

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



FRACTOGRAFIA AUTOAFIN 3D EN UNA
ALEACION Al-Si.

TESIS

Que para obtener el Grado de
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA
MECANICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

PRESENTA
EDGAR IVAN MORALES BALBOA

San Nicolás de los Garza, N. L.

Enero de 2002

TM

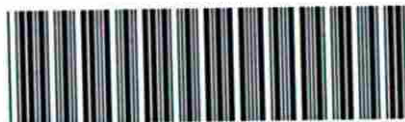
Z5853

.M2

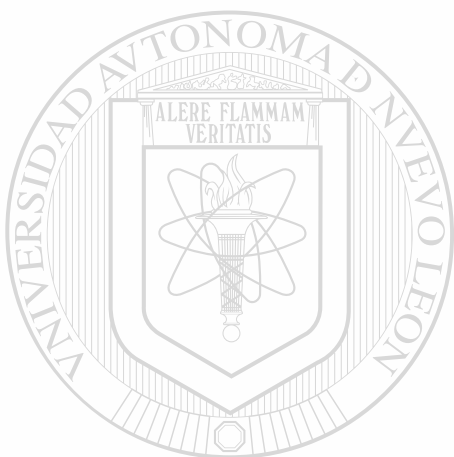
FINE

2002

.M6



1020146961



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

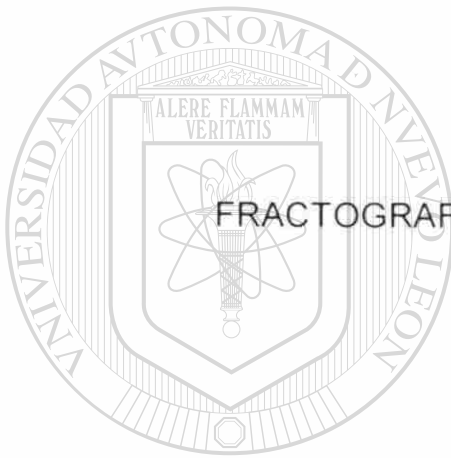
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



FRACTOGRAFÍA AUTOAFÍN 3D EN UNA ALEACIÓN Al-Si.

UANL
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

PRESENTA

EDGAR IVÁN MORALES BALBOA

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N.L.

ENERO DEL 2002

970577

TH

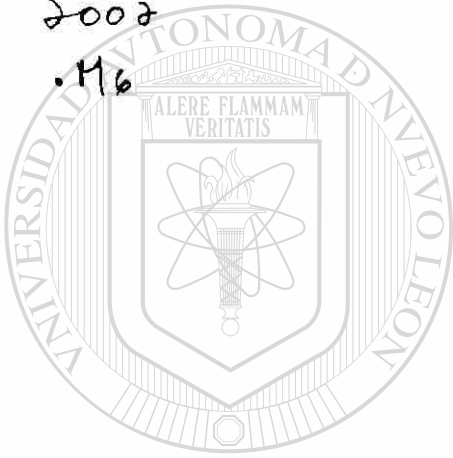
Z5853

.M2

FIME

2002

.M6



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

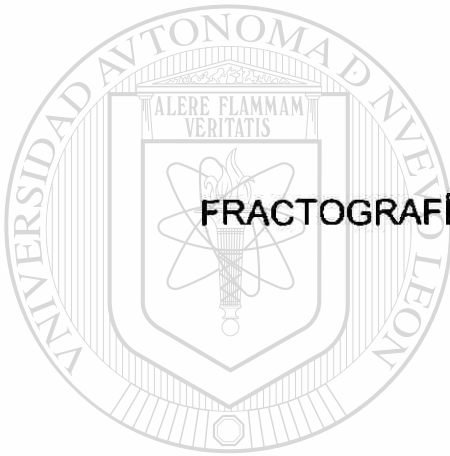
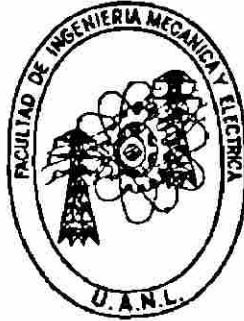


FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



FRACTOGRAFÍA AUTOAFÍN 3D EN UNA ALEACIÓN Al-Si.

U A N L
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

PRESENTA

EDGAR IVÁN MORALES BALBOA

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N.L.

ENERO DEL 2002

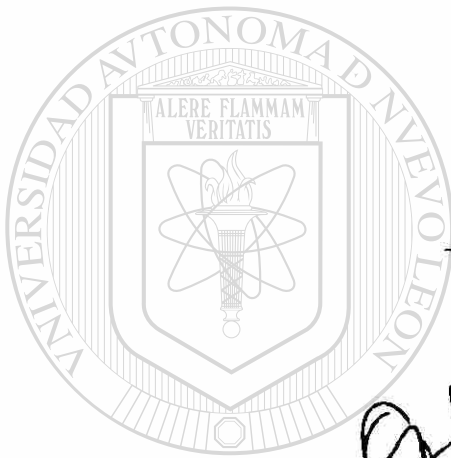


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis FRACTOGRAFÍA AUTOAFÍN 3D EN UNA ALEACIÓN Al-Si. realizada por EDGAR IVÁN MORALES BALBOA sea aceptada para su defensa 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

Coasesor
Dr. Juan Antonio Aguilar Garib.

Coasesor
Dr. Eulogio Velasco Santes

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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

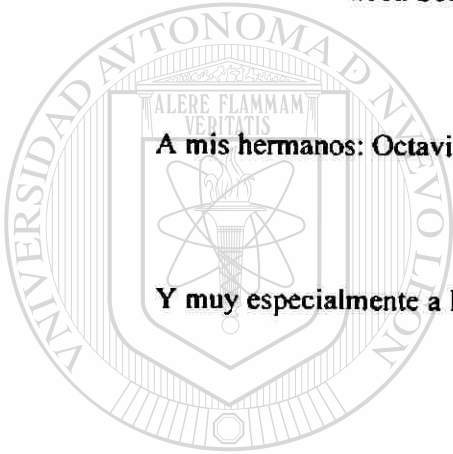
Dedicatoria

A mi esposa y a mi hijo por alegrar y compartir cada día conmigo.

Al Sr. Víctor Balboa Solís, por haber sido un gran maestro en la vida.

A mis hermanos: Octavio y Víctor por ser siempre grandes amigos.

Y muy especialmente a Dios.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Gracias.



Agradecimientos

El autor agradece especialmente a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, así como a la Universidad Autónoma de Nuevo León, por la oportunidad de realizar esta investigación.

A los Doctores Ubaldo Ortiz, Juan A. Aguilar, Carlos Gerrero, Virgilio González, Moisés Hinojosa, Alan Castillo, Rafael Colás, Tushar K. Das, por ser grandes maestros y ayudar con sus conocimientos en la elaboración de este trabajo.

Al Ing. Omar Garza, Leonardo Chávez, Nasser Mohamed, Erwin Sánchez, Edgar Reyes, Jorge Aldaco y al Sr. Roberto González G. por su participación en la elaboración de esta investigación.

A todos mis compañeros del DIMAT.

A la gente de la empresa NEMAK por su tiempo y ayuda en este trabajo.

A la empresa CALIMET por su gran apoyo.

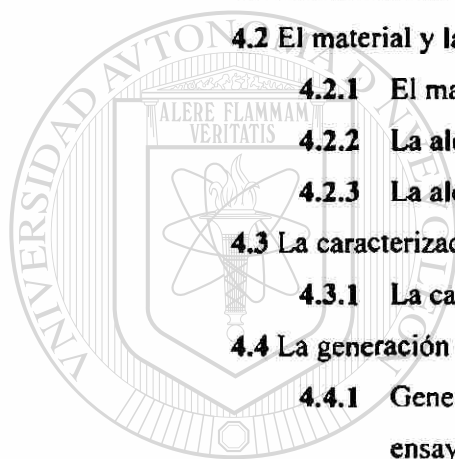
Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por su apoyo y confianza para la realización de este trabajo.

Y muy especialmente a mi gran asesor el Dr. Moisés Hinojosa Rivera por ser un gran maestro y amigo.

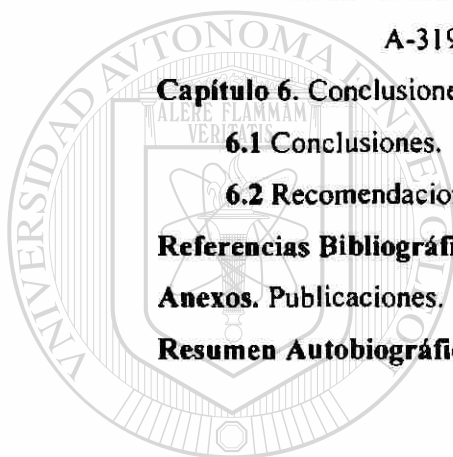
Índice

	Pags.
Prólogo.	1
Resumen	3
Introducción	5
Capítulo 1. Fractografía.	6
1.1 Fractografía.	6
1.2 Dimensiones microestructurales y campos de esfuerzo.	7
1.3 Nucleación. El origen de las grietas.	9
1.3.1 Nucleación de grietas por incompatibilidad elástica.	9
1.3.2 Nucleación de grietas por deformación plástica en sólidos cristalinos.	9
1.3.3 Nucleación de grietas por cavidades plásticas.	10
1.4 Mecánica de la fractura.	11
1.4.1 Modos básicos de desplazamiento.	11
1.4.2 El criterio de <i>Griffith</i>.	12
1.4.3 El factor de intensidad de esfuerzos.	14
1.5 Fractografía cuantitativa.	15
1.5.1 Parámetros Estadísticos para estimar la Rugosidad.	16
Capítulo 2. Autoafinidad.	18
2.1 Análisis fractal de las superficies de fractura.	18
2.2 Fractales anisotrópicos.	18
2.3 Parámetros autoafines.	19
2.3.1 El exponente de rugosidad.	19
2.3.2 La longitud de correlación.	22
2.4 El modelo de línea	22
2.5 Métodos experimentales para la determinación de los parámetros autoafines.	24
2.5.1 El método de ventana de ancho variable.	25
Capítulo 3. El estado del arte	27

3.1 El estado del arte.	27
3.1.1 Análisis tradicional de las superficies de fractura.	27
3.1.2 El análisis autoafín de las superficies de fractura.	28
3.1.3 El carácter multiafín de las superficies de fractura.	29
3.1.4 El modelo de línea y los regímenes de autoafinidad.	30
3.1.5 El escalamiento anisotrópico en la propagación en modo I.	31
3.1.6 La longitud de correlación y los parámetros microestructurales.	32
Capítulo 4. Procedimiento experimental.	38
4.1 Procedimiento experimental.	38
4.2 El material y las técnicas experimentales.	38
4.2.1 El material.	38
4.2.2 La aleación de aluminio-silicio.	40
4.2.3 La aleación tipo A-319.	41
4.3 La caracterización de la aleación tipo A-319.	42
4.3.1 La caracterización química y microestructural.	42
4.4 La generación de superficies de fractura.	44
4.4.1 Generación de superficies de fractura mediante ensayos de impacto e impulsos cíclicos.	44
4.5 El análisis de las superficies de fractura.	45
4.5.1 La caracterización química y microestructural.	45
4.5.2 El análisis fractométrico de superficies obtenidas por impacto Charpy.	46
4.5.3 El análisis fractométrico de perfiles obtenidos por fatiga.	47
4.6 El análisis autoafín de las superficies de fractura.	48
Capítulo 5. Resultados y discusión.	49
5.1 Resultados.	49
5.1.1 La caracterización microestructural de la aleación tipo A-319.	49
5.1.2 El análisis fractográfico de la aleación tipo A-319.	53
5.1.2.1 El análisis fractográfico comparativo de la aleación	53



tipo A-319.	
5.1.2.2 El análisis fractográfico general de la aleación tipo A-319	55
5.1.3 El análisis fractométrico de la aleación tipo A-319.	58
5.1.4 El análisis autoafín tridimensional de la aleación tipo A-319.	58
5.2 Discusión de resultados.	62
5.2.1 El análisis microestructural de la aleación tipo A-319.	62
5.2.2 El análisis fractográfico de la aleación tipo A-319.	62
5.2.3 El análisis fractométrico de la aleación tipo A-319.	63
5.2.4 El análisis autoafín tridimensional de la aleación tipo A-319.	64
Capítulo 6. Conclusiones y recomendaciones.	66
6.1 Conclusiones.	66
6.2 Recomendaciones.	67
Referencias Bibliográficas.	68
Anexos. Publicaciones.	71
Resumen Autobiográfico.	90



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Prólogo

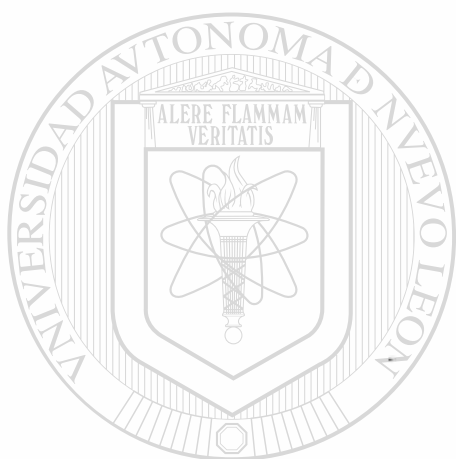
Para el desarrollo de materiales y de los procesos que tienen que ver con éstos, la fractografía ha sido una herramienta de análisis que ha ayudado a entender las relaciones entre las superficies de fractura y las características de los materiales y de sus procesos. El paso del análisis cualitativo al cuantitativo se llevó a cabo gracias a instrumentos de microscopía y análisis de imágenes, y a teorías sobre los materiales. Sin embargo, estas mediciones mostraban que una misma superficie de fractura tenía valores: área, longitud, etc. que dependían de la escala a la que se hacían los análisis. En otras palabras, la realidad tiene una medida que depende del lente (en un sentido microscópico) por el cual se mire.

