección de laminación (figura 5.10).



5.6 Discusión

En cuanto a la microestructura que presenta la lámina de aluminio, se puede afirmar que tanto en la cara paralela a la dirección de laminación, como en la cara perpendicular a la dirección de laminación, sigue un comportamiento

anisotrópico; lo cual es coherente con los resultados obtenidos tanto en los ensayos mecánicos, donde la resistencia a la tensión en modo I, es mayor en las probetas ensayadas en el sentido paralelo a la dirección de laminación; así como también en las longitudes características de la estructura granular donde los granos orientados en sentido paralelo (dy) presentan un mayor aplastamiento, es decir tienen una longitud mayor que los orientados en sentido perpendicular (dx) a la dirección de laminación. Ahora bien en cuanto al comportamiento que guarda la longitud de correlación (Fig. 5.11), también está relacionado con lo antes mencionado, ya que los valores obtenidos sugieren que es mayor para las grietas propagadas en sentido perpendicular a la dirección de laminación.

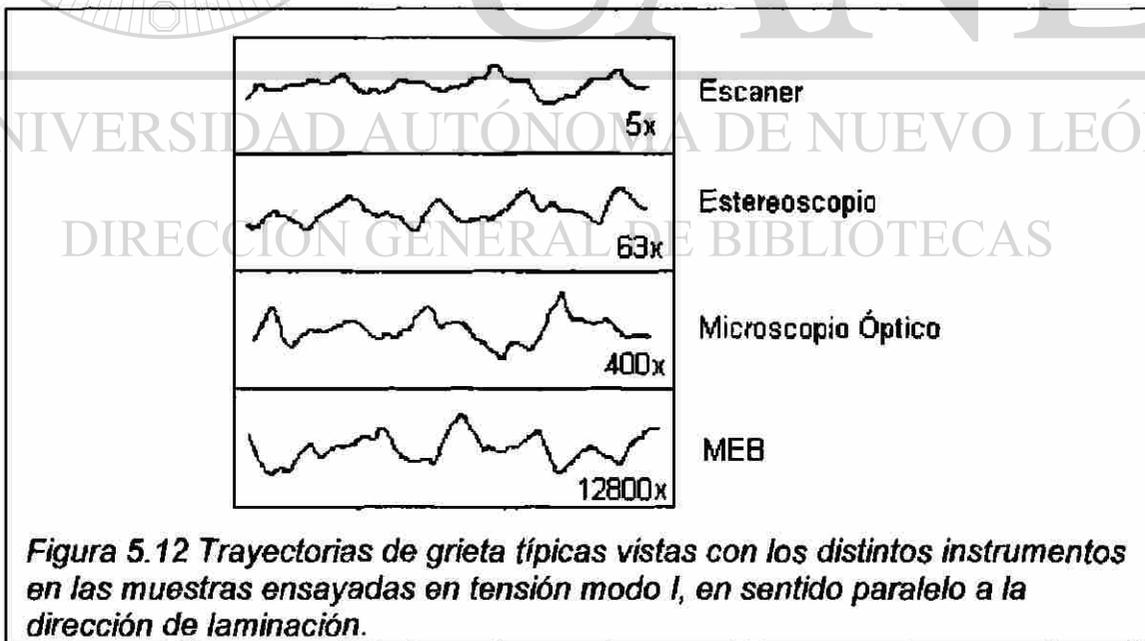
Cabe resaltar que los resultados obtenidos en esta investigación son coherentes con los parámetros del proceso de laminación en frío; proceso

mediante el cual es producido la lámina de aluminio. Así es como se demuestra la relevancia práctica del trabajo, ya que se puede predecir el comportamiento que seguirán las trayectorias de las grietas en el producto, con los valores empleados para los parámetros de producción (% de trabajo en frío, ensanchamiento).

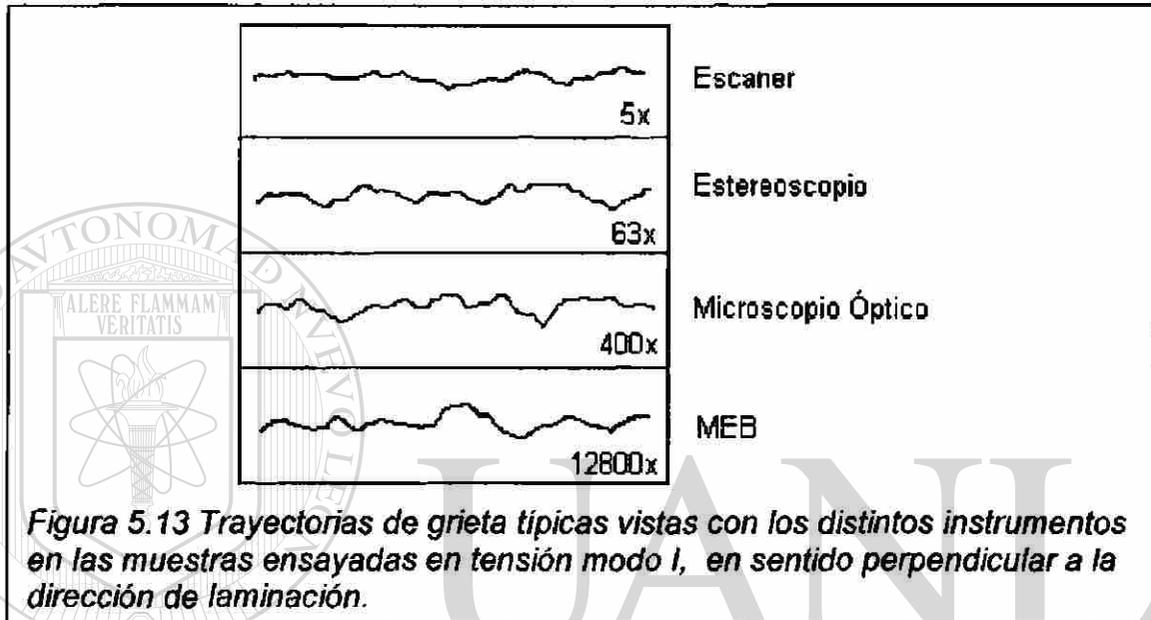
En las figuras 5.12 y 5.13 se observa de manera cualitativa cómo es que las trayectorias seguidas por los perfiles de las grietas, derivadas de los ensayos de tensión modo I, tanto en sentido paralelo como perpendicular a la dirección de laminación, analizadas a distintas resoluciones y magnificaciones con los

diferentes instrumentos empleados en esta investigación muestran un comportamiento autoafín a 6 décadas de longitud de escala con magnitud diferentes. Este comportamiento lo podríamos demostrar de forma cualitativa mezclando las trayectorias sin identificar de qué instrumento fue extraída cada una; el resultado sería que no se podría identificar con claridad a qué equipo corresponde cada trayectoria.

En la figura 5.12 se observa una compilación de las trayectorias de los perfiles de las grietas obtenidas con los 4 equipos empleados en esta investigación. Primero se muestran las trayectorias de las probetas ensayadas en tensión modo I, en el sentido paralelo a la dirección de laminación, donde se observa la semejanza de la forma que siguen las trayectorias a las distintas magnificaciones que ahí se observan.

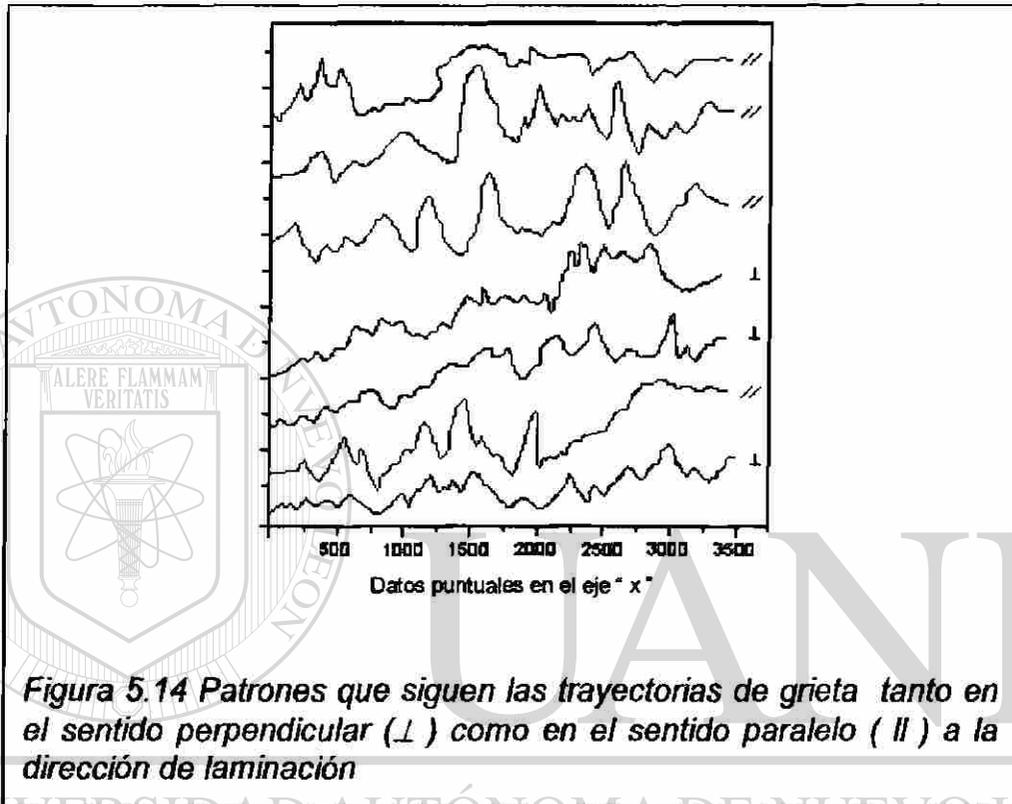


En la figura 5.13 se presenta la compilación de las trayectorias de los perfiles de las grietas de las muestras ensayadas en el sentido perpendicular a la dirección de laminación, en donde también se presenta una similitud no importando el orden de magnificación del cual se esté hablando y el instrumento empleado.