De 1980 a la fecha, un conjunto de trabajos como el que ahora nos presenta el Ing. Edgar Iván Morales Balboa dan una solución a la paradoja arriba descrita. El uso de la Geometría Fractal nos permite realizar mediciones cuantitativas de las superficies que no dependen de la escala a las cuales fueron hechas las mediciones. La fractografía cambia así el marco teórico para sus mediciones, la Geometría de Fractales permite construir un nuevo marco donde las líneas no son solamente rectas, las superficies no tienen que ser planas y nos permite entender porqué hay superficies que no dependen de la escala con la que son medidas.

Si antes la fractura de un material se consideraba el efecto lineal de una causa o de varias, ahora la fractura también se considera como el efecto de causas iterativas; por lo que en un futuro no muy lejano no deberá sorprender una teoría más simple que nos explique las fracturas por fatiga.

Invito al lector a adentrarse en esta tesis en las técnicas de medición que dan soporte cuantitativo a las teorías ya mencionadas, así mismo, reconocer a aquellos que durante el acto de medición no se detienen al constatar que la medición depende de ellos mismos, pues ellos no son otra cosa que instrumentos de la materia que utiliza para medirse, conocerse a sí misma.

Dr. Ubaldo Ortiz Méndez.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Resumen

En este trabajos se presenta el análisis fractográfico, fractométrico y la determinación de la relación entre los parámetros autoafines y la microestructura del material de manera tridimensional en muestras de aluminio-silicio tipo A-319, sometidas a diferentes grados de modificación y refinamiento, fracturadas en fatiga bajo impulsos cíclicos e impacto Charpy, teniendo como objetivos específicos:

- Confirmar la influencia de los parámetros microestructurales sobre la topografía de las superficies de fractura.
 - Establecer la dependencia de la rugosidad RMS y la escala de medición.
 - Implementar un método experimental para la determinación de los parámetros autoafines en la dirección paralela al frente de propagación dentro del plano de avance.
 - Determinar los parámetros autoafines en las direcciones paralela y perpendicular fuera del plano de avance, así como en la dirección paralela al frente de propagación.
 - Corroborar que el exponente de rugosidad ζ no es dependiente de la dirección de propagación.
-
- Confirmar la relación existente entre los parámetros autoafines y microestructurales, comparando el tamaño de grano y la longitud de correlación.

Para llevar a cabo dichos objetivos se realizó una caracterización cuantitativa de la microestructura para las aleaciones utilizadas, mediante microscopía óptica, análisis de imágenes, microscopía electrónica de barrido y espectrometría de rayos X en dispersión de energía.

Por otra parte el análisis fractográfico de las superficies de fractura ensayadas bajo impulsos cíclicos e impacto Charpy, se ejecutó utilizando el MEB bajo las técnicas de electrones secundarios y contraste de electrones retrodispersados, apoyado con la técnica de MFA en modo de contacto.

Lo concerniente al análisis fractométrico se realizó empleando el MFA y las técnicas de perfilometría determinando la rugosidad RMS en varias longitudes de escala.

El análisis autoafín de las superficies de fractura se realizó utilizando las técnicas de análisis de imágenes extraídas del microscopio electrónico de barrido, microscopía de fuerza atómica y perfilometría, extrayendo datos de alturas cuantitativamente compatibles para los cuales se empleó el método estadístico de ventana de ancho variable, alcanzando siete décadas de longitud de escala, determinando el exponente de rugosidad y la longitud de correlación de manera tridimensional.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Introducción

Un parámetro que ha contribuido con el éxito y crecimiento tecnológico se debe en gran parte al profundo interés que las empresas en el ámbito mundial han dado a la creación de centros y departamento de investigación. Por ende el alto nivel competitivo a nivel mundial ha encauzado la creación y mejora de procesos, así como el desarrollo de materiales con mejores propiedades físicas y mecánicas. El progreso tecnológico, es uno de los principales representante en los grandes descubrimientos de la humanidad.

Desde la misma aparición del hombre sobre la Tierra se dio la eterna lucha de éste por obtener una mejor manera de vivir. Explotar los recursos naturales y transformarlos a su mejor conveniencia fue uno de sus primeros retos y continúa siendo una de sus principales preocupaciones. Productos evidentes del ingenio del hombre son los que ahora conocemos bajo el nombre de "materiales", a tal punto que prácticamente nos resulta imposible imaginar actividad humana alguna en la que los materiales no sean determinantes; muchas veces, éstos nos resultan tan familiares que ni siquiera cobramos conciencia de su intervención en nuestra vida cotidiana.

Sin embargo, las fallas de los materiales, específicamente la fractura, en algunas aplicaciones han ocasionado grandes catástrofes, siendo esta una razón de suma importancia para el estudio y la investigación, ya que resulta evidente que el análisis tradicional de las superficies de fractura, la fractografía y la fractometría, no han dejado un resultado confiable en la predicción y prevención de fallas limitándose a ser solo una alternativa de estudio.

La Geometría de Fractales es una buena herramienta matemática para el estudio de las superficies de fractura, debido a que se ha demostrado que las superficies de fractura presentan un escalamiento anisotrópico pueden ser consideradas como objetos autoafines. En esta investigación, se realiza un análisis estadístico de las superficies de fractura utilizando las técnicas de Microscopía electrónica de Barrido, Microscopía de Fuerza Atómica, perfilometría y análisis de imágenes.

Capítulo 1

1.1 Fractografía

El estudio científico de las superficies de fractura se inicia a principios del siglo dieciséis donde más que un análisis específico de las superficies, éstas se relacionan con las características de proceso, no es hasta 1944 que *Carl A. Zapffe*[1], propone el término fractografía, siendo el propósito principal de esta disciplina intentar relacionar la topografía de la superficie con los mecanismos básicos de fractura.

Haciendo un análisis detallado de una superficie de fractura es posible reconocer patrones y características topológicas bien definidas, las cuales dependen de factores tales como: la composición química del material, la relación de microestructura y deformación, el método de ensayo, las condiciones de ensayo (temperatura, rapidez de deformación, medio ambiente, etc.) y la secuencia de microdeformaciones que dan como resultado la nucleación y propagación de microgrietas. Este tipo de análisis provee una herramienta científica poderosa en muchas áreas de investigación.

Los estudios fractográficos se realizan en muestras ensayadas bajo cualquier modo de fractura, obteniendo superficies en 3-D. La habilidad para visualizar objetos en tres dimensiones y representarlos en bosquejos o dibujos en 2-D requieren de oficio y talento que pueden ser obtenidos con experiencia y práctica. Así mismo, la magnitud de escalas en superficie de fractura varía de nanómetros hasta metros, requiriendo por lo anterior el uso de una gran cantidad de técnicas de observación tales como: un análisis a simple vista, hasta el uso de herramientas más poderosas como lo son: el Microscopio Electrónico de Barrido ó el Microscopio de Fuerza Atómica.

En un adecuado estudio fractográfico es esencial realizar observaciones a diferentes escalas de magnificación, examinando como primer paso la superficie completa de la muestra involucrando análisis a simple vista o baja magnificación utilizando un microscopio óptico,

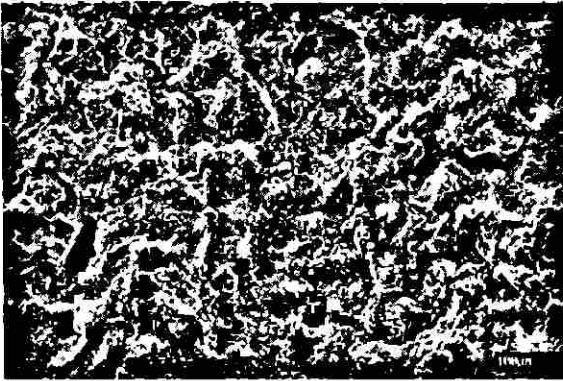


Fig. 1.1.1.- Imagen del MEB en Electrones Secundarios a 375X, de una superficie de fractura en una aleación de Al-Si de uso automotriz.

siguiendo con observaciones a mayor magnificación haciendo uso de técnicas y equipos tales como: El MEB, bajo la modalidad de electrones secundarios y electrones retrodispersados y El Microscopio Electrónico de transmisión (MET). Ya que resulta evidente que las superficies de fractura presentan variaciones en apariencia con respecto a la posición, **Figura 1.1.1** y es claro que una misma zona también presenta

diferencias en tipo y forma con respecto a la magnificación, **Figuras 1.1.2 y 1.1.3**. Estos parámetros son importantes en relación con el estudio de las superficies de fractura en términos de fractales. Por este hecho es recomendable en fractografía especificar la técnica, escala y magnificación de una imagen de superficie de fractura.



Fig. 1.1.2.- Imagen del MEB en Electrones Retrodispersados a 3000x, de la superficie mostrada en la fig. 1.1.1.



Fig. 1.1.3.- Imagen del MEB en Electrones Retrodispersados a 2000x, de la superficie mostrada en las figs. 1.1.1 y 1.1.2.

1.2 Dimensiones Microestructurales y Campos de esfuerzo

Algunos aspectos de escala concernientes a las dimensiones microestructurales en relación con las características de los campos de esfuerzo en un material o componente antes de la falla, pueden representarse considerando dos ejemplos simples. (1) una barra cilíndrica y (2) una placa plana con un agujero cilíndrico a través del espesor, bajo carga en tensión uniaxial. **Figura 1.2.1.**

Cuando un sólido lineal elástico es ensayado en tensión bajo una carga P (Figura 1.2.1 (a)), la elongación ΔL , de una muestra con una longitud inicial L_0 , está relacionada con la carga de acuerdo a la siguiente expresión:

$$\frac{(P A)}{(\Delta L L_0)} = cte = E \quad (1.2.1)$$

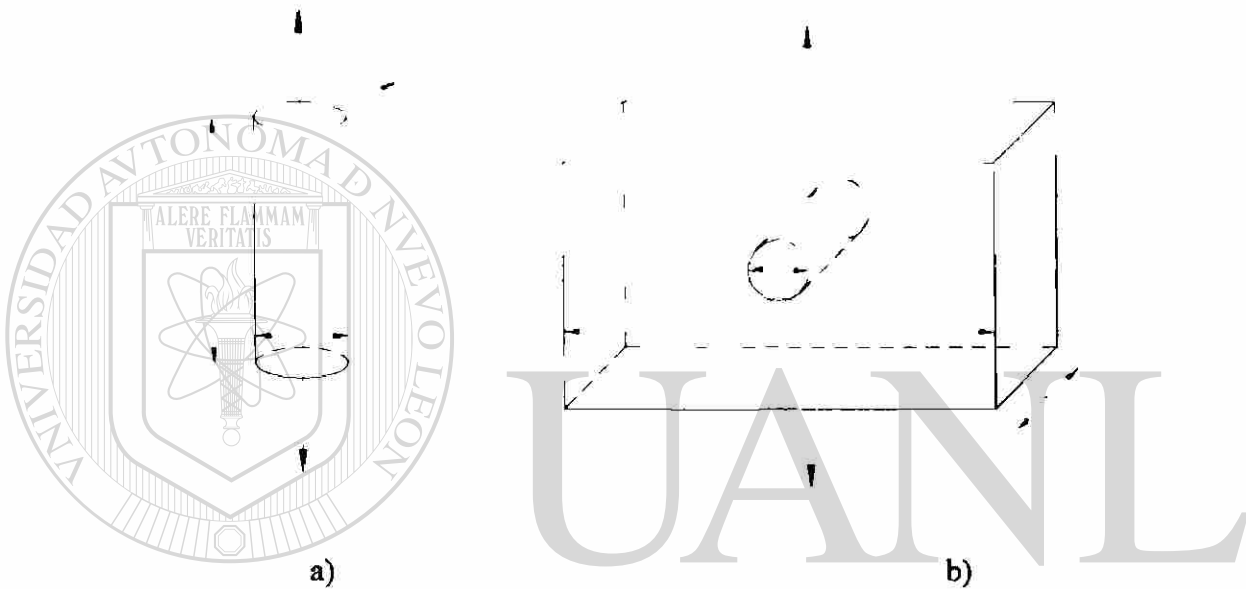


Fig. 1.2.1.- a) Barra cilíndrica y b) Placa plana perforada a través del espesor.

donde A es el área de la sección transversal a la carga de la muestra ($A = \pi r^2$) y $2r$ es el diámetro del cilindro, siendo la constante E el Modulo de Young de la muestra. No obstante, la ecuación 1.1.1, no hace referencia a ninguna característica microestructural del sólido. Suponiendo un metal sólido policristalino o un cerámico, etc. con un tamaño de grano x , si $r \gg x$ el material puede ser considerado homogéneo. Sin embargo, cuando r es del mismo orden en magnitud que x las características microestructurales llegan a ser un factor importante en la determinación de las propiedades de los sólidos, particularmente en términos de deformación y fractura. Tomando en cuenta que algunos cristales son elásticamente anisotrópicos, por consecuencia el modulo de Young en un cristal no será igual para un agregado policristalino, de igual manera la relación entre deformación y fractura variará considerablemente.

En el segundo ejemplo (Figura 1.2.1 (b)). Para un promedio de carga uniforme, el esfuerzo de tensión estará definido por: $\sigma = P/Wt$, donde w es el ancho y t es el espesor de la placa. La presencia del taladro resulta en una concentración con un valor de esfuerzo máximo ($\sigma_{max} = 3\sigma$) [2] en el borde del agujero, independientemente del diámetro de este. Por otro lado, a un punto distante del agujero el esfuerzo disminuirá aproximándose al valor promedio. El contexto de esta discusión permite presentar la importancia que las dimensiones microestructurales tienen con relación al campo de esfuerzos, debido a que estas pueden significar las mayores discontinuidades (porosidad, inclusiones, segundas fases, tamaño de grano, etc.) en la microestructura del material.

1.3 Nucleación. El Origen de las Grietas

Entre los objetivos de la fractografía está el determinar el punto de nucleación de la grieta y establecer la posible causa de falla. La fractura es la respuesta de un material sólido sometido a esfuerzos aplicados externamente o generados internamente por cambios diferenciales causados por gradientes de temperatura, rechupes, difusión y cambios en la composición química, teniendo como resultado la separación o fragmentación del cuerpo sólido en dos o más partes[3]. El proceso de fractura involucra la nucleación y propagación de grietas.

1.3.1.- Nucleación de grietas por incompatibilidad elástica.

Un sólido está compuesto de agregados con diferentes durezas, fases rígidas o granos, principalmente en cerámicos, rocas y concreto, la nucleación de grietas se presenta en los límites de grano como resultado de esfuerzos producidos por incompatibilidad elástica. En la Figura 1.3.1(a), A y B representan dos granos, los cuales pueden diferir en orientación cristalográfica o composición química. Debido a la diferencia en composición y orientación, el modulo elástico de cada grano será diferente, produciendo distintas deformaciones elásticas en cada grano como consecuencia de la aplicación de esfuerzos externos o generados internamente.

1.3.2.- Nucleación de grietas por deformación plástica en sólidos cristalinos.

Los materiales cristalinos como los metales y cerámicos, a bajas temperaturas presentan deformación por esfuerzos cortantes. Esto ocurre a nivel microestructural con cada cristal por el

deslizamiento individual de dislocaciones (escalonamiento) o el movimiento coordinado de un arreglo de dislocaciones (maclas). Los esfuerzos de corte pueden ser localizados en regiones en forma de bandas delgadas que al encontrarse con una barrera microestructural (inclusiones, límites de grano, etc.) resultan en una concentración de esfuerzos, teniendo como consecuencia la nucleación de una grieta. En la **Figura 1.3.1(b)**, la estructura cristalina del material y la dirección de la aplicación de los esfuerzos cortantes determinarán el plano de macla o escalonamiento. El plano en que nuclea la grieta es además fuertemente influenciado por la estructura cristalina y por la deformación en la interfase de barrera.

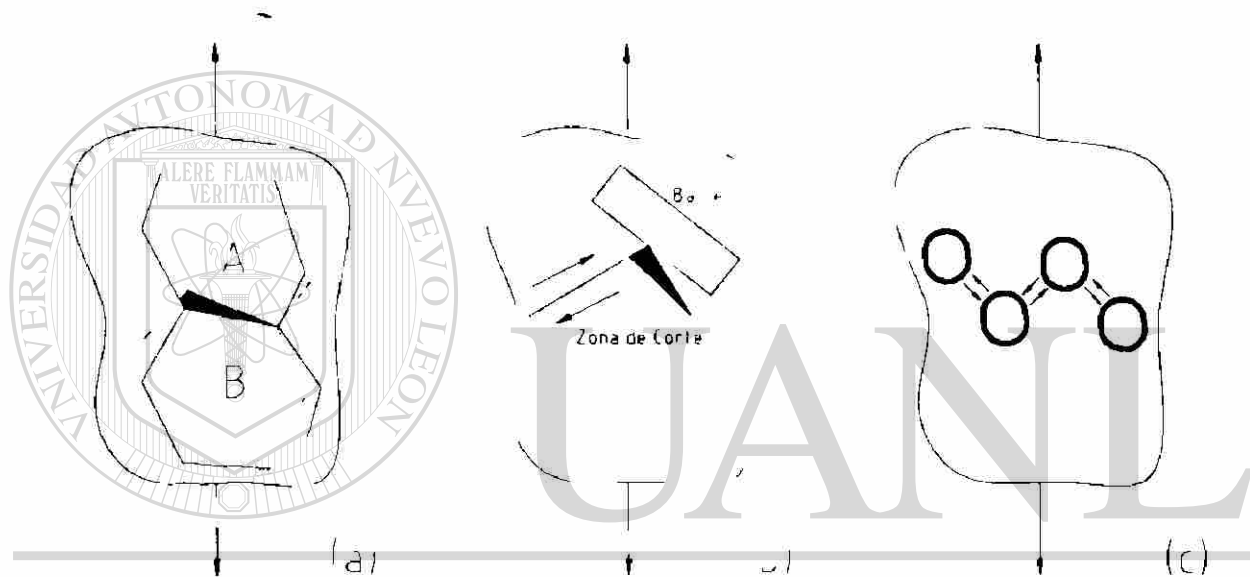


Fig. 1.3.1.- Ejemplos de nucleación de grietas por deformación, a) Incompatibilidad elástica, b) Deformación plástica de sólidos cristalinos y c) Coalescencia de cavidades plásticas.

1.3.3.- Nucleación de grietas por cavidades plásticas.

Este mecanismo ocurre en algunos materiales dúctiles que contienen partículas rígidas. Durante la deformación la matriz dúctil se deforma por desplazamiento en materiales cristalinos y por procesos de corte más generalizados en materiales amorfos y semicristalinos. Las partículas rígidas no se deforman, separándose la interfase matriz-partícula seguida por el desarrollo de cavidades plásticas alrededor de cada partícula, como muestra la **Figura 1.3.1(c)**. La grieta consiste en un arreglo irregular de cavidades plásticas que coalescen, mostrando que una grieta puede ser formada de un arreglo de pequeñas grietas formadas en la interfase partícula-matriz.

Los mecanismos de nucleación mostrados anteriormente describen algunos de los procesos de nucleación que pueden presentarse en diferentes tipos de materiales con diversas propiedades mecánicas. Sin embargo, solo están relacionados con aspectos microestructurales del material, por otro parte, algunas características de grieta pueden ser mejor comprendidas si se estudia al material como un medio continuo (mecanismos de fractura), donde la escala de grieta es mucho mayor que las dimensiones microestructurales del material.

1.4 Mecánica de la Fractura

La fractura puede ser clasificada en dos categorías generales, fractura dúctil y fractura frágil. La fractura dúctil se caracteriza por una apreciable deformación plástica antes o durante la propagación de grieta, mientras que la fractura frágil es caracterizada por una alta rapidez de propagación, sin deformación plástica y presenta muy escasa microdeformación. La tendencia a la fractura frágil se incrementa con el decremento en la temperatura del material, así mismo, incrementando la rapidez de deformación y se presenta en general en condiciones de esfuerzo triaxial.

En términos simples, la mecánica de la fractura involucra la predicción de la falla por el crecimiento de una grieta y los daños mecánicos causados por la acumulación de un arreglo de grietas en el material. Muchos de los conocimientos acerca de los mecanismos de fractura son aplicados para el análisis fractográfico de superficies de fractura y estos no se ven restringidos por alguna clase de material, ya que es posible utilizar algunos de los criterios establecidos en la mecánica de fractura, conociendo algunas de las características físicas y propiedades mecánicas del material.

1.4.1.- *Modos Básicos de Desplazamiento*

Los tres modos básicos de desplazamiento de las superficies de fractura de una grieta, que pueden ocurrir en un cuerpo agrietado al aplicar una carga, se muestran en la **Figura 1.4.1**. El Modo I es la abertura de la grieta en la dirección perpendicular al plano de fractura, el Modo II se refiere al desplazamiento de las superficies en sentidos opuestos, pero en la dirección de avance

de la grieta y el Modo III es el desplazamiento fuera del plano en dirección perpendicular a la dirección de avance. El caso general es la combinación de los tres modos, el cual resulta muy complicado de analizar. Afortunadamente la gran mayoría de los casos prácticos corresponde al Modo I. Una combinación de especial interés es el Modo I+II, el cual se presenta en grietas inclinadas, mientras que el Modo III se presenta en casos de fractura por torsión pura.



Fig. 1.4.1.- Modos de desplazamiento de superficies de fractura en un cuerpo agrietado.

1.4.2.- El Criterio de Griffith

El primer intento por explicar la discrepancia entre los esfuerzos de fractura observados en cristales y los esfuerzos teóricos cohesivos fue propuesto por *Griffith*, quien derivó una expresión matemática para determinar el esfuerzo de fractura en materiales muy frágiles como el vidrio. Aunque el *criterio de Griffith* no puede ser aplicado directamente a metales, ha sido una gran influencia en los conocimientos obtenidos hasta el momento en la fractura de materiales metálicos. *Griffith* propone en 1920[2] el siguiente criterio para la propagación de grietas: *Una grieta se propagará cuando la energía de deformación elástica sea al menos igual que la energía requerida para la creación de una nueva superficie de grieta*. Lo anterior establece que un material frágil contiene una población de grietas finas que producen una concentración de esfuerzos de magnitud suficiente para superar el esfuerzo cohesivo teórico en regiones localizadas. Esto permite expandir la grieta produciendo un incremento en la energía superficial.

La teoría de *Griffith* fué modificada por *Orowan* para considerar el grado de plasticidad siempre presente en la fractura frágil de metales. De acuerdo a esta aproximación el esfuerzo de fractura esta dado por:

$$\sigma_f \approx \left(\frac{E\gamma_p}{a} \right)^{1/2} \quad (1.4.1)$$

donde E es el modulo de Young y γ_p es el trabajo plástico requerido para extender la pared de una grieta de longitud $2a$. La ecuación 1.4.1, fue modificada por *Irwin*[2] para reemplazar la dificultad de medir γ_p con un término que es directamente medible.

$$\sigma_f = \left(\frac{EG_c}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (1.4.2)$$

donde G_c corresponde a un valor crítico de la fuerza de extensión de grieta: (*crack extension force*).

$$G_c = \frac{\pi a \sigma^2}{E} \quad (1.4.3)$$

La fuerza de extensión de grieta tiene unidades de $J m^{-2}$. G_c además puede ser considerada como la razón de liberación de *energía de deformación*. El valor crítico de G_c que hace que la grieta se propague hasta ocurrir la fractura es llamado tenacidad a la fractura del material.

La enorme dificultad para evaluar la energía superficial de manera experimental, fue la razón por la cual el criterio de *Griffith* nunca pudo ser aplicado extensamente. Sin embargo, este razonamiento hace dos importantes aportaciones fundamentales:

- a) La ecuación de *Griffith* provee una relación entre el esfuerzo de fractura y el tamaño de grieta, del tipo $\sigma \propto (1/a^{1/2})$, la cual se ha comprobado repetidamente.

- b) La fractura resulta de un proceso de conversión de energía, que no depende solamente del esfuerzo, sino también del tamaño de la grieta.