En cuanto a los patrones que siguen las trayectorias de propagación de grietas autoafines, hay una relación directa entre éstas y la anisotropía del material, tanto así que es posible identificar claramente mediante un análisis visual común, cuándo es que se trata de una trayectoria propagada en el sentido paralelo a la dirección de laminación, donde las trayectorias presentan una mayor altura en los picos, debido fundamentalmente al arreglo que guardan los granos y al frente que sigue la grieta al momento de propagarse; ahora bien cuando las trayectorias se derivan de las probetas ensayadas en el sentido perpendicular a la dirección de laminación, los picos que presenta la trayectoria

no son tan pronunciados como en el caso anterior (figura 5.14), debido también al arreglo que guardan los granos de la microestructura donde éstos guardan una forma alargada.



Por último se corroboró cuantitativamente el carácter autoafín de las trayectorias de propagación de las grietas determinando el exponente de Hurst, el cual es de 0.67, tanto para las trayectorias de las grietas propagadas en sentido paralelo como en sentido perpendicular a la dirección de laminación. Estos resultados están de acuerdo con el modelo de fusibles aleatorios para casos bidimensionales [29,30], el cual predice un valor para el exponente de rugosidad de 0.67; al igual que los resultados obtenidos en el trabajo desarrollado por Pascal Daguer [29] donde también obtiene el valor de 0.67.

CAPÍTULO 6 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

6.1 Conclusiones Generales

Para comprobar la hipótesis planteada desde un inicio, la cual dice que: "las trayectorias de propagación de grietas en materiales heterogéneos presenta un comportamiento autoafín", se pensó en seleccionar un material que cumpliera con todos los requisitos microestructurales necesarios, es por esto que se optó por las láminas delgadas de aluminio, aleación 1145, el cual por su presentación (espesor de 50 μm) mostraba las condiciones óptimas para la realización de este estudio. Se cortaron entonces, muestras tanto en el sentido paralelo a la dirección de laminación, como en el sentido perpendicular a la dirección de laminación para ser sometidas a los ensayos de tensión en modo I, observándose que en el primer caso la resistencia a la tensión es mayor que en el segundo. Esto además ayudaría para la obtención de las trayectorias de las grietas, que serían extraídas con la ayuda de 4 instrumentos, el digitalizador convencional de documentos o escaner, el estereoscopio, el microscopio óptico y por último el microscopio electrónico de barrido (MEB); cada uno con una magnificación y resolución diferentes, lo cual otorgó una amplia información en 6 longitudes de escala. Luego entonces, los perfiles de grieta fueron transformados a datos numéricos por medio de programas matemáticos con tecnología de punta; estos datos sirvieron para la obtención de los parámetros de autoafinidad, los cuales más tarde se relacionarían directamente con las propiedades mecánicas del material y el proceso de fabricación (laminación en frío).

Los resultados obtenidos en la experimentación aquí reportada permiten emitir las siguientes conclusiones:

- En la lámina de aluminio las grietas se propagan siguiendo trayectorias autoafines.
 - El carácter autoafín se comprueba cualitativamente por la comparación de los perfiles obtenidos a distintas magnificaciones y resoluciones.
 - Se cuantificó y demostró el carácter autoafín determinando las curvas de autoafinidad y calculando el exponente de rugosidad de las trayectorias.
 - El exponente de rugosidad no está afectado por la anisotropía microestructural.
 - El exponente de rugosidad calculado con valor de 0.67 concuerda con las predicciones de los modelos de fusibles aleatorios para propagación en dos dimensiones y con los resultados de Daguié [29].
-
- La longitud de correlación sí es sensible a la anisotropía microestructural. Este resultado indica una relación entre los parámetros autoafines y parámetros microestructurales, los que a su vez están relacionados a las propiedades mecánicas y a parámetros del proceso de producción.

6.2 Recomendaciones para trabajos posteriores

Además de las respuestas y conocimientos obtenidos en el desarrollo de este trabajo, surgen nuevas cuestiones que permiten sugerir las siguientes recomendaciones para trabajos posteriores:

- Realizar el análisis de propagación en muestras de mayor anchura, con objeto de conseguir la determinación precisa de la longitud de correlación.
- Corroborar estos resultados en otras aleaciones y en otros materiales en general.
- Es deseable aplicar otros métodos de autoafinidad, ondeletas, por ejemplo, para calcular el exponente de Hurst.
- Estos resultados pueden tomarse de base para desarrollar y/o mejorar los modelos de propagación de grietas existentes.
- Por último es interesante señalar que durante las observaciones realizadas

en el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) se observó la “aparente” presencia de formaciones dendríticas en la lámina de aluminio, tal como se puede observar en las imágenes mostradas en el apéndice C. Es así que recomendamos un estudio y análisis para encontrar el origen de estas formaciones.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. King, Frank; **"El aluminio y sus aleaciones"**; Ed. Limusa; 1^{ra} ed.; México, D.F.;1992; p.p. 13-35.
2. **"Aluminium Standards & Data"**; Aluminium Association; New York, E.U.A.; 3^{ra} ed.; 1972; p.p. 26-35.
3. Van Lancker, M.; **"Metallurgy of Aluminium Alloys"**; Chapman & Hall; 1967; p. 80.
4. Van Lancker, M.; *ob.cit.*; p.46.
5. Van Lancker, M.; *ob.cit.*; p.52.
6. Mandelbrot, B.B.; **"The Fractal Geometry of Nature"**; W.H. Freeman and Company; New York, E.U.A.; 1982; p.p. 48-52.
7. Caddell, R.M.; **"Deformation and Fracture of solids"**; Ed. Prentice Hall; 1980; p.p. 193 – 244.
8. Callister, W. D. Jr.; **"Materials Science and Engineering"**; Ed. Jonh Wiley and Sons, Inc.; 4th ed.; 1999; p.p. 179-200.
9. Hinojosa, M.; **"Notas del Curso de Metalurgia Mecánica"**; Doctorado en Ingeniería de Materiales; U.A.N.L., F.I.M.E.; 1999.
10. Mandelbrot, B.B.; **"A multifractal walk down wall street"**; Scientific American; February, 1999; p.p. 50-53.
11. Devaney, R.L.; **"Chaos, Fractals, and Dynamics"**; Addison Wesley Publishing Company; p.p. 51-70; 1990.

12. Talanquer, V.; **"Fractals, Fracta, Fractal, Fractales de Laberintos y Espejos"**; SEP, Fondo de Cultura Económica; CONACYT; México, D.F.; p.p. 25-36; 1986.
13. Feder, J.; **"Fractals"**; Department of Physics, University of Oslo; Plenum Press; New York and London; Oslo, Norway; p.p.14-15, 165-176; 1988.
14. Vicsek, T.; **"Fractal Growth Phenomena"**; 2nd ed; World Scientific; London, England; p.p. 34-65; 1992.
15. Majumdar, A. and Bhushan, B.; **"Role of Fractal Geometry in Roughness Characterization and Contact Mechanics of Surfaces"**; Journal of Tribology; Vol. 112; N°2; p.p. 112-135; April, 1990.
16. Schimttbuhl, J.; Vilotte, J.P. and Roux, S.; **"Reliability of self-affine measurements"**; Physical Review; Vol. 51, Number 1; p.p. 223-235; January 1995.
17. Reyes M., Martín E.; **"Autoafinidad de Superficies de Fractura en Materiales Plásticos"**; Tesis para obtener el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales; FIME, UANL.; Agosto, 1999. Págs. 6-21.
18. Russ, J.C.; **"Surface Characterization: Fractal Dimension, Hurst Coefficients, and Frequency Transforms"**; Journal of Computer Assisted Microscopy; Vol.2, N°3; p.p. 565-573; 1998.
19. Krim, J. and Indekeu, J.O.; **"Roughness Exponents: A paradox resolved"**; Physical Review, Vol. 48, N°2; p.p. 240-253; August, 1993.