1.4.3.- El Factor de Intensidad de Esfuerzos

Consideremos el cálculo de la distribución de esfuerzos en el extremo de una grieta en una placa delgada de espesor uniforme, sometida a esfuerzos de tensión también uniformes en un punto coordinado cualquiera situado en una posición (r,θ) con respecto al origen situado en la punta de la grieta, mostrado en la **Figura 1.4.2**. Los esfuerzos establecidos alrededor de la grieta estarán representados por la solución de la función de Airy para una placa plana infinita con una grieta central para condiciones de esfuerzo plano, por las siguientes ecuaciones:

$$\begin{aligned}\sigma_x &= \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \frac{\sin \theta}{2} \frac{\sin 3\theta}{2} \right) \right] \\ \sigma_y &= \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \frac{\sin \theta}{2} \frac{\sin 3\theta}{2} \right) \right] \\ \tau_{xy} &= \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\frac{\sin \theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right]\end{aligned}\quad (1.4.4)$$

donde $\sigma = P/wt$ es el esfuerzo nominal. Las ecuaciones 1.4.4 también pueden ser escritas en condiciones de deformación plana:

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (1.4.5)$$

donde ν es la razón de Poisson. Las ecuaciones anteriores también pueden ser escritas de forma general:

$$\sigma_y = \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} f_y(\theta) \quad (1.4.6)$$

De acuerdo a lo anterior, para una grieta de cualquier longitud, la magnitud de los esfuerzos en una posición (r,θ) desde la punta de la grieta, dependerá únicamente del término $\sigma(\pi a)^{1/2}=K$, pudiendo describir las ecuaciones del esfuerzo de la siguiente manera:

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_y(\theta) \quad (1.4.7)$$

El término K representa la magnitud de la intensidad de esfuerzos en la región de la punta de una grieta y se ha definido como *El Factor de Intensidad de Esfuerzos*.



Fig.1.4.2.- Modelo para las ecuaciones de esfuerzos en un punto cercano a una grieta.

1.5 Fractografía Cuantitativa

El objetivo principal de la fractografía cuantitativa es expresar las características de las superficies de fractura en términos cuantitativos, como son: la rugosidad, el área real, longitud, tamaño, espaciamiento, orientación y localización de las superficies de fractura y existen diferentes metodologías y técnicas para la determinación de estos parámetros.

1.5.1.- *Parámetros Estadísticos para estimar la Rugosidad*

Los parámetros estadísticos más utilizados para la evaluación cuantitativa de las superficies de fractura, son sin duda la rugosidad promedio R_a y la rugosidad media cuadrada RMS o R_q , la rugosidad promedio es utilizada comúnmente en la industria metal-mecánica para especificar el acabado superficial de algunos componentes. Por otro lado, la rugosidad RMS se aplica generalmente para ponderar el acabado superficial de las superficies de componentes ópticos, estos parámetros se encuentran fuertemente relacionados y pueden determinarse utilizando las ecuaciones siguientes:

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L y(x) dx = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N y_i \quad (1.5.1)$$

$$R_q = \left[\frac{1}{L} \int_0^L y^2(x) dx \right]^{1/2} = \left[\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N y_i^2 \right]^{1/2} \quad (1.5.2)$$

Donde $y(x)$ es la función del perfil obtenido de la superficie, formado por un conjunto de N pares coordenados y L la longitud del perfil, **Figura 1.5.1.**

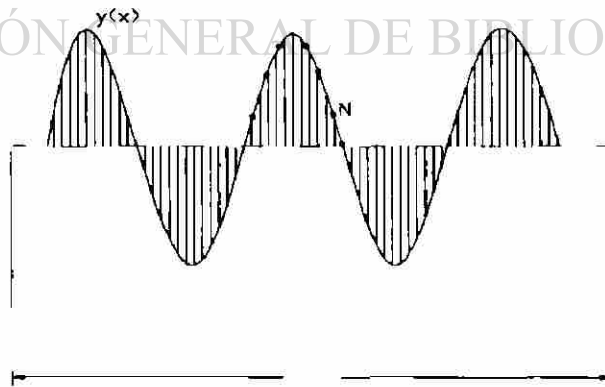


Fig.- Representación esquemática de la obtención de variables para la determinación de los parámetros de rugosidad.

La fractografía tradicional describe principalmente de manera cualitativa las superficies de fractura con base a observaciones mediante microscopía óptica y electrónica básicamente. Así, las superficies se catalogan como frágiles, dúctiles, mixtas, etc. El análisis fractográfico permite describir la sucesión de eventos que generaron la falla. Complementando las observaciones fractográficas con otros estudios y modelos de propagación se hace posible extraer conclusiones sobre la fenomenología particular de la falla y proponer el papel que juegan los componentes microestructurales. Sin embargo, los intentos tradicionalistas de cuantificación de tales observaciones son poco claros y los resultados son generalmente ambiguos y hasta contradictorios[5].

Mandelbrot sugirió en 1984, la utilización de la geometría fractal para caracterizar de manera cuantitativa las superficies de fractura de metales. La geometría fractal considera que los objetos naturales no están constituidos por líneas rectas, planos, ni poliedros tal y como lo describe la geometría Euclidiana con dimensiones en números enteros, tomando en cuenta la dimensión cero. En la naturaleza en realidad los objetos geométricos presentan dimensiones fraccionarias, es decir, dimensiones fractales[7].

Esto trae como consecuencia que las superficies de fractura no presenten una medida absoluta (por ejemplo área), ya que esta dependerá del instrumento de medición y la escala de observación. No obstante, matemáticamente es posible construir objetos irregulares isotrópicos, esto es que presenten el mismo aspecto a cualquier grado de magnificación o escala a la que se observe, a estos objetos se les llama autosimilares. Sin embargo, en la naturaleza solo existen objetos que presentan autosimilitud estadística, o autoafinidad, para estos objetos autoafines, la caracterización cuantitativa de su irregularidad se realiza mediante los llamados parámetros autoafines. En este trabajo se realiza el estudio fractográfico cuantitativo de las superficies de fractura de una aleación Al-Si[6] utilizando los parámetros autoafines que estarán contemplados en el Capítulo 2, presente en esta investigación.

Capítulo 2

2.1 Análisis fractal de las Superficies de Fractura

Cuando una pieza de metal es fracturada bajo cargas de tensión o impacto, las superficies de fractura formadas son complejas, rugosas e irregulares. El aspecto superficial general de la fractura está directamente influenciado por los componentes microestructurales presentes en el material (granos, inclusiones y precipitados), así mismo, se ha encontrado que estas irregularidades están presentes a diferentes grados de magnificación. Por tal motivo resulta evidente, innegable y aceptado[7][8][9] que las superficies de fractura son objetos fractales anisotrópicos.

Como se discutió en la sección 1.5, la Geometría Fractal considera objetos irregulares los cuales pueden ser descritos matemáticamente por medio de algoritmos, a estos objetos se les llama autosimilares (Fractales isotrópicos). Sin embargo, en la naturaleza solamente existen objetos que presentan autosimilitud estadística, es decir, autoafinidad (Fractales anisotrópicos), para estos objetos la caracterización de su irregularidad se determina mediante los parámetros autoafines.

2.2 Fractales Anisotrópicos

La autosimilitud de un objeto es equivalente a la invarianza de sus propiedades geométricas bajo un reescalamiento isotrópico[10]. Sin embargo, los objetos naturales no presentan invarianza en un reescalamiento isotrópico, correspondiendo a la dependencia de un factor en por lo menos una de sus componentes. Por ejemplo, el punto $x = (x_1, x_2, \dots, x_d; t)$ se transforma a un nuevo punto $x' = (bx_1, bx_2, \dots, b^\zeta x_d; bt)$ siendo b cualquier número real, t el tiempo y ζ el exponente de rugosidad ó exponente de *Hurst* (suponiendo como dirección anisotrópica únicamente x_d), cumpliendo con una transformación afin[11].

$$F(x) \approx b^{-\zeta} F(bx) \quad (2.2.1)$$

Los objetos autoafines, a diferencia de los objetos autosimilares, no presentan una dimensión fractal única del tipo[7][11][12]:

$$D_s = \frac{\ln N}{\ln \frac{1}{r}} \quad (2.2.2)$$

donde N es el número de objetos necesarios para cubrir la estructura, r es el tamaño del objeto y D_s es la dimensión de autosimilitud que solamente es aplicable a fractales autosimilares. En cambio, estos corresponden a una relación entre la dimensión fractal local $D = 2 - \zeta$ y la dimensión fractal global $D = B$, siendo B un número entero.

2.3 Parámetros Autoafines

2.3.1.- El exponente de rugosidad.

Los registros en el estudio de los fenómenos naturales generalmente se encuentran en función del tiempo o como una serie de observaciones. Por ejemplo, los registros existentes para la temperatura claramente exhiben variaciones anuales, estos muestran fluctuaciones erráticas en relaciones de escala a cortos y largos periodos de tiempo. A estos fenómenos que presentan escalamientos anisotrópico (la temperatura, el caudal de los ríos, la precipitación, las superficies de fractura, el tamaño microestructural de metales, etc.) se les puede analizar en términos del exponente de Hurst o exponente de rugosidad H ó ζ , el cual rige una ley de potencia.

En el año de 1965 Hurst, H. E., propone una metodología para determinar el valor de este exponente (R/S Analysis)[7][11][12], utilizándola para diseñar una represa ideal en el lago Albert de Uganda, África central, basado en los registros de descarga observados, **Figura 2.3.1**. La represa ideal concebida por Hurst era aquella sin sobreflujos o escasez de agua en cualquier año (t), así mismo debería aceptar un influjo del lago $\xi(t)$ y regular un volumen de descarga anual ξ_r . Siendo la cuestión ¿qué almacenaje debía ser considerado para que el volumen anual liberado por la represa fuese igual al influjo principal en dicho periodo?.

Hurst concluye que el rango R entre la diferencia del máximo y el mínimo influjo acumulado será la capacidad de almacenaje requerida para la represa, de acuerdo a la expresión (2.3.1).

$$R(\tau) = \left[\max_{1 \leq t \leq \tau} X(t, \tau) - \min_{1 \leq t \leq \tau} X(t, \tau) \right] \quad (2.3.1)$$

donde t es un valor entero en el tiempo y τ es el periodo de tiempo considerado. Como se ilustra en la Figura 2.3.2.

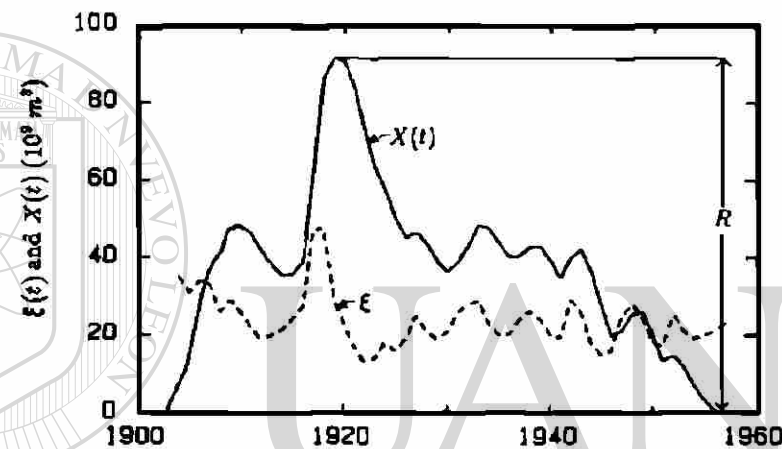


Fig. 2.3.1.-Registro de descarga anual del lago Albert $\xi(t)$ (línea punteada) y desviaciones acumuladas en la descarga principal $X(t)$ (línea continua).

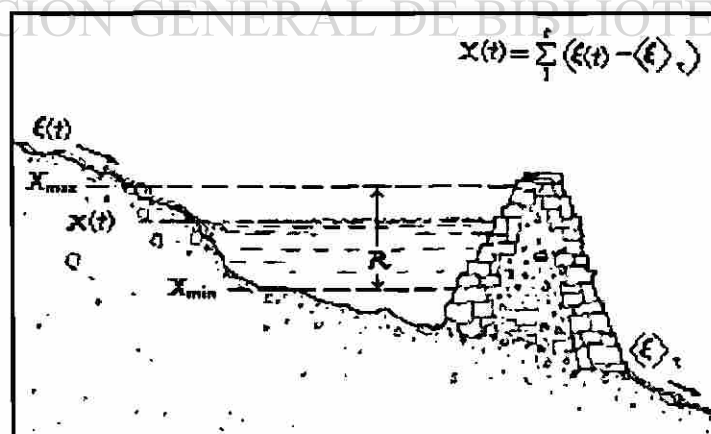


Fig. 2.3.2.-Bosquejo de la represa con un influjo de $\xi(t)$ y una descarga promedio $\langle \xi \rangle$, el rango R es la diferencia entre el máximo y mínimo contenido de la represa.

Es claro que el rango R dependerá del periodo de tiempo τ en el que se lleve a cabo la evaluación y es de esperarse un incremento con el amento de τ , obteniendo para el periodo de 1904 a 1957 (ver Figura 2.3.1) un valor de $R(53) = 91 \cdot 10^9 m^3$ y para los primeros 30 años un valor de $R(30) = 73 \cdot 10^9 m^3$. De manera similar al investigar determinados fenómenos naturales tales como: la descarga de los ríos, sedimentos de lodo y los aros de los árboles, Hurst encontró que al utilizar una razón adimensional R/S (donde S representa la desviación estándar, ecuación 2.3.2), podía comparar los rangos observados en estos fenómenos[11], estableciendo la siguiente relación empírica, ecuación 2.3.3:

$$S = \left(\frac{1}{\tau} \sum_{t=1}^{\tau} \{ \xi(t) - \xi_{\tau} \}^2 \right)^{1/2} \quad (2.3.2)$$

$$\frac{R}{S} = \left(\frac{\tau}{2} \right)^H \quad (2.3.3)$$

donde H representa el exponente de Hurst, el cual presenta una aproximación simétrica con un valor de 0.73 para una gran variedad de fenómenos naturales[11], **Figura 2.3.3.**

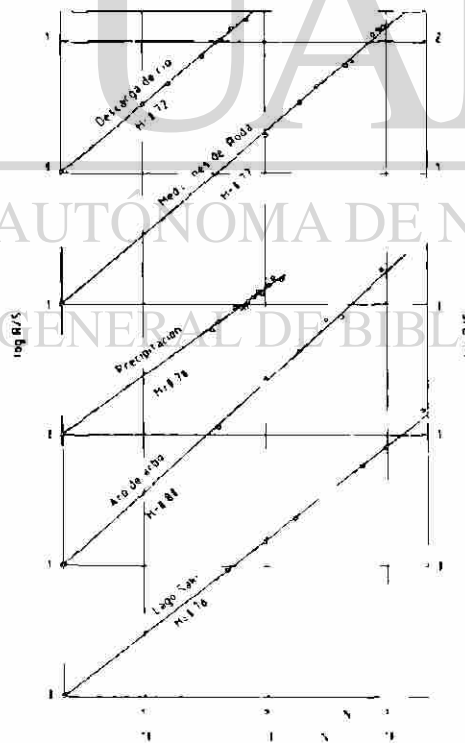


Fig. 2.3.3.- representación esquemática del análisis R/S en varios fenómenos naturales (Hurst 1965).

Mandelbrot en 1984[7], estudia los aspectos fractales de las superficies de fractura en probetas ensayadas bajo impacto Charpy en un acero Maraging, presentando un método (“slit island”) para la determinación de la dimensión fractal D y discute una correlación entre la tenacidad de la fractura y la dimensión fractal. Sin embargo, en 1990 Bouchaud E., interesada por esta correlación investiga en una variedad de placas de aluminio bajo diferentes condiciones de ensayo y tratamiento térmico, difiriendo lo reportado por Mandelbrot y encontrando un comportamiento del exponente de rugosidad, estableciendo una universalidad de $\zeta \approx 0.8$. Aunque algunas investigaciones referentes se encuentran en conflicto[13][14][20], la cantidad de datos reportados que apoyan esta conjetura son tan grandes que ahora la cuestión se centra en identificar los parámetros que eventualmente limitan esta ley.

2.3.2.- La longitud de correlación.

Como se asentó en el Capítulo 1, la principal ruta de la fractografía es encontrar una correlación entre los parámetros microestructurales (tamaño de grano, segundas fases, porosidad, inclusiones) y los mecanismos de fractura[4], ya que resulta incuestionable que las propiedades de fractura revelan una fuerte influencia con las mayores heterogeneidades presentes en el material, las cuales se comportan como obstáculos para el frente de grieta.

No obstante, un numeroso conjunto de investigaciones han demostrado que la topografía de las superficies de fractura tienen un comportamiento autoafín[15][16]. Introduciendo el uso de un parámetro ξ (*longitud de correlación*), el cual relaciona las mayores heterogeneidades presentes en el material con algunas propiedades mecánicas tales como la tenacidad de fractura, la rugosidad, entre otras[7][16][17]. Por otra parte, la longitud de correlación además establece el límite entre el régimen local y global del exponente de rugosidad.

2.4 El Modelo de Línea

El movimiento y la morfología para un frente de grieta se encuentran directamente influenciados por la presencia de heterogeneidades dentro del medio donde éste se propaga. El modelo de línea ha sido utilizado para describir la propagación del frente de grieta en un material heterogéneo, éste modelo consiste en el movimiento de una línea a través de obstáculos

aleatoriamente distribuidos, análogamente el frente de grieta se propaga a través de un material dando como resultado la separación del material, obteniendo dos superficies de fractura[4]. La morfología del frente en cada tiempo t determinará la morfología de la superficie de fractura. **Figura 2.4.1.**



Fig. 2.4.1.- Representación geométrica de la línea moviéndose a través de un medio heterogéneo, dejando a su paso una superficie rugosa.

La ecuación general que describe el movimiento del frente de línea a través de un medio, por acción de una fuerza motriz, puede ser expresada de la siguiente manera:

$$\frac{\partial r(x, z)}{\partial z} = F + f(x, z) + K[r] \quad (2.4.1)$$

Donde:

- El término F de la ecuación representa la fuerza uniforme aplicada (que además es el parámetro de control externo)[18].
- Las fluctuaciones en la fuerza debidas a las impurezas (heterogeneidades) del medio, están representadas por el segundo término del lado derecho de la ecuación $f(x, z)$ [18].
- Y por último $K[r]$ describe las fuerzas elásticas entre los diferentes puntos de la línea. Si se considera interacciones en rangos cortos entre los segmentos de línea (tensión de línea) éste término entonces puede ser descrito adecuadamente por un gradiente de expansión $K[r] = \nabla^2 r$ (o $K[r(q)] = -q^\sigma r(q)$ de forma general)[18].

El movimiento de línea no ocurre de manera uniforme, se compone de saltos que dependen de manera directa de la fuerza de avance F_c , estos saltos cumplen una distribución de ley de potencia en tamaño, cortando en una longitud de correlación ξ que diverge a la transición como:

$$\xi \propto (F - F_c)^{-\nu} \quad (2.4.2)$$

De lo anterior es posible deducir la presencia de dos morfologías de línea dependiendo del valor de la fuerza F . Cuando $\nu \rightarrow 0$ (es decir que $F \approx F_c$), la línea está caracterizada por un exponente de rugosidad ζ_{F_c} y para un valor finito de ν un nuevo régimen aparece a grandes escalas de longitud caracterizado por otro exponente de rugosidad ζ_ν . Estos dos regímenes se encuentran separados por una longitud de corte ξ_c [18][19][20].

2.5 Métodos Experimentales para la Determinación de los parámetros Autoafines

Existen diferentes metodologías para la determinación de los parámetros de autoafinidad agrupando a aquellos métodos clásicos desarrollados para el análisis de los objetos autosimilares. Por otro lado, se encuentran los métodos que específicamente determinan el carácter autoafín de

una estructura incluyendo procedimientos tales como: El método de espectro de potencias[10], el método de ventana de ancho variable[21], el método de ondeletas[22], entre otros.

2.5.1.-El Método de ventana de ancho variable

Este método considera un perfil de longitud L el cual es cortado por ventanas de ancho δ , la posición inicial de cada ventana esta localizada en la abscisa de su origen x_0 . En el análisis se calculan los momentos estadísticos de la distribución de alturas (momento de orden infinito Z_{max} y la desviación estándar S), obteniendo entonces la diferencia del punto de máxima altura en orden con el de mínima altura dentro de la ventana de tamaño δ , el calculo es realizado haciendo variar x_0 desde 0 hasta $L - \delta$ y finalmente se determina el promedio de Z_{max} y S con relación al número de ventanas utilizado. Estos promedios obtenidos para cada tamaño de ventana se ajustan a una ley de potencia de acuerdo con la siguiente expresión:

$$\langle Z_{max} \rangle_{x_0} \propto \delta^c \qquad \langle S \rangle_{x_0} \propto \delta^c \qquad (2.5.1)$$

La metodología descrita anteriormente es ilustrada en la **Figura 2.5.1.**

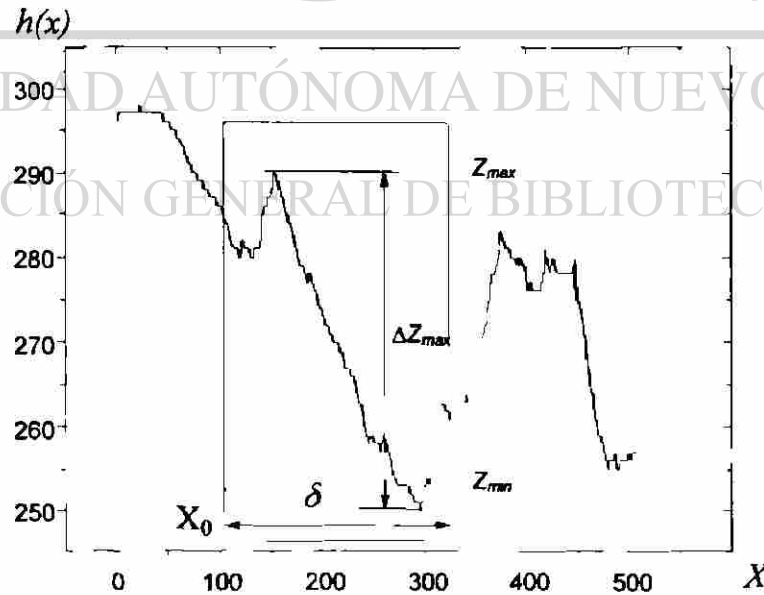


Fig. 2.4.1.- Representación esquemática del método de ventana de ancho variable.

Este procedimiento será realizado variando el ancho de ventana comenzando con un valor de δ (ancho de ventana) igual al orden de resolución entre los puntos del perfil, hasta un valor de δ igual a la longitud L del perfil, registrando el promedio de Z_{\max} para cada tamaño de ventana. Al graficar cada valor de Z_{\max} se obtiene una función de ley de potencia la cual presenta un valor límite[22], donde la pendiente de esta función representa el valor del exponente de Hurst (exponente de rugosidad) y la longitud de correlación corresponde al valor límite de la función que así mismo simboliza la separación entre los regímenes global y local del exponente de rugosidad, **Figura 2.5.2.**

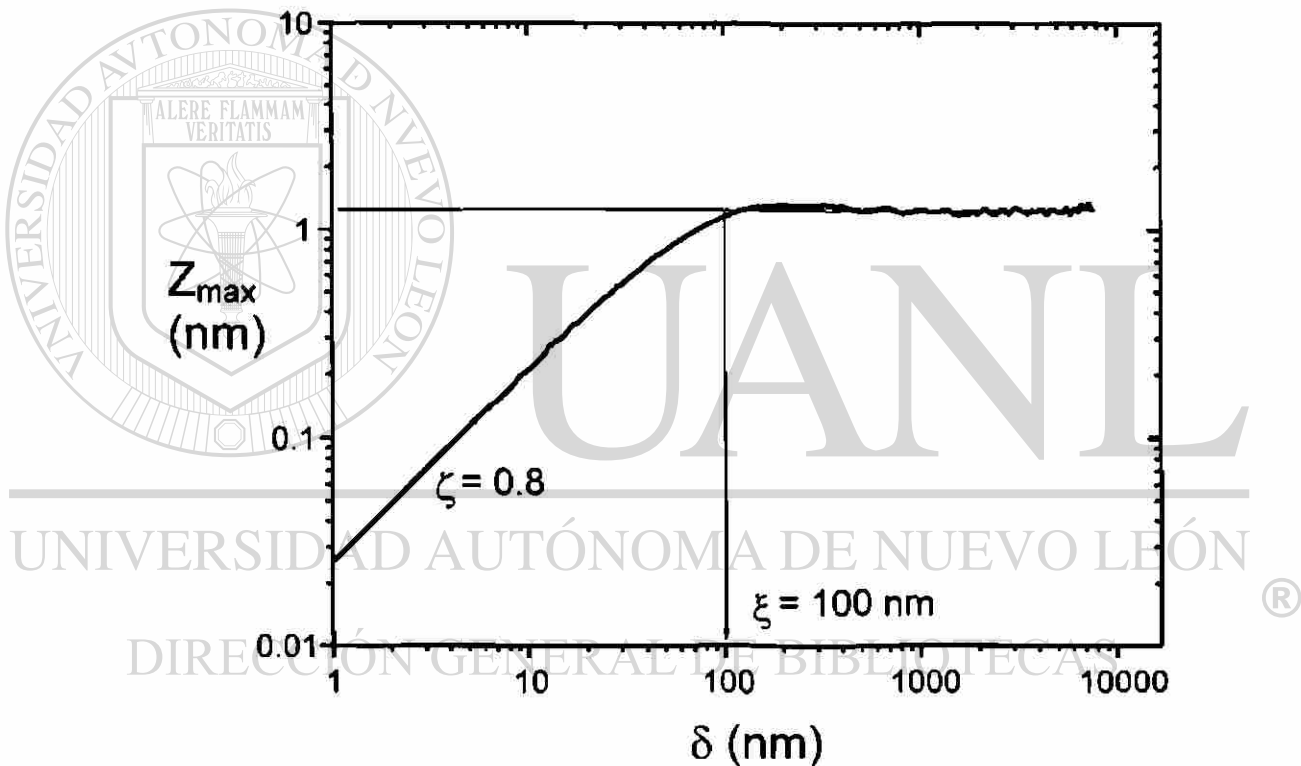


Fig. 2.5.2.- Representación grafica en la determinación de los parámetros autoafines, utilizando el método de ventana de ancho variable realizado por Bouchaud E. 1990.[24]

Capítulo 3

3.1 El Estado del Arte

3.1.1.- *Análisis tradicional de las superficies de fractura.*

El objetivo principal del estudio de las superficies de fractura consiste en establecer una correlación entre las condiciones de la falla, las características topológicas superficiales y los aspectos microestructurales del material. Lo anterior con la finalidad de prevenir posibles fallas en la aplicación de materiales controlando los parámetros de procesos que dan como resultado la microestructura final del material.