20. Aldaco C., Jorge A.; **"Autoafinidad de Superficies de Fractura en una Aleación Aluminio Silicio"**; Tesis para obtener el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales; FIME, UANL.; Febrero, p.p. 5-19; 2000.
21. Bouchaud J.P., Bouchaud E., Lapasset G., and Planes J.; **Physics Review Letters**; 71 2240; 1993; Bouchaud J.P., Bouchaud E., Lapasset G., and Planes J.; **Fractals** ; p.p. 1, 1051; 1993.
22. Ertas D., and Kardar M.; **Physics Review Letters**; 69 929; 1992.
23. Ertas D., and Kardar M.; **Physics Review E**; 48 1227; 1993.
24. Ertas D., and Kardar M.; **Physics Review Letters**; 73 1703; 1994.
25. Gao H., and Rice J.R.; **Journal Applied Mechanics**; 56 828; 1989.
26. Narayan O., and Fisher D.S.; **Physics Review B** ;48, 7030; 1993.
27. Roux S. and François; **Scr. Metallurgy**, 25, 1092; 1991.
28. Nakano A., Kalia R., and Vashista P.; **Physics Review Letters**; p.p. 75, 3138; 1995.
29. Daguier, M. Pascal; **Effets D'échelle dans la rupture des matériaux hétérogenes**; These de Doctorat de l'Université Paris 6; p.p. 32-46; Novembre, 1997.
30. Hansen, A.; Hinrichsen, E.L. and Roux, S.; **Physics Review Letters**; N. 66, pág. 2476; 1991.
31. Balankin, A. S., Hernández, L.H., Urriolagoitia, G., Susarrey H., O., González, J. M., Martínez, J.; **Probabilistic mechanics of self-affine**

- cracks in paper sheets**; The Royal Society; p.p. 2565- 2575; Great Britain; 1999.
32. Hinojosa, M.; Aldaco, J.; Ortiz, U; González, V.; **"Aluminium Transactions"**; Vol. 3; pp. 53-57; 2000.
33. Hinojosa, M.; Bouchaud, E.; Nghiem, B.; **"MRS Symposium Proceedings"**; Vol. 578; pp. 203-208; 1999.
34. Garza M., F.; **"Técnicas experimentales en fractografía estadística"**; Tesis para obtener el grado de Ingeniero Mecánico Metalúrgico; U.A.N.L., F.I.M.E.; p.p. 4- 17; 1999.
35. **Image Analysis, Principles and Practice**; Ed. Joyce Loebel Ltd.; p.p. 1-29; 1994.
36. **Operators Manual Quantimet 520**; Leica Cambridge; September 1990; Chapter 3, p.p. 1-43.
37. **"User's Guide to Autoprobe LS Park Scientific Instruments"**; April 1994.
38. Rohrer, H.; **"Scanning tunneling microscopy: a surface science tool and beyond"**; Surface Science N. 299/300; 1994; p.p.956-963.
39. Norma ASTM E8-91; **Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials**; Annual Books of ASTM Standards; Filadelfia; 1991.
40. Montgomery, D.C.; **"Design and analysis of experiments"**; 2nd ed.; Ed. Wiley and Sons; 1989; p.p. 1-23, 508.

APÉNDICE A

PRUEBA DE HIPÓTESIS PARA LA COMPROBACIÓN DE LA DIFERENCIA ENTRE LAS RESISTENCIAS A LA TENSIÓN MODO I, DE LAS MUESTRAS CORTADAS EN EL SENTIDO PARALELO Y PERPENDICULAR A LA DIRECCIÓN DE LAMINACIÓN.

Se presenta a continuación la prueba [40] para la comprobación de la hipótesis que afirma que la resistencia a la tensión es mayor en las muestras cortadas en el sentido de paralelo que a las cortadas en el sentido perpendicular a la dirección de laminación. Se definen la hipótesis nula (H_0) y la hipótesis alternativa (H_1) de la siguiente manera:

H_0 : cuando $\mu_{\parallel} = \mu_{\perp}$

H_1 : cuando $\mu_{\parallel} > \mu_{\perp}$, en donde:

μ_{\parallel} : Media de las resistencias a la tensión (modo I) de las muestras cortadas en el sentido paralelo a la dirección de laminación.

μ_{\perp} : Media de las resistencias a la tensión (modo I) de las muestras cortadas en el sentido perpendicular a la dirección de laminación.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En los resultados de esta investigación se afirma que $\mu_{\parallel} > \mu_{\perp}$, que corresponde a la opción de la hipótesis alternativa. Se está asumiendo una distribución "t" de Student, ya que se manejan tamaños de población de 10, tanto para el caso de las muestras cortadas en el sentido paralelo como para las cortadas en el sentido perpendicular, como se muestra en la tabla A-I.

Tabla A-I Resultados de los ensayos mecánicos de tensión modo I

Número de muestra	Resistencia a la tensión en el sentido paralelo a la dirección de laminación (MPa)	Resistencia a la tensión en el sentido perpendicular a la dirección de laminación (MPa)
1	45.67	43.98
2	45.66	40.08
3	47.35	42.34
4	44.36	40.65
5	47.35	39.87
6	48.75	43.53
7	44.59	42.65
8	45.70	41.54
9	43.90	38.67
10	46.75	43.05
Media (μ)	$\mu_{\parallel} = 46.01$	$\mu_{\perp} = 41.64$
Varianza (S^2)	$S_{\parallel}^2 = 2.35$	$S_{\perp}^2 = 3.10$
Desv. Estándar (S)	$S_{\parallel} = 1.53$	$S_{\perp} = 1.76$
Población (n)	$n_{\parallel} = 10$	$n_{\perp} = 10$

Luego entonces tenemos que el estadístico a aplicar es:

$$t = (\mu_{\parallel} - \mu_{\perp}) / S_p [(1/n_{\parallel}) + (1/n_{\perp})]^{1/2}$$

$$t = 5.922$$

donde S_p es igual a:

$$S_p^2 = [(n_{\parallel} - 1)S_{\parallel}^2 + (n_{\perp} - 1)S_{\perp}^2] / (n_{\parallel} + n_{\perp} - 2)$$

$$S_p^2 = 2.725$$

$$S_p = 1.650$$

Con $n_{\parallel} + n_{\perp} - 2 = 10 + 10 - 2 = 18$ grados de libertad y buscando en las tablas correspondientes[38] encontramos que para un valor de $t = 5.922$ y 18 grados de libertad, la potencia de prueba es suficientemente confiable para inferir que la resistencia a la tensión en modo I, es significativamente mayor en las muestras cortadas en sentido paralelo, que las cortadas en sentido perpendicular a la dirección de laminación.

APÉNDICE B

FIGURAS CON LAS TRAYECTORIAS DE LOS PERFILES DE GRIETAS

A continuación se presentarán una serie de figuras con distintas trayectorias de los perfiles de grieta analizados en esta investigación.



Figura B-1 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captado con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 800x.

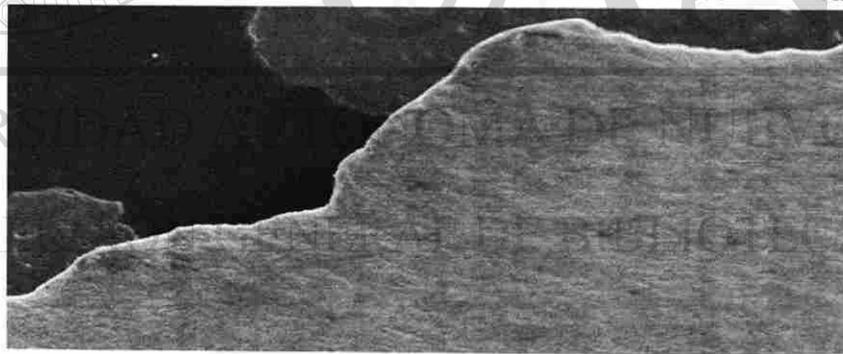


Figura B-2 Perfil de grieta de la zona paralela a la dirección de laminación, captado con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 400x



Figura B-3 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captada con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 3200x

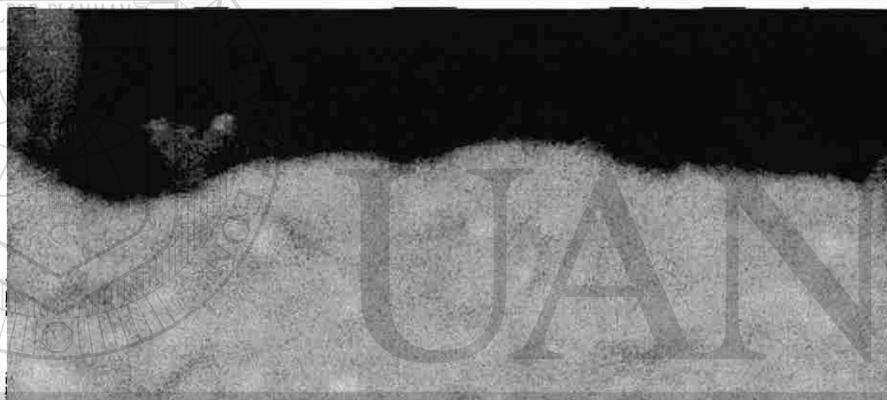


Figura B-4 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captada con la técnica de electrones retrodispersados en un MEB a 3200x



Figura B-5 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captada con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 6400x

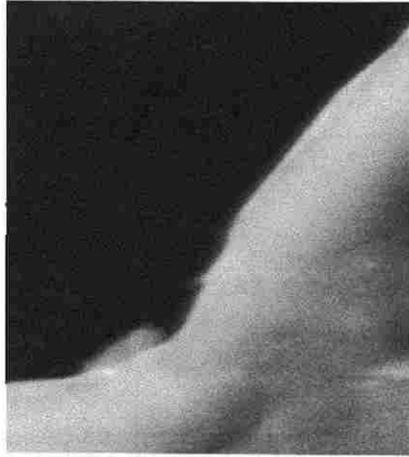


Figura B-6 Perfil de grieta de la zona paralela a la dirección de laminación, captada con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 12800x