Algunas investigaciones encaminadas al estudio de las superficies de fractura, se realizan basándose en observaciones a diferentes magnificaciones describiendo únicamente el aspecto topográfico de la fractura, es decir, se efectúa un estudio fractográfico. No obstante, como se plasmó en la sección 1.1, el análisis fractográfico requiere de oficio y talento, originando contradicciones dependiendo de la experiencia adquirida en el estudio superficial de la fractura. Así mismo, las superficies de fractura pueden investigarse efectuando un estudio fractométrico, determinando parámetros como: el área real, longitud, tamaño, espaciamiento, orientación y localización de las superficies de fractura. Sin embargo, esta disciplina se limita al uso de metodologías basadas en la geometría euclidiana, como lo es el método de elementos triangulares[1] que se utilizó para determinar el área superficial de la fractura, o la perfilometría[1], cuyos resultados dependen de la resolución del equipo de medición.

Lo anterior trae por consecuencia que el análisis tradicional (el estudio fractográfico y fractométrico) de las superficies de fractura esté limitado a describir la fractura de acuerdo a su aspecto como: dúctil, frágil o mixta; a predecir el origen de grieta y a clasificar la propagación de acuerdo a su trayectoria como granular o transgranular[4]. Sin embargo, con los resultados obtenidos en este tipo de análisis es imposible establecer una correlación confiable con los aspectos microestructurales presentes en el material, confinando al estudio fractográfico y fractométrico a ser considerado solo como una “buena” alternativa para el análisis de los fenómenos involucrados en la fractura de los materiales.

3.1.2.- El análisis autoafín de las superficies de fractura.

Mandelbrot, Passoja y Paullay[7] en 1984, proponen el uso de la geometría fractal como una herramienta matemática para caracterizar de manera cuantitativa las superficies de fractura de metales, realizando una investigación para aceros Maraging tratados a diferentes temperaturas y sometidos a pruebas de impacto a temperatura ambiente, encuentran mediante el método de “slit island” una correlación entre la energía de impacto y el incremento en la dimensión fractal, **Figura 3.1.2.**

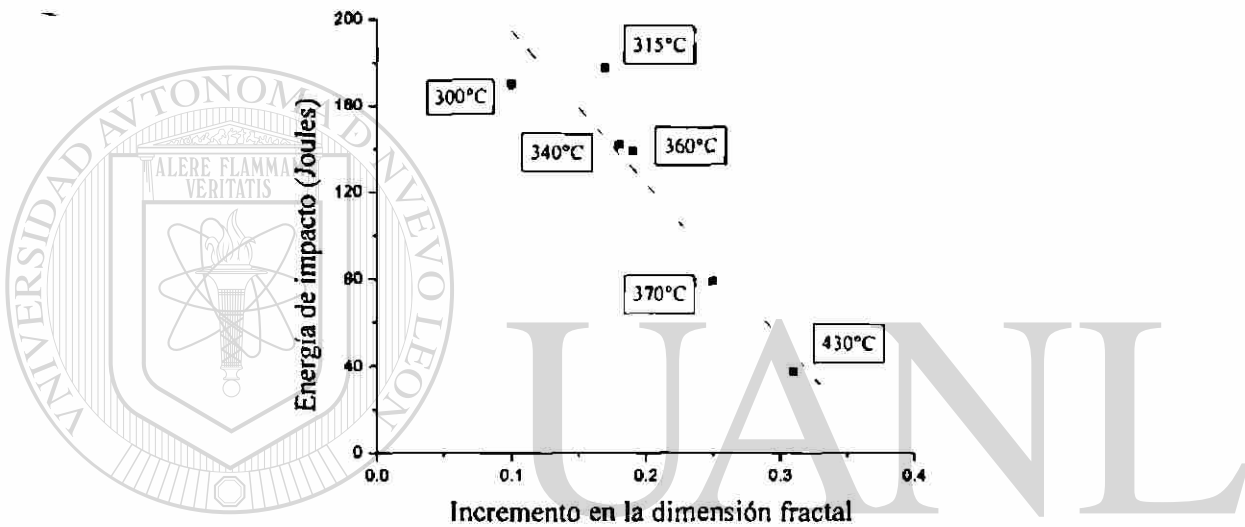


Fig.- 3.1.2. Correlación entre la energía de impacto y el incremento en la dimensión fractal, encontrado por Mandelbrot para un acero Maraging.

El trabajo realizado por Mandelbrot despertó gran interés, conduciendo a algunos investigadores a examinar diferentes materiales, principalmente aceros[7] y cerámicos[23], bajo el mismo método experimental, encontrando un comportamiento en el exponente de rugosidad ζ , el cual presentaba valores generalmente entre 0.7 y 0.9, además de definir a las superficies de fractura como objetos autoafines. En 1990 E. Bouchaud[24] atraída por éste comportamiento realiza una investigación utilizando diferentes técnicas experimentales en una aleación de aluminio; como resultado de ésta investigación Bouchaud encuentra un valor de $\zeta \approx 0.8$, proponiendo la universalidad del exponente de rugosidad, ésta teoría descartaba la correlación propuesta por Mandelbrot y abriría una nueva expectativa de investigación.

3.1.3.- El carácter multifin de las superficies de fractura.

La teoría presentada por Bouchaud, causó gran controversia generando nuevas investigaciones, de entre las cuales destacan: el trabajo presentado por P. McAnulty y sus colaboradores[25], quienes estudian las superficies de fractura en probetas de acero ensayadas bajo impacto Charpy, hallando un valor para $\zeta \approx 0.8$. Sin embargo, en probetas del mismo material ensayadas por fatiga encuentran un valor para el exponente de rugosidad del orden de 0.6. Así como el trabajo presentado en 1992 por Imre[26], quien hace una gran contribución en el estudio de las superficies de fractura bajo los parámetros autoafines, estableciendo que ζ no presenta una dependencia con la tenacidad a la fractura. Por otro lado, en ese mismo año Maloy y su equipo[27], determinan que el exponente de rugosidad es además independiente del material. En los trabajos realizados por Milman en 1993[28], quien caracteriza las superficies de fractura en probetas de tungsteno y grafito, utilizando el microscopio de tunelamiento muestra que a escalas nanométricas el exponente de rugosidad presenta un valor menor de 0.8, variando entre 0.4 y 0.65 para las muestras de tungsteno y de aproximadamente 0.5 para las muestras de grafito. Lo anterior hizo posible determinar la existencia de dos regímenes de autoafinidad presentes en las superficies de fractura.

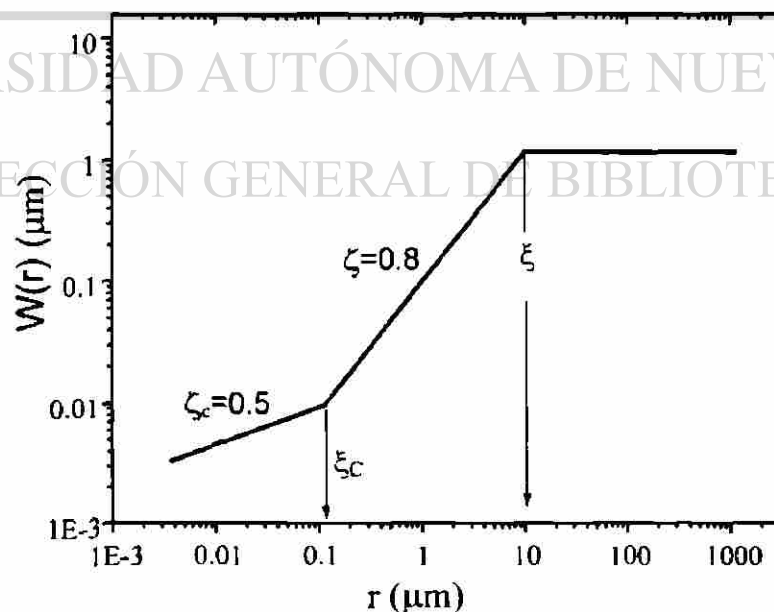


Fig.- 3.1.3.- Gráfico esquemático donde se muestra la transición entre los regímenes de multifinidad, así como la longitud de correlación que representa el límite entre cada régimen.

La **Figura 3.1.3**, muestra la existencia de los dos regímenes de autoafinidad en el rango local, revelando que para escalas nanométricas y una baja rapidez de propagación se presenta un primer régimen caracterizado con un valor de ζ del orden de 0.5, sin embargo, a mayores escalas y una alta rapidez de propagación se presenta un segundo régimen caracterizado por un valor del $\zeta \approx 0.8$. El límite de transición entre ambos regímenes se encuentra establecido por la longitud de corte ξ_c .

Los trabajos experimentales discutidos anteriormente han sido confirmados por las investigaciones realizadas por Kalia y Vashishta[29][30], ambos desarrollaron un modelo para la simulación de la fractura de materiales amorfos mediante Dinámica Molecular.

3.1.4.- El modelo de líneas y los regímenes de autoafinidad.

En la sección 2.4, se discutió acerca de una herramienta matemática utilizada para describir la propagación del frente de grieta a través de un material, comparándolo con el movimiento de una línea a través de obstáculos aleatoriamente distribuidos, así mismo se demostró que el movimiento de línea no ocurre de manera uniforme, si no que está compuesto de saltos que dependen de manera directa de la fuerza de avance, es decir, si la velocidad de propagación v es igual a cero, la fuerza de avance F será igual a la fuerza de corte F_c , haciendo posible que la línea sea capaz de liberarse de los obstáculos presentes en el material, éste caso se presenta además bajo condiciones donde $v \neq 0$ a pequeñas escalas de tiempo, que le corresponden pequeñas longitudes de escala donde el movimiento de línea no es apreciable, éste régimen es conocido como el nombre de régimen de anclaje (pinning) el cual presenta un $\zeta_c \approx 0.5$. Por otro lado, si la $F \gg F_c$, se presentará una alta velocidad de propagación $v \gg 0$, dando como resultado un movimiento de línea libre a través de las heterogeneidades presentes en el material, este caso se presenta a grandes longitudes de escala, éste régimen es conocido como régimen de desanclaje (depinning). La transición entre ambos regímenes está indicada por la longitud de corte ξ_c .

Es importante señalar que el modelo de línea presenta algunas deficiencias, ya que éste considera el movimiento de una línea a través de las heterogeneidades distribuidas

aleatoreamente en el material. Sin embargo, se ha demostrado que la presencia de heterogeneidades (rechupes, porosidad, precipitados e inclusiones) en el material, son concentradores de esfuerzos, generando microgrietas alrededor de éstas heterogeneidades[4], la presencia de microgrietas en el material puede causar atracción del movimiento del frente de propagación hacia la microgrieta o viceversa.

3.1.5.-El escalamiento anisotrópico en la propagación en modo I.