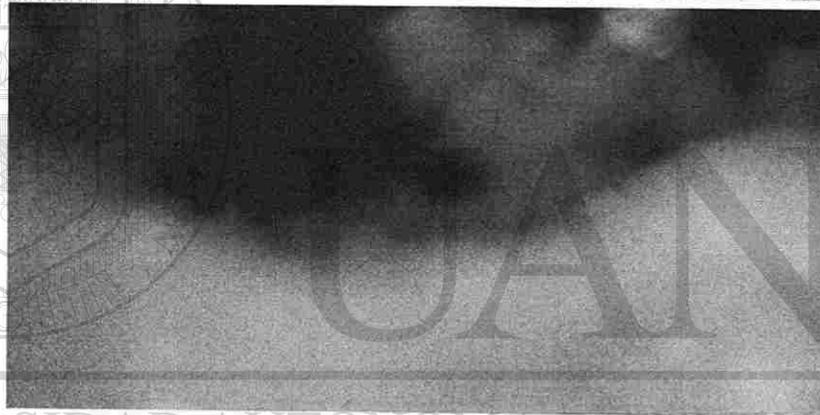


Figura B-7 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captada con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 12800x

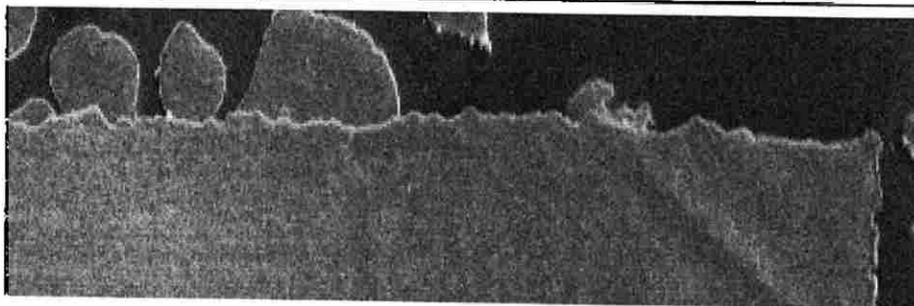
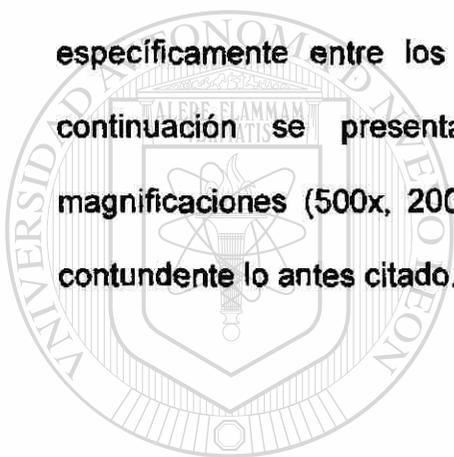


Figura B-8 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captada con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 50x

APÉNDICE C

FORMACIONES DENDRÍTICAS EN LA LÁMINA DE ALUMINIO

Es importante mencionar, que durante las observaciones realizadas con el microscopio electrónico de barrido, se encontró la presencia de formaciones dendríticas de 10 μm de diámetro, las cuales se puede suponer se derivan del intercambio energético existente durante el proceso de laminación, específicamente entre los rodillos de laminación y el foil de aluminio. A continuación se presentan tres imágenes (figura C-1) a diferentes magnificaciones (500x, 2000x y 5000x) donde se muestra de forma clara y contundente lo antes citado.

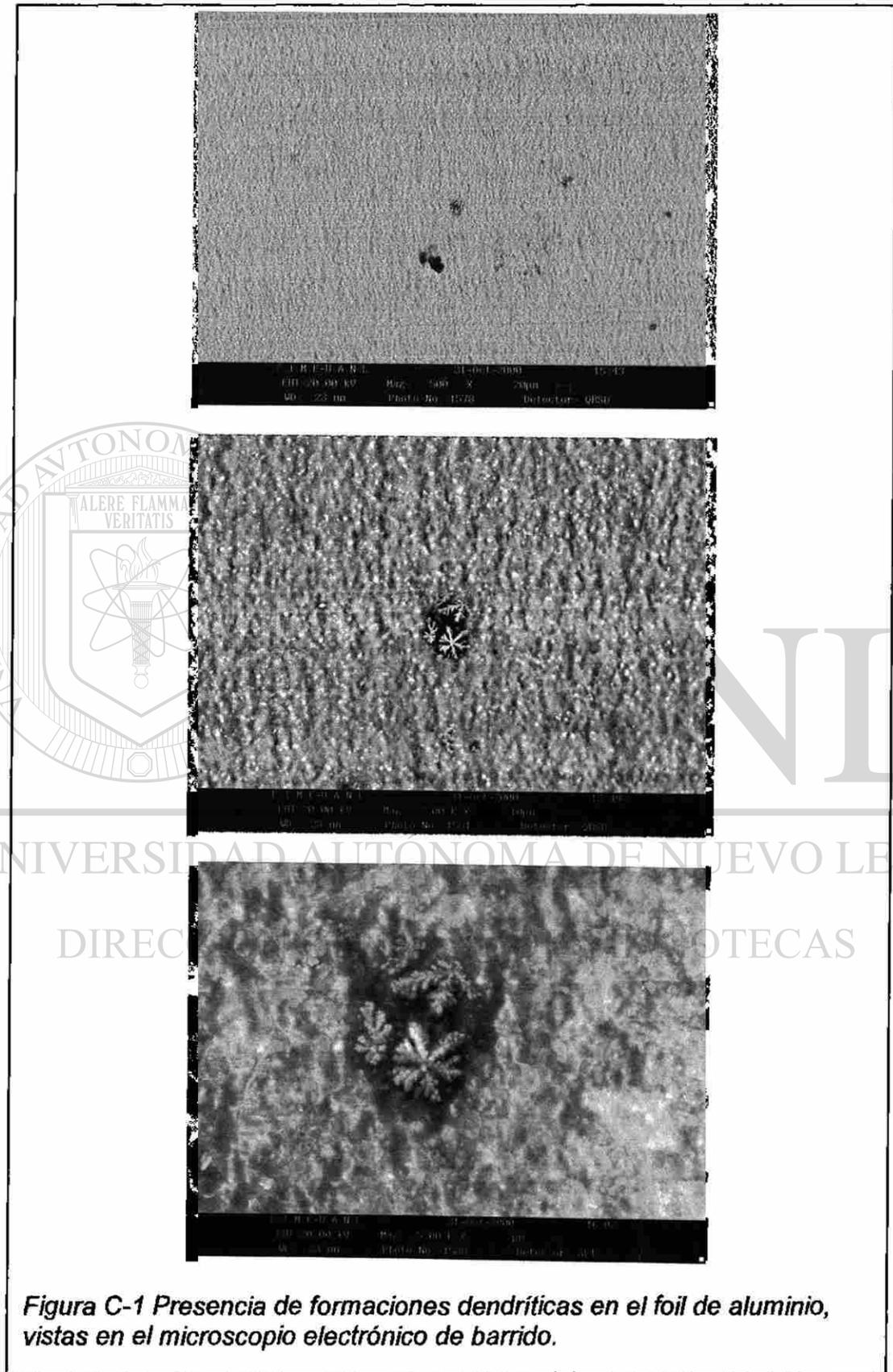


UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS





APÉNDICE D

PUBLICACIÓN POR PRESENTAR EN EL 10TH
INTERNATIONAL CONGRESS OF FRACTURE



ICF100591OR

2D AND 3D SELF-AFFINE CRACK PROPAGATION ON ALUMINUM ALLOYS

M. Hinojosa, E. I. Morales, X. Guerrero, J. Aldaco and U. Ortiz

Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo
León, A.P. 076 Suc "F", Cd. Universitaria, San Nicolás de los Garza, N.L.

MEXICO. DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

2D AND 3D SELF-AFFINE CRACK PROPAGATION ON ALUMINUM ALLOYS

M. Hinojosa, E. I. Morales, X. Guerrero, J. Aldaco and U. Ortiz

Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo León, A.P. 076 Suc "F", Cd. Universitaria, San Nicolás de los Garza, N.L. MEXICO.

ABSTRACT

The self-affine exponents associated with the crack propagation phenomenon are evaluated on samples of aluminum alloys both on 2D and 3D experimental conditions. Fracture surfaces were generated by Charpy impact tests on samples of A319-type aluminum cast alloy. Roughness exponents and correlation length on the perpendicular and parallel directions with respect to the crack propagation direction were determined, this analysis was also performed for the arrested crack propagation front. In the two-dimensional case, cracks were propagated on notched tension specimens of aluminum foil and the resulting self-affine crack paths were recorded and analyzed, the self-affine parameters were determined for both longitudinal and perpendicular direction in order to investigate the effect of the microstructural anisotropy.

Self-affine analysis was carried out using the Zmax variable bandwidth method. The combined use of different techniques (SEM, AFM, Optical microscopy and stylus profilometry) enabled the analysis over up to seven decades of length scales. The results are analyzed in terms of recent crack propagation models and the self-affine parameters are found to be correlated with microstructural characteristic lengths.

KEYWORDS

Roughness exponents, self-affine crack paths, fracture surfaces, aluminum alloys, crack propagation.

INTRODUCTION

Crack propagation and the fracture of materials are catastrophic phenomena of considerable scientific, technological and economical importance [1-4]. Despite the scale of the problem and the considerable effort that has been undertaken by engineers and scientists of different disciplines, there is at present no clear understanding of the fracture process. In recent years much interest has been devoted to the self-affine character of fracture surfaces and crack propagation [5-7]. The fractal nature of fracture surfaces was first quantitatively studied in the mid-eighties [8]. At about the same time it was suggested that the fracture of heterogeneous media has some universal properties similar to critical phase transitions [9]. Later, experimental evidence led to the conjecture of the existence of a universal roughness exponent [10] for the fracture surfaces of many different materials [11], though this is still a controversial topic [7,12]. Anyway, it is now clearly established that fracture surfaces are self-affine objects that can be quantitatively described by self-affine parameters like one or more roughness exponents and one or more characteristic lengths such as cut-off lengths separating different scaling regimes, and the correlation length.

One of the main goals of materials scientists is to find clear and useful relationships between the microstructure of materials and their macroscopic properties. In our particular field of interest this translates to finding quantitative relationships between the microstructural features and the relevant self-affine parameters associated with the fracture surface and the crack propagation process that led to its creation. From the statistical physics point of view the question is related to how disorder affects crack propagation considering that rupture is the culmination of a self-organization of cumulative damage and cracking characterized by power-law regimes which result from the fact that disorder is present at different length scales in the form of impurities, vacancies, grain boundaries, porosity, phase boundaries and so forth.

The first attempts to relate fractal parameters of the fracture surfaces [8] of maraging steels with mechanical properties were very promising and inspirational though unsuccessful, it is clear that the fractal dimension of a fracture surface is not clearly correlated with the toughness of the material. Moreover, fractal dimension is not an appropriate parameter to describe self-affine surfaces [13], the roughness or Hurst exponent should be used instead. At present [6, 7], results from experiments in a wide variety of materials tested in different kinetic conditions and analyzed with different topometric techniques over up to seven length scales [14] suggest the coexistence of two self-affine regimes, at high enough propagation speeds and/or large enough length scales the so-called *universal* exponent $\zeta \approx 0.78$ is detected, whereas at slow propagation conditions and/or small enough length scales the detected exponent has a value close to 0.5. The cut-off length separating these two regimes is apparently dependent on the propagation speed [15], it also appears to be affected by local plastic deformation at the crack tip in ductile materials. Neither of the two above mentioned exponents seems to be associated in any manner whatsoever with the microstructural features of the materials. Experiments in Al-Ti alloys suggested that the cut-off length might be linked to the size of intermetallic compounds embedded in the metallic matrix [16]. Recent results [17-19] have shown that the correlation length, i.e. the upper limit of the self-affine regime(s) is directly related with the largest heterogeneities in materials such as metals [14, 17, 18], polymers [19, 20] and certain glasses [19].

With the hope to provide more experimental evidence that can help to improve our knowledge and refine the existing theoretical models of crack propagation, in this work we report the experimental analysis of the self-affine parameters of fracture surfaces and crack paths in aluminum alloys. A cast aluminum alloy is broken in mode I and the three associated roughness exponents are recovered along with the respective correlation length in some cases. We have also tested an aluminum foil in 2D mode I condition and have analyzed the self-affine nature of the crack paths. In both cases special attention is paid to the possible relationships between the microstructural features and the self-affine parameters.

EXPERIMENTAL PROCEDURE

We have performed the self-affine analysis of the fracture surfaces of aluminum samples, the same analysis was done for the crack paths generated in mode I in 2D conditions using samples of aluminum foil. The quantitative analysis was carried out using height profiles which were recorded by different techniques. The resulting topometric data sets are processed using the variable bandwidth method [21] in which the following quantity was calculated:

$$Z_{max}(r) = \langle \max\{z(r')\}_{x-r' < x+r} - \min\{z(r')\}_{x-r' < x+r} \rangle_x \propto r^\zeta$$

Where r is the width of the window and $Z_{max}(r)$ is the difference between the maximum and the minimum height z within this window, averaged over all possible origins x of the window. A log-log plot of $Z_{max}(r)$ vs. r gives a straight line for a self-affine profile.

The experimental details and results for the two cases considered in our work are presented below.

3D case, A319-type Aluminum alloy

The cast aluminum alloy employed for this part of our work is an A319-type alloy, which is commonly used in the automotive industry. The typical chemical composition is as follows (wt %): Si:7.147, Cu:3.261, Fe:0.612, Zn:0.664, Mn:0.0374, Ni:0.041, Ti:0.154, Mg:0.313, Sr:0.014, Al: balance. Fig.1 shows the microstructure of this alloy as observed by optical microscopy, the dendrites of alpha aluminum-rich phase is observed along with a number of different phases in the interdendritic regions. There is also a grain structure which was revealed using a special preparation. Image analysis measurements showed that the largest heterogeneities were the dendrites and the grains, with characteristic lengths identified as the primary dendrite arm length (800 μm) and the grain size (950 μm).

Samples of this material were broken in Charpy impact tests according to ASTM standard E-23-93. The resulting fracture surfaces were examined by Scanning Electron Microscopy (SEM), Atomic Force Microscopy (AFM) and an stylus profilometer. These three techniques were used to obtain topometric profiles both in the perpendicular and parallel direction with respect to the crack propagation direction, see Fig. 2. Profiles of the arrested crack front were also recorded using a different procedure which is described later in this section. Using these profiles we were able to determine the perpendicular out-of-plane roughness exponent ζ_{\perp} , the parallel out-of-plane roughness exponent ζ_{\parallel} , and the roughness exponent of the crack front ζ_G .

Fig. 2.



Fig.1 Optical micrography showing the microstructure of the A319-type alloy.

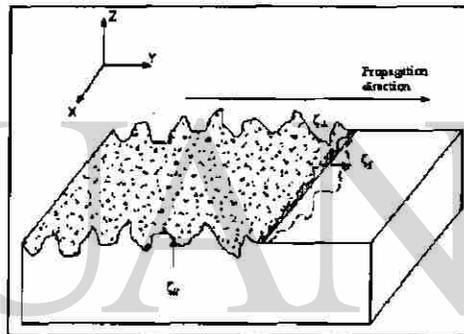


Fig. 2 Scheme illustrating the height profiles in the parallel and perpendicular directions with respect to the propagation direction, the crack front and the three roughness exponents are also included.

The SEM topometric profiles in the parallel and perpendicular directions were obtained by sectioning the surfaces previously plated with nickel, then SEM images are recorded using backscattered electrons and the profile is extracted by image analysis procedures. More details of these technique can be found in references [6, 15-17]. SEM profiles of 1024 points were obtained at magnifications ranging from 100X to 4000X. The AFM profiles are directly recorded by scanning the uncoated surfaces, we have used the contact mode in air. Profiles of 512 points with scan sizes ranging from 0.5 to a maximum of 6 μm were obtained. The stylus profilometer provided us with profiles of a maximum length of around one centimeter, a typical profile consisted of around 10,000 points with resolution of 0.25 μm .

Figures 3 and 4 show the self-affine curves obtained for the perpendicular and parallel directions, respectively. The exponents ζ_{\perp} , ζ_{\parallel} have very similar values: 0.81, 0.78, respectively.

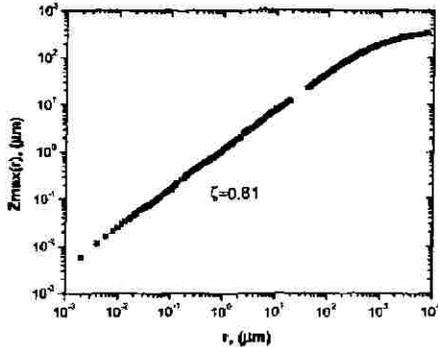


Fig. 3 Self-affine curve for the profiles in the perpendicular direction, the roughness exponent ζ_{\perp} has a value of 0.81.

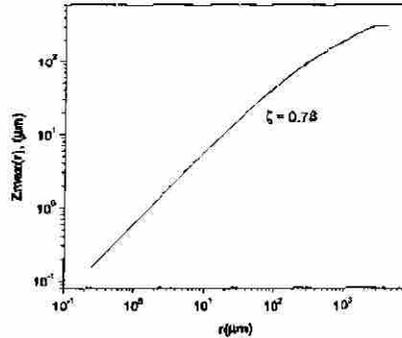


Fig. 4 Self-affine curve for the profiles in the parallel direction, the roughness exponent ζ_{\parallel} has a value of 0.78.

Profiles of arrested crack fronts were obtained by a very different method, we have run interrupted torsion tests over hollow cylindrical specimens then marked the crack front using a commercial penetrating die commonly used in crack inspection and failure analysis. The specimens were then broken in the torsion machine and the arrested crack front was registered by SEM using secondary electrons, profiles were extracted by image analysis. Figure 5 shows the self-affine plot for the crack front which has a roughness exponent $\zeta_f = 0.79$.