El escalamiento anisotrópico de las superficies de fractura fue analizado en noviembre de 1997, por el Francés Dagquier P.[10], efectuando de manera experimental un análisis autoafín 2D de superficies de fractura obtenidas en probetas de aluminio y titanio ensayadas por fatiga e impacto Charpy controlando de esta manera la rapidez de propagación de la fractura con la finalidad de trabajar en los regímenes de anclaje y desanclaje, utilizando además el Microscopio de Fuerza Atómica y el Microscopio Electrónico de Barrido.

Dagquier examina el exponente de rugosidad paralelo $\zeta_{//}$ a la dirección de propagación dentro del plano, **Figura 3.1.5**. Realizando ensayos interrumpidos de tensión y fatiga utilizando una aleación de aluminio-litio tipo 8090 y una aleación de titanio tipo Súper α_2 respectivamente, utiliza tinta china para marcar el frente de propagación secando posteriormente las muestras, finalmente continúa ambos ensayos hasta completar la fractura. Los resultados obtenidos para el frente de propagación fueron observados en ambos casos sobre tres décadas de longitud de escala, encontrado un valor para la aleación titanio súper α_2 un valor de $\zeta_{//} \approx 0.54$, mientras que para la aleación de aluminio 8090 un valor de $\zeta_{//} \approx 0.6$, sugiriendo una compatibilidad entre ambos valores.

En éste trabajo, Dagquier además determina el exponente de rugosidad perpendicular ζ_{\perp} a la dirección de propagación de grieta, **Figura 3.1.5**. Efectuando un análisis en varias longitudes de escala, obteniendo un valor para pequeñas longitudes de escala un exponente de rugosidad del orden de 0.5 y un valor aproximado a 0.8 para altas longitudes de escala. Los resultados obtenidos de manera experimental por Dagquier se encuentran en

concordancia con los trabajos de simulación mediante dinámica molecular realizados por Kalia, Nakano y Vashishta[29][30], quienes obtienen los mismos valores para el exponente de rugosidad en ambos regímenes en la simulación de la morfología de superficies de fractura en materiales amorfos.

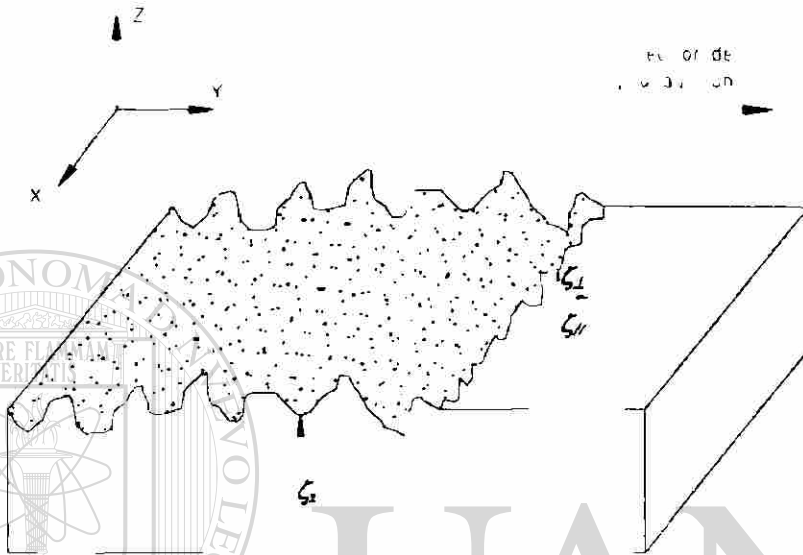


Fig. 3.1.5.-Representación de los diferentes índices de rugosidad que pueden ser estimados en las superficies de fractura.

3.1.6.-La longitud de correlación y los parámetros microestructurales.

La necesidad de encontrar una relación entre los parámetros microestructurales del material y sus propiedades mecánicas, ha representado una de las principales preocupaciones en el estudio de los materiales. En 1999, se propone[8] la existencia de una relación entre los parámetros microestructurales y la longitud de correlación característica del comportamiento autoafín. En dicha investigación, se utilizó como material una superaleación N18 base níquel producida por metalurgia de polvos, mediante tratamiento térmico se obtuvieron dos probetas con diferente tamaño de grano, 10 μm y 100 μm , respectivamente. **Figura 3.1.6.1**, argumentando que este parámetro constituye las mayores heterogeneidades presentes en el material[8].

Utilizando el método de ventana de ancho variable, se realizó el análisis de perfiles extraídos de las superficies de fractura obtenidas mediante ensayos de fatiga en el régimen

de Paris, apoyado con el MFA y el MEB logro cubrir más de seis décadas de longitud de escala, reportando valores del exponente de rugosidad en ambas probetas aproximadamente igual a 0.8. Por otro lado, los valores obtenidos para la longitud de correlación resultaron del mismo orden de magnitud que el tamaño de grano, es decir: $\xi = 10 \mu m$ para la probeta con tamaño de grano fino y $\xi = 100 \mu m$ para la probeta con tamaño de grano grueso, **Figura 3.1.6.2.**

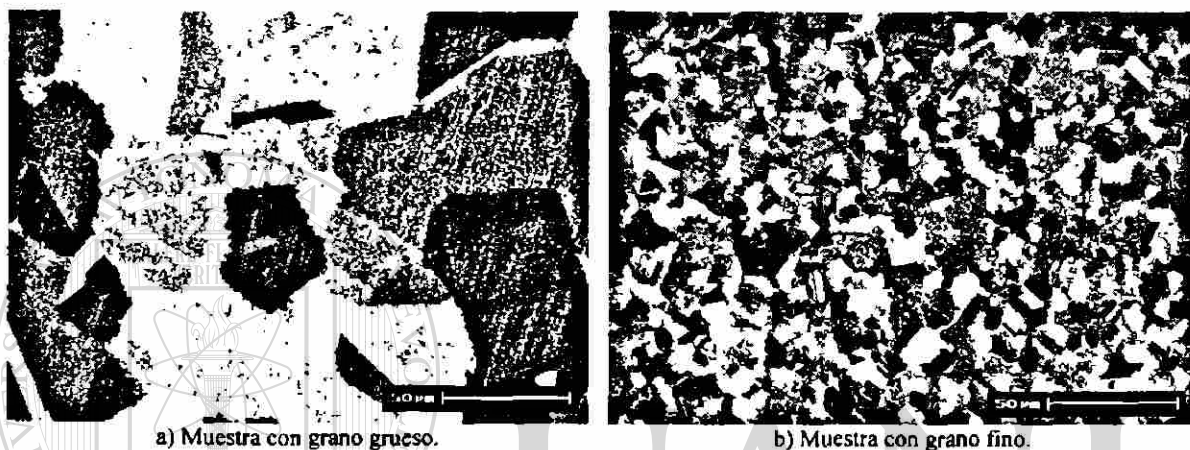


Fig. 3.1.6.1.- Microestructura de las dos muestras analizadas[8].

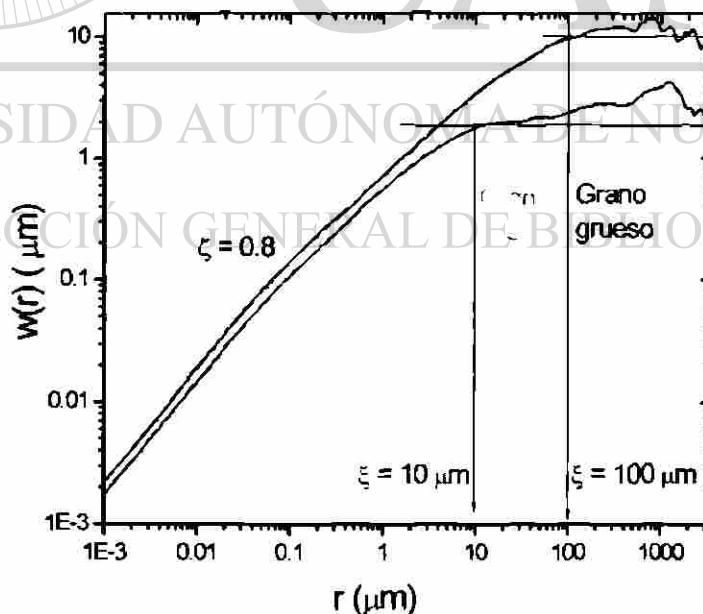


Fig. 3.1.6.2.- Curvas de autoafinidad obtenidas por Hinojosa[8]. Se muestra la cobertura de más de seis décadas de longitud con un valor para el exponente de Hurst igual a 0.8 y valores para la longitud de correlación del orden de magnitud igual al tamaño de grano de cada muestra.

Los resultados anteriores[8] representan una gran contribución en el estudio de las superficies de fractura, dando origen a una gran cantidad de investigaciones interesadas en ésta correlación[16]. En noviembre del 2000, J. Aldaco[16], realiza un estudio de superficies de fractura obtenidas mediante ensayos de tensión e impacto Charpy, utilizando como material una aleación dendrítica de Al-Si tipo A-319, con la finalidad de comparar los resultados obtenidos por Hinojosa para un material policristalino no dendrítico, en éste trabajo Aldaco es capaz de cubrir más de siete décadas de longitud de escala, empleando perfiles obtenidos en el MFA, MEB y perfilometría, los resultados obtenidos en ésta investigación solo reportan valores para el exponente de rugosidad y la longitud de correlación en la dirección perpendicular a la dirección de propagación de grieta, obteniendo como resultado dos valores para el exponente de Hurst, $\zeta_{\perp} = 0.81$ para las muestras ensayadas bajo impacto Charpy y $\zeta_{\perp} = 0.79$ para las muestras ensayadas por tensión. Los exponentes de rugosidad y los tamaños de grano D encontrados fueron $\xi = 456 \mu\text{m}$ y $D = 445.8 \mu\text{m}$ respectivamente para las muestras ensayadas bajo impacto y $\xi = 372 \mu\text{m}$ y $D = 364.1 \mu\text{m}$ para las muestras por tensión, Figuras 3.1.6.3 y 3.1.6.4.

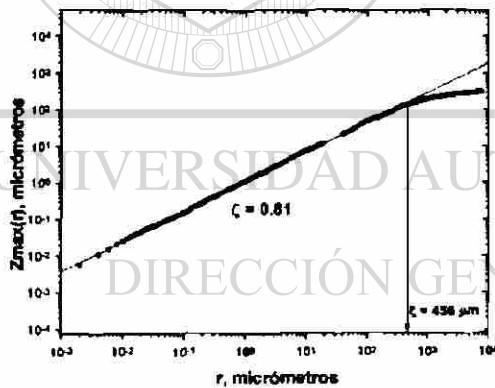


Fig. 3.1.6.3.-Curva autoafin para las muestras obtenidas mediante ensayos de impacto Charpy[16].

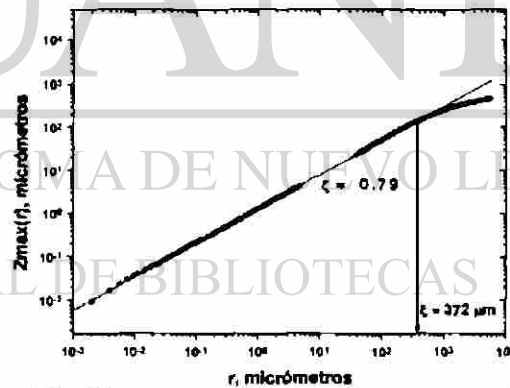


Fig. 3.1.6.4.-Curva autoafin para las muestras obtenidas mediante ensayos de tensión[16].

En el mismo año Hinojosa y sus colaboradores[17], reportan que la relación existente entre la longitud de correlación y los parámetros microestructurales no solo es aplicable a materiales policristalinos, sino que ésta relación además se ajusta para materiales semicristalinos como el polipropileno e incluso para materiales amorfos como el vidrio ópalo.

En ésta investigación se analizan, utilizando los parámetros autoafines, las superficies de fractura de diferentes materiales, con el propósito de validar la hipótesis fundada para materiales policristalinos para lo cual se selecciona como material polimérico una muestra de polipropileno semicristalino. El peso molecular promedio fue determinado utilizando cromatografía de permeación en gel obteniendo un valor de $60.359 \text{ g mol}^{-1}$, un índice de poli-dispersión de 5.1 y una temperatura de fusión de 165.4°C , con un grado de cristalinidad original de 46.7%. Al material le fue realizado un tratamiento térmico a diferentes velocidades de enfriamiento obteniendo de esta manera probetas con diferente tamaño esferulítico: $0.34 \mu\text{m}$ y $0.95 \mu\text{m}$ respectivamente. Las superficies de fractura fueron obtenidas mediante ensayos de flexión después de haber sumergido las muestras en nitrógeno líquido durante 15 minutos, el análisis se realizó utilizando el MFA obteniendo perfiles de alturas para ambas muestras. Aunque las curvas de autoafinidad obtenidas por Hinojosa en éste material no presenta un comportamiento estrictamente de ley de potencia **Figura 3.1.6.5**, concluye que esta dispersión pudo ser debida al comportamiento reológico del material, los resultados obtenidos para la longitud de correlación para la muestra con el tamaño de esferulita gruesa oscilan entre un valor de $1.1 \mu\text{m}$ y el resultado para la muestra con el tamaño de esferulita fina presenta un valor entre $0.4 \mu\text{m}$ y $1.0 \mu\text{m}$ los cuales se consideran dentro del intervalo para el tamaño esferulítico.