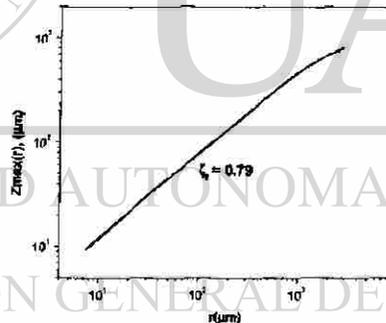


Fig. 5 Self-affine curve for the arrested crack front, the roughness exponent ζ_f has a value of 0.79

These self-affine curves permit only an estimation of the correlation length. However, as it can be observed, in all cases it has a value of the order of 1 millimeter, which is very close to the size of the largest dendrites and grains.

2D case: Self-affine crack propagation in aluminum foil

Tension specimens of aluminum foil (alloy 1145-O) were prepared as shown in Fig. 6, then fractured in 2D mode I condition. We have then performed the self-affinity analysis of the resulting crack paths. The purpose of these experiments was to evaluate the self-affine parameters paying special attention to the possible effect

that the anisotropic grain structure might have on the self-affine character of the crack paths. As it is shown in Fig. 7, the grains are elongated in the rolling direction, it is known that this causes anisotropic behavior of mechanical properties so one can expect an analogous effect on the self-affine parameters.

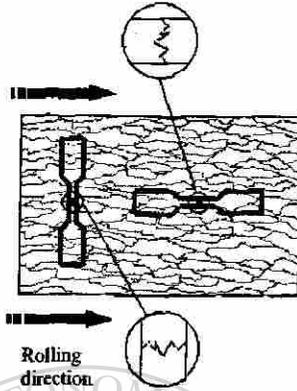


Fig. 6 Scheme showing the orientation of the tension specimen with respect to the rolling direction.

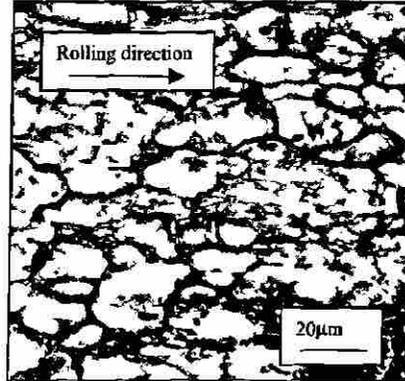


Fig. 7 Microstructure of the aluminum foil showing grains elongated in the rolling direction.

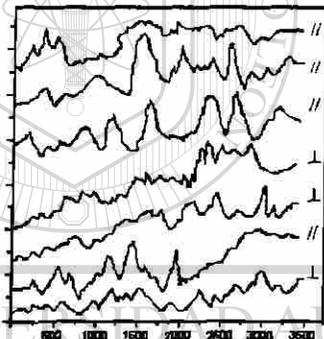


Fig. 8 Samples of the recorded crack paths in the rolling direction (//) and the perpendicular direction (⊥).

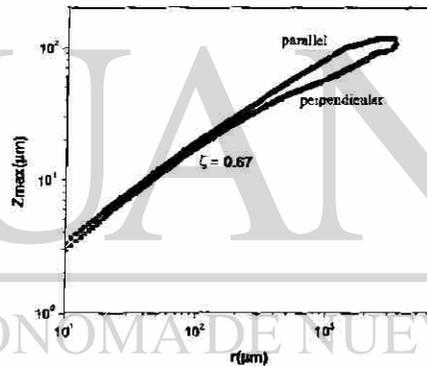


Fig. 9 Self-affines curves for the profiles in the parallel and perpendicular direction respectively, both curves reveal that the roughness exponent ζ has a value of 0.67

The crack paths obtained as a results of the tension test were recorded at various magnifications using SEM, optical microscopy and a conventional document scanner. Samples of the recorded self-affine paths are shown in Fig. 8 where paths belonging to cracks propagating in the rolling direction are “wider” and clearly distinguishable from those propagating in the perpendicular direction. The self-affine plot shown in Fig. 9 reveals that the roughness exponent has about the same value for both directions, $\zeta = 0.67$, this value is in good agreement with the results predicted by the random fuse model and a 2D simulation of crack propagation reported in reference [16]. It is not possible to estimate with good precision the correlation lengths but Fig. 9 suggest that this parameters is larger for the parallel direction compared to that of the perpendicular direction, one can speculate that this can be interpreted as an effect of the elongation of the grains caused by the rolling process.

CONCLUSIONS

We have determined the self-affine parameters of the fracture surface of a cast aluminum alloy. The parallel and perpendicular out-of-plane roughness exponents were determined with values of 0.78 and 0.79, respectively. The roughness exponent of the arrested crack front was also determined, with a value of 0.79. It was corroborated that the correlation length is in all the cases related to the size of the largest heterogeneities present in the complex microstructure. The analysis of the crack paths in aluminum foil as developed in 2D mode I loading allowed the determination of the respective self-affine parameters. It was found that the roughness exponent has a value of 0.67 for both the parallel and transverse direction of propagation with respect to the rolling direction. The anisotropy of the microstructure has an observable effect in the correlation length whereas the roughness exponent is apparently unaffected by this condition.

ACKNOWLEDGEMENTS

Author express their gratitude to E. Sánchez, E. Reyes, O. Garza, I. Suárez, L. Cruz, R. Colás and E. Velasco, the financial support of the Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología and the UANL through the PAICYT program is also gratefully acknowledged.

REFERENCES

1. M. E. Eberhart, *Scientific American*, p. 44-51, Oct. 1999.
2. Hellemans, *Science* Vol. 281, p. 943-944, 14 August 1998.
3. *MRS Bulletin*, Vol. 25, No. 5, May 2000.
4. J.W. Hutchinson and A. G. Evans, *Acta materialia* Vol. 48 p. 125-135, 2000.
5. M. Marder and J. Fineberg, *Physics Today* Vol. 49, p. 24, 1996.
6. E. Bouchaud, *J. Phys.:Condens. Matter* Vol. 9, p. 4319-4344, 1997 and references therein.
7. A. Balankin, *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 57, p. 135-203, 1997 and references therein.
8. B.B. Mandelbrot, Passoja, Paullay, *Nature* Vol 308 19 April 1984.
9. L. de Arcangelis, S. Redner, H.J. Herrmann, *Journal de Physique Lettres* 46, p. 585-590, 1985.
10. E. Bouchaud, G. Lappasset, J. Planes and S. Naveos, *Phys. Rev. B*, Vol 48, p. 2917, 1993.
11. K. J. Maloy, A. Hansen, E. L. Hinrichsen and S. Roux, *Phys. Rev. Lett.*, Vol. 68, p. 213-215, 1992.
12. X. Zhang, M.A. Knackstedt, D.Y.C. Chan and L. Paterson, *Europhysics Letters*, Vol. 34, p. 121-126, (1996).
13. J. Feder, *Fractals*, Plenum Press, New York, 1988.
14. M. Hinojosa, J. Aldaco, U. Ortiz and V. González, *Aluminum Transactions* Vol. 3, p.53-57, 2000.
15. P. Daguiet, B. Nghiem, E. Bouchaud and F. Creuzet, *Phys. Rev. Lett.* Vol 78, p. 1062, 1997.
16. P. Daguiet, Ph. D. Thesis, Paris University, Paris, 1997.
17. M. Hinojosa, E. Bouchaud y B. Nghiem, *MRS Symp. Proc.* Vol. 539, p. 203-208, 1999.
18. J. Aldaco, F.J. Garza, M. Hinojosa, *MRS Symp. Proc.* Vol. 578, p. 351-356, 2000.
19. M. Hinojosa, J. Aldaco, U. Ortiz and J.A. González, *Euromat 2000*, p. 1469-1474, 2000.
20. E. Reyes, Masters Thesis, Universidad Autónoma de Nuevo León, México (in Spanish), 1999.
21. J. Schmittbuhl, J. P. Vilotte and S. Roux, *Phys. Rev. E*, vol. 51, p. 131, 1995.

ÍNDICE DE TABLAS

Capítulo 1	Pág.
Tabla I Cronograma de la historia de la obtención y producción del aluminio.....	5-6
Tabla II Propiedades físicas del aluminio puro.....	7
Tabla III Principales propiedades elásticas del aluminio.....	9
Tabla IV Designación de algunos de los tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio forjadas.....	10
Tabla V Valores comunes de las propiedades mecánicas en aluminio entre las distintas normas internacionales.....	12

Capítulo 4

Tabla VI Composición química nominal de la aleación de Aluminio 1145.....	63
Tabla VII Direcciones en las cuales se propagan las grietas en las Muestras cortadas tanto en el sentido longitudinal (paralelo) y perpendicular (frontal) a la dirección de laminación.....	68
Tabla VIII Comparación entre los alcances de magnificación y longitud de escala entre los distintos instrumentos empleados en esta investigación.....	70

Capítulo 5 Resultados y Discusión

Tabla IX Longitudes características de la microestructura anisotrópica tanto en la dirección y-z como en la x-z.....	80
Tabla X Resultados de los ensayos mecánicos de tensión modo I.....	81

Apéndice A

Prueba de hipótesis para la comprobación de la diferencia entre las resistencias a la tensión modo I

Tabla A-I Resultados de los ensayos mecánicos de tensión modo I.....	102
--	-----

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Capítulo 1 Conceptos Generales del Aluminio	
1.1 Sir Humphrey Davy (1779-1829).....	4
1.2 Heroult y Hall.....	7
1.3 Variación del módulo de Young con el % atómico de soluto para soluciones sólidas de cobre o silicio en aluminio tratadas térmicamente.....	8
1.4 Curva de esfuerzo-deformación que ilustra el método para hallar el esfuerzo de prueba.....	9
1.5 Proceso de laminación en frío de las láminas delgadas de aluminio.....	13
1.6 Diagrama de un tren de laminación con dos (“Dúo”) y cuatro grandes rodillos (“Four High”).....	14
Capítulo 2 Mecánica de la fractura y carácter autoafín de la propagación de las grietas	
2.1 Fracturas típicas de clivaje.....	17
2.2 Fractura que muestra cuasi-clivaje.....	17
2.3 Figura que muestra la presencia de la coalescencia de cavidades (acero a 100x).....	18
2.4 Vista de una típica fractura frágil de una probeta de acero.....	19
2.5 Típica fractura dúctil vista en un MEB.....	20
2.6 Típica fractura transgranular.....	21
2.7 Típica fractura intergranular.....	21
2.8 Características principales del mecanismo de fractura (iniciación y propagación).....	23
2.9 Categorías de la fractura de acuerdo a la extensión de la zona plástica.....	24
2.10 Representación típica de la concentración de esfuerzos que ocasiona la generación y propagación de la grieta.....	26

2.11 Modos de generación de una grieta.....	27
2.12 Esquema dimensional del especimen relacionado con el análisis de Griffith para el esfuerzo plano (plane stress).....	29
2.13 Campo de esfuerzos de probetas sometidas a pruebas de tensión modo I, caso bidimensional.....	30
2.14 Condición de esfuerzo plano vs deformación plana.....	30
2.15 Movimiento Browniano de una partícula en función del tiempo.....	32
2.16 Perfiles de alturas de una superficie rugosa hipotética.....	34
2.17 Gráfico representativo del método de bandas de ancho variable.....	36
2.18 Curva de autoafinidad para un perfil autoafín hipotético.....	37
2.19 Representación de una línea moviéndose a lo largo del eje y, dentro de un medio heterogéneo dejando detrás una superficie rugosa.....	38
2.20 Matriz de "Fusibles Aleatorios".....	40
Capítulo 3 Técnicas Experimentales y de análisis	
3.1 Microscopio Electrónico de Barrido LEICA S440.....	46
3.2 Esquema general de los componentes de un MEB.....	47
3.3 Cámara de vacío del MEB LEICA S440.....	48
3.4 Esquema del haz de electrones en un MEB.....	48
3.5 Microscopio de tambor fabricado durante el siglo XIX.....	50
3.6 Rayos ópticos en el microscopio óptico.....	51
3.7 Microscopio Óptico Nikon Epiphot-TME con platina motorizada conectado al analizador de imágenes Leica modelo Quantimet Q250+.....	53
3.8 a)Fondo brillante, b) fondo oscuro.....	55
3.9 Estereoscopio con magnificaciones desde 1x hasta 63x.....	56
3.10 Funcionamiento de un Microscopio de Fuerza Atómica.....	59
3.11 Microscopio de Fuerza Atómica.....	60

Capítulo 4 Experimentación

4.1 Caras longitudinal y frontal a la dirección de laminación.....	63
4.2 Proceso del montaje de las muestras seleccionadas en baquelita...	63
4.3 Proceso del pulido electrolítico.....	64
4.4 Geometría de las probetas utilizadas en los ensayos de tensión modo I para la generación de las trayectorias de las grietas.....	67
4.5 Máquina universal marca INSTRON serie 4200, utilizada para la generación de las trayectorias de las grietas.....	67
4.6 Direcciones en las cuales se cortaron las muestras para los ensayos de tensión.....	68
4.7 Diferentes longitudes de escala en las cuales se analizaron las trayectorias de las grietas en los ensayos de tensión.....	69
4.8 Extracción de trayectorias de perfiles de grieta con diversos instrumentos. a)con escaner, b)con estereoscopio, c)con microscopio óptico, d)con microscopio electrónico de barrido (MEB)..	70
4.9 Unión de una trayectoria completa del perfil de grieta a 63x.....	71
4.10 Fotocomposición de una sección de la trayectoria de un perfil de grieta extraído del microscopio óptico a un aumento de 400x.....	71
4.11 Fotocomposición de una trayectoria de una sección del perfil de grieta extraído en un MEB a un aumento de 12,800x.....	72
4.12 Proceso de extracción de las trayectorias de las grietas.....	73
4.13 Diagrama del algoritmo utilizado para el análisis de imágenes de las trayectorias de los perfiles de grieta.....	73
4.14 Ejemplo de un perfil extraído con el algoritmo descrito.....	74

Capítulo 5 Resultados y Discusión

5.1 Aspecto de la microestructura en la cara longitudinal a la dirección de laminación, 400x.....	78
5.2 Aspecto de la microestructura en la cara perpendicular a la dirección de laminación, 400x.....	79

5.3 Curva esfuerzo vs deformación de las probetas cortadas en sentido perpendicular a la dirección de laminación.....	82
5.4 Curva esfuerzo vs deformación de las probetas cortadas en sentido paralelo a la dirección de laminación.....	82
5.5 Trayectoria de un perfil extraído de un digitalizador convencional (escaner) a) sentido paralelo a la dirección de laminación b) sentido perpendicular a la dirección de laminación.....	84
5.6 Trayectoria de grieta obtenida en un estereoscopio a) en sentido paralelo a la dirección de laminación b) en sentido perpendicular a la dirección de laminación.....	85
5.7 Trayectorias de grieta obtenidas por microscopía óptica a) parte de una trayectoria del perfil de grieta de una probeta ensayada en tensión en sentido paralelo a la dirección de laminación b) parte de una trayectoria del perfil de grieta de una probeta ensayada en sentido perpendicular a la dirección de laminación.....	86
5.8 Trayectorias de grieta obtenidas en el microscopio electrónico de barrido de a) en sentido paralelo a la dirección de laminación b) en sentido perpendicular a la dirección de laminación...	87
5.9 Curva de autoafinidad típica de una trayectoria de grieta en sentido paralelo a la dirección de laminación.....	88
5.10 Curva de autoafinidad típica de una trayectoria de grieta en sentido perpendicular a la dirección de laminación.....	88
5.11 Curva que muestra los intervalos para los valores de la longitud de correlación, tanto para las grietas generadas en sentido paralelo, como perpendicular a la dirección de laminación.....	89
5.12 Trayectorias de grieta típicas vistas con los distintos instrumentos, en las muestras ensayadas en tensión modo I, en sentido paralelo a la dirección de laminación.....	91

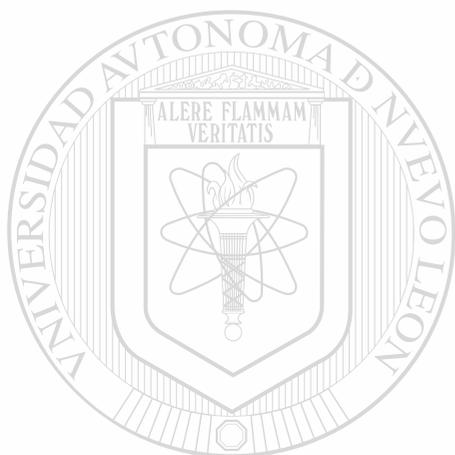
5.13 Trayectorias de grieta típicas vistas con los distintos instrumentos, en las muestras ensayadas en tensión modo I, en sentido perpendicular a la dirección de laminación.....	92
5.14 Patrones que siguen las trayectorias de grieta tanto en el sentido longitudinal (\perp) como en el sentido frontal (\parallel) a la dirección de laminación.....	93

Apéndice B Figuras con las trayectoria de los perfiles de grietas

B-1 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captado con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 800x.....	103
B-2 Perfil de grieta de la zona paralela a la dirección de laminación, captado con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 400x.	103
B-3 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captado con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 3200x.....	104
B-4 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captado con la técnica de electrones retrodispersados en un MEB a 3200x.....	104
B-5 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captado con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 6400x.....	104
B-6 Perfil de grieta de la zona paralela a la dirección de laminación, captado con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 12800x.....	105
B-7 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captado con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 12800x.....	105
B-8 Perfil de grieta de la zona perpendicular a la dirección de laminación, captado con la técnica de electrones secundarios en un MEB a 50x.....	105

Apéndice C Formaciones dendríticas en el foil de aluminio

C-1 Presencia de formaciones dendríticas en el foil de aluminio, vistas
en el microscopio electrónico de barrido..... 107



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Castelar N. 2195 Pte.
Col. Nuevas Colonias
C.P. 64710
Monterrey, N.L., MEXICO

Tel. 8340-7010 y 8343-6424
E-mail: termi25@hotmail.com



CURRÍCULUM VITAE

Ing. Xavier Enrique Guerrero Dib

Objetivo

Serle útil a la sociedad, desarrollando al máximo mis capacidades y aptitudes.

Escolaridad

❖ Febrero 1999 a la fecha (Grado de avance: 100%)
Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL)
San Nicolás de los Garza, N.L.
**Maestría en Ingeniería Mecánica con
Especialidad en Materiales**
Becado por el Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología
(CONACYT)
Tema de tesis: "**Propagación de grietas autoafines en una
aleación de aluminio: caso bidimensional**".

❖ Agosto 1991 - Diciembre 1996
Universidad de Monterrey (UEM),
San Pedro Garza García, N.L.

Ingeniero Mecánico Administrador

❖ Agosto 1989 - Mayo 1991
Universidad de Monterrey (UEM)
Monterrey, N.L.

Bachillerato Gonzalitos (CUM)

Otros Estudios

- **Estilos Cognitivos y de Aprendizaje**
ITESM, Campus Eugenio Garza Sada
Monterrey, N.L., 3,5,10 y 12 de abril del año 2000.
- **Seminario de Metalografía**
METROLAB-STRUERS,
San Nicolás de los Garza, N.L.
3 de Abril del año 2000.
- **Curso de Microenseñanza**
ITESM, Campus Eugenio Garza Sada
Monterrey, N.L. 14-17 de Febrero del 2000.
- **DC Arcs an "Off-The Record" Advanced Technology
Symposium**, Organiza: Iron & Steel Society's, Sheraton
Ambassador Hotel, Monterrey, N.L., Mexico, November 28-
30, 1999.
- **Programa Educativo de Verano ACERO 2000**
Organizan y Becan: Iron & Steel Society; ITESM Campus
Monterrey y CINVESTAV de Saltillo.
28 de Junio 1999 al 30 de Julio.

- **8° Congreso Internacional de Ingeniería Mecánica**
ITESM, Campus Monterrey, Octubre 1995.
- **VI Simposium Internacional de Ingeniería UdeM '94,**
CINTERMEX, Septiembre 1994.
- **Curso sobre liderazgo UDEM,** Junio 1994.
- **IV Simposium Internacional de Ingeniería UdeM '92**
CINTERMEX, Octubre 1992.
- **III Simposium Internacional de Ingeniería UdeM '91,**
CINTERMEX, Octubre 1991.

Idiomas

Inglés 90% (Forma en que lo aprendí: Durante toda mi educación: primaria, secundaria, bachillerato y universidad; además en viajes a los E.U.A. y Europa)

Experiencia docente

Enero a Mayo del año 2000
Profesor Auxiliar de Ciencias Físicas II y Ciencias de la Vida II, ITESM, Campus Eugenio Garza Sada

Septiembre 1997 a Junio del año 2000
Profesor de Bachillerato en el Centro Cultural Lumen, A.C., impartiendo la materia de Física 1, 2 y Laboratorio.

Septiembre 1998 a Diciembre 1998
Catedrático de la materia de Informática
Universidad Tecnológica de Santa Catarina
Santa Catarina, N.L.

Agosto 1995 a Diciembre 1996
Maestro Auxiliar de Bachilleres impartiendo cursos de Humanidades en la UDEM.

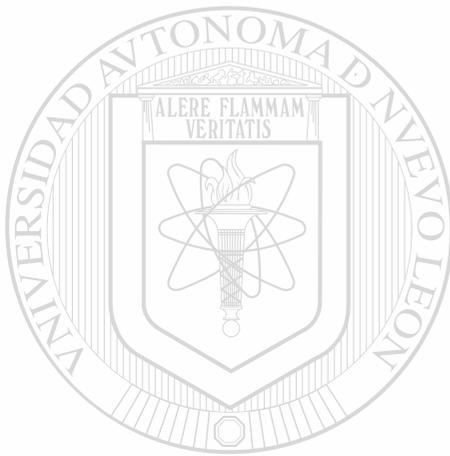
Febrero 1995 a Junio 1996
Profesor asesor de la Preparatoria Abierta CETIS
Nº 66, impartiendo los cursos de Física y Química.

Febrero 1995 a Mayo 1995
Entrenador de Futbol Soccer de la Preparatoria Humberto Lobo, perteneciente a la Universidad de Monterrey.

Septiembre 1992 a Mayo 1994
Entrenador del Equipo representativo de Futbol Soccer del CUM.

Experiencia industrial

- Diciembre 1999 a Enero del 2000
VITROCRISA, Planta "C", (Grupo VITRO)
Monterrey, N.L.
Jefe de Aseguramiento de Calidad
*Control de todos los procedimientos de calidad para mantenimiento de la certificación del ISO 9001.
*A mi cargo estaban 36 personas dentro de los cuales se encontraban inspectores y coordinadores de calidad.
*Mejora de todos los Sistemas de Calidad existentes en la Planta "C" de Vitrocrisa.



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

*Eliminación de todas las posibles causas de mermas en la producción de la empresa.

➤ Diciembre 1998 – Febrero 1999

INLAND CORRUGADOS DE MONTERREY

Santa Catarina, N.L.

Ingeniero en Ecología

*Estaba encargado del control de todas las variables que tenían que ver con el control de desechos tóxicos de la planta.

*Elaborar los planes para la instalación de un sistema de calidad ambiental ISO 14000.

➤ Marzo 1997 - Mayo 1998

CONDUCTORES MONTERREY (Grupo AXA)

San Nicolás de los Garza, N.L.

Ingeniero de Procesos en la Planta de Alambre Magneto N° 1

*Procesos de estirado y rolado de alambón de cobre

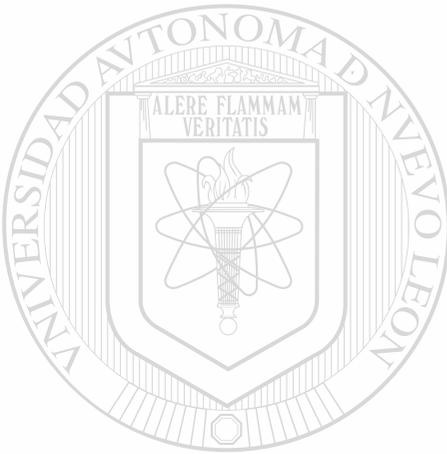
*Toma de decisiones en cuanto a selección de proveedores de materia prima y refacciones.

*Tenía que ver con todas las áreas de la empresa (mantenimiento, producción, programación y control de calidad)

* Estaba encargado del control de lubricantes de todas las máquinas de la planta (para el estirado de alambón con dados de carburo de tungsteno)

* Participaba como facilitador en 3 círculos de control de calidad.

*Daba **cursos de capacitación** a los obreros de recién ingreso a la planta.



Actividades

Extracurriculares

*Miembro del Equipo de Alpinismo de la UDEM

*Miembro del representativo de futbol soccer de la Universidad de Monterrey.

*Miembro del Equipo de Misiones de la UDEM

*Participante en el Premio **TECNOS de Investigación 1998.**

*Participante en el Programa Académico de Investigación en Ciencia y Tecnología (PAYCYT) de la Universidad Autónoma de Nuevo León 1998.

*Presidente de la Liga de Futbol Soccer de Ex-alumnos Maristas "Hno. Jorge Ibarra Camino" del CUM. (desde 1998 a la fecha)

Exposiciones

➤ Mayo 17,18, Biblioteca Magna Universitaria, U.A.N.L., V **Simposium de Ciencia y Tecnología**, organizado por CONACYT región noreste, "Propagación de grietas autoafines en metales no ferrosos".

➤ Octubre de 1999, 5^{ta} Reunión Internacional de **Investigadores y Estudiantes Mexicanos de Postgrado (AMIEP)**, Palacio de Minería, Cd. de México, con la ponencia: "Impacto de la Tecnología del Microscopio de Fuerza Atómica en la selección de la materia prima".

óptima para los procesos de estirado de alambre de cobre”.

- Junio de 1998, *Wire Assosiation International (WAI)* Cleveland, Ohio, E.U.A. , Título de la ponencia: “Copper rod surface quality by Atomic Force Microscope”.
- Abril de 1997, *Academia Mexicana de Investigación y Docencia en Ingeniería Química, A.C. (AMIDIQ)* Boca del Río, Veracruz, MÉXICO, Título de la ponencia: “Análisis Superficial del Alambre de Cobre para usos eléctricos”.

Publicaciones:

- Enero del 2000, *Revista Ingenierías*, editada por la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León; “Análisis de superficie de alambre de cobre con microscopio de fuerza atómica”; pp. 3-7.
- Diciembre del 2001, 10th International Congress of Fracture, ICF100591OR, “2D and 3D Self-affine crack propagation on aluminium alloys”, Hinojosa, M.; Morales, E.I.; Guerrero, X.; Aldaco, J.; Ortiz, U.



Recomendar:

- Dr. Moisés Hinojosa Rivera (DIMAT-FIME-UANL) 8329-4020, ext. 5770
- Ing. Mauricio Cabello Hernández (CEMEX, Logística) 8152-2705
- Lic. Fernando Herrera Porte (CEMEX, Finanzas) 8328-3637
- Mta. María de los Angeles Cavazos 8343-4913
(Directora del Centro Cultural LUMEN, A.C.)

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Ing. Xavier Enrique Guerrero Dib

Monterrey, N.L., 1^{ro} de Marzo del año 2001.