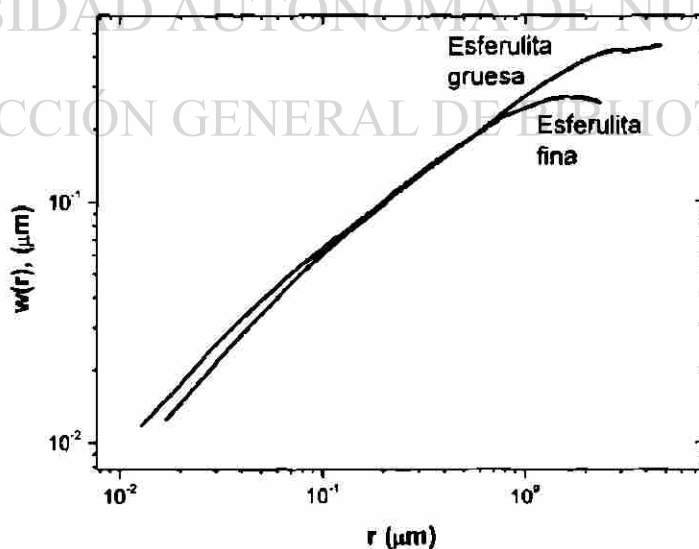


Fig. 3.1.6.5.- Curva de autoafinidad para un material semicristalino [17].

Como material amorfo, en [17] se utilizaron dos muestras de vidrio ópalo con diferentes tamaños de partículas opacificantes, las muestras fueron fracturadas mediante ensayos de punzonado y las superficies de fractura fueron analizadas mediante MFA. Una de las muestras presentó un tamaño promedio de partículas finas opacificantes de $0.34 \mu\text{m}$, mientras que la otra una distribución de tamaño promedio de partículas gruesas de $4 \mu\text{m}$ junto con partículas finas de aproximadamente $0.47 \mu\text{m}$. Las observaciones y el análisis autoafín se realizaron en la zona espejo en ambas muestras. Los resultados obtenidos en el caso de la muestra con partículas opacificantes finas indican un valor del exponente de Hurst de $\zeta = 0.8$ y un valor para la longitud de correlación de $\xi = 0.3 \mu\text{m}$. Para el caso de la muestra con partículas opacificantes gruesas se presentó un valor del exponente de rugosidad $\zeta = 0.78$ y una longitud de correlación aproximadamente entre 3 y $4 \mu\text{m}$, los valores obtenidos para éste material nuevamente confirman la hipótesis propuesta[8], encontrando valores para la longitud de correlación del orden del tamaño de las partículas opacificantes, Figura 3.1.6.6.

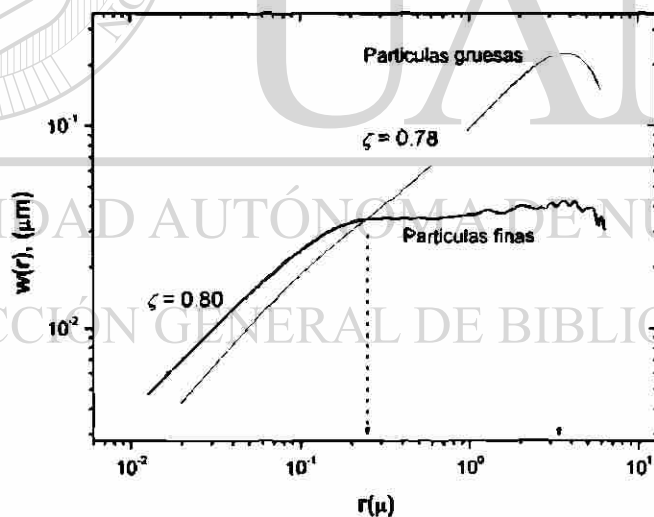


Fig. 3.1.6.6.- Curva de autoafinidad para vidrio ópalo con partículas opacificantes finas y gruesas[17].

En los apartados preliminares en este capítulo, se ha discutido el análisis de las superficies de fractura bajo los parámetros autoafines, estableciendo dos valores para el exponente de rugosidad en el rango local, éste exponente depende tanto de la rapidez de

propagación como de la escala de medición. Presentando un primer valor de 0.5 bajo condiciones de baja rapidez de propagación y pequeñas longitudes de escala. Sin embargo, en condiciones de alta rapidez de propagación y grandes longitudes de escala, el exponente de rugosidad exhibe un valor del orden de 0.8. Éste aspecto multiafín de las superficies de fractura es adjudicado a la presencia de dos regímenes conocidos con los nombres de regímenes de anclaje y desanclaje, limitados ambos por una longitud de corte característica. Por otro lado, El comportamiento autoafín está delimitado por una longitud de correlación, la cual presenta el mismo orden de magnitud que las mayores heterogeneidades presentes en el material. Así mismo en éste capítulo se ha discutido el escalamiento anisotrópico que presentan las superficies de fractura, lo cual hace posible la estimación de tres índices de rugosidad dependiendo de la dirección de propagación.

El objetivo de la presente investigación radica en el estudio fractométrico autoafín 3D de las superficies de fractura obtenidas en probetas de Al-Si, tipo A-319 ensayadas bajo impacto Charpy, sometiendo a diferentes grados de modificación y refinamiento el material, será posible monitorear algunos parámetros microestructurales tales como: el tamaño de grano, el espaciamiento dendrítico primario, el espaciamiento dendrítico secundario, el tamaño y la morfología de segundas fases, entre otros. De la caracterización microestructural y los resultados obtenidos del análisis autoafín, se probará la hipótesis de la posible relación entre los aspectos microestructurales y la longitud de correlación. Así mismo, será estimado el escalamiento anisotrópico de las superficies de fractura, realizando un análisis autoafín en relación con la dirección de propagación. Con la finalidad de cubrir la mayor longitud de escala, serán utilizadas las técnicas de perfilometría, el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) apoyando con el análisis de imágenes y el Microscopio de Fuerza Atómica (MFA) en el modo de contacto. El uso de estas técnicas permitirá extraer perfiles de alturas en la dirección de propagación y en las direcciones perpendiculares dentro y fuera del plano. De los perfiles obtenidos se realizará la caracterización autoafín de las superficies de fractura utilizando el método de ventana de ancho variable.

Capítulo 4

4.1 Procedimiento Experimental

En la presente investigación se realizó un estudio fractométrico autoafín 3D en aleaciones de Al-Si tipo A-319 sometidas a diferentes grados de modificación y refinamiento con el propósito de explorar la posible correlación existente entre los parámetros microestructurales y la longitud de correlación. Así mismo, se ejecutó la caracterización estereográfica de perfiles obtenidos en la dirección de propagación y las direcciones perpendiculares en el plano y fuera de éste en probetas previamente ensayadas bajo impacto Charpy. Para llevar a cabo lo anterior se utilizó el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) soportado por análisis de imágenes, además del Microscopio de Fuerza Atómica (MFA) en el modo de contacto y la Perfilometría con la finalidad de cubrir un amplio intervalo de longitudes de escala, los resultados obtenidos fueron analizados bajo el método de ventana de ancho variable para la determinación de los parámetros autoafines. De los resultados recopilados de la caracterización metalográfica y el análisis autoafín será posible estudiar la mencionada correlación y evaluar el escalamiento anisotrópico presente en las superficies de fractura.

4.2 El Material y las Técnicas Experimentales

4.2.1.- *El material.*

La selección del material fue ejecutada considerando los aspectos microestructurales, procurando un material policristalino que exhiba una gran heterogeneidad microestructural con la finalidad de comprobar que el exponente de Hurst no es una función de la microestructura, eligiendo una fundición de aluminio-silicio, por lo que éste material se obtuvo considerando los antecedentes realizados en la investigación correspondiente al “*Análisis Térmico y Propiedades Mecánicas en una Aleación tipo A-319*”[39]. En las **Tablas 4.1** y **4.2**, se muestra el diseño de experimentos y las variables fundamentales en la composición química y la descripción de cada una de las condiciones utilizadas en la investigación antes mencionada.

	Ti (+)						Ti (-)						Total
	Sr (-)			Sr (+)			Sr (-)			Sr (+)			
	Prop. Mec.	Molde		Prop. Mec.	Molde		Prop. Mec.	Molde		Prop. Mec.	Molde		
		Arena	Metálico		Arena	Metálico		Arena	Metálico		Arena	Metálico	
Fe (-)	10	2	2	6	2	2	6	2	2	6	2	2	44
Fe (+)	6	2	2	12	2	2	6	2	2	7	2	2	47
Total	16	4	4	18	4	4	12	4	4	13	4	4	91

Tabla 4.1.- Diseño de experimentos y cantidad de probetas para las variables fundamentales[39].

Condición	Composición % en peso	Descripción
Fe (-)	0.25-0.30	Baja concentración de Fe.
Fe (+)	0.65-0.70	Alta concentración de Fe.
Ti (-)	0.07-0.08	Sin tratamiento de refinamiento.
Ti (+)	0.15-0.16	Con tratamiento de refinamiento.
Sr (-)	0.0060-0.0070	Sin tratamiento de modificación
Sr (+)	0.0140-0.0150	Con tratamiento de modificación.

Tabla 4.2.- Composición y descripción de cada una de las condiciones consideradas en la experimentación[39].

De la **Tabla 4.1**, se extrajeron dos muestras con velocidades de enfriamiento similares, condiciones extremas de modificación y refinamiento y alto contenido de hierro. Por otro lado, el control de los parámetros microestructurales utilizando las prácticas de modificación y refinamiento, permitirán variar la forma y tamaño de segundas fases, el tamaño de grano, el espaciamiento dendrítico secundario y primario, entre otros, obteniendo así probetas con diferentes características microestructurales, lo cual permitirá determinar la relación existente entre la longitud de correlación y los parámetros microestructurales.

4.2.2.- La aleación de aluminio-silicio.

Las fundiciones de aluminio son consideradas las más versátiles de las aleaciones fundidas[6], su alta fluidez para el llenado de secciones delgadas combinado con su relativamente bajo punto de fusión, representan una ventaja para el resto de las aleaciones, por otro lado, su alta conductividad térmica permite mayores ciclos en la producción de piezas fundidas, la estabilidad química que posee este tipo de aleaciones se refleja en una mayor aplicación. Sin embargo, en los procesos de fusión el hidrógeno exhibe una apreciable solubilidad en las aleaciones de aluminio, exigiendo el uso de atmósferas libres de este gas[6].

La serie 3xx.x comprende las aleaciones de aluminio-silicio con agregados de cobre, este grupo representa la aleación más utilizada a nivel comercial[31]. Las cantidades de silicio y cobre varían dependiendo del tipo de la aleación, en estas aleaciones el cobre contribuye a la resistencia y el silicio incrementa la fluidez y la habilidad de fusión, las aleaciones al alto silicio ($Si > 10\%$) presentan baja expansión térmica por lo cual se utilizan en procesos donde se requiere mayor exactitud, generalmente se emplean para procesos complejos de fusión y procesos de molde permanente, cuando el contenido de silicio excede de 12 a 13%, los cristales de silicio primario se presentan convenientemente distribuidos impartiendo excelente resistencia al desgaste, lo cual hace a este tipo de aleaciones ideales para aplicaciones automotrices[31]. Por otro lado, las aleaciones con cantidades de cobre entre 3 y 4 % responden al tratamiento con adiciones de magnesio, adquiriendo mayor resistencia y maquinabilidad[31].

La relación de fases en las aleaciones aluminio-silicio forman un sistema eutéctico, **Figura 4.2.2.1**, con una microestructura dendrítica característica de las aleaciones fundidas, la formación de segundas fases depende principalmente de la composición química de los elementos aleantes presentes en el material, coexistiendo segundas fases de Al_3FeSi , $Al_{13}(Mn,Fe)_3Si_2$ siendo los precipitados más comunes en este tipo de aleaciones, sin embargo, al final del proceso de solidificación es posible la formación de fases tales como Mg_2Si , Al_2Cu y algunas más complejas las cuales precipitarán a partir del líquido remanente, **Figura 4.2.2.2**.

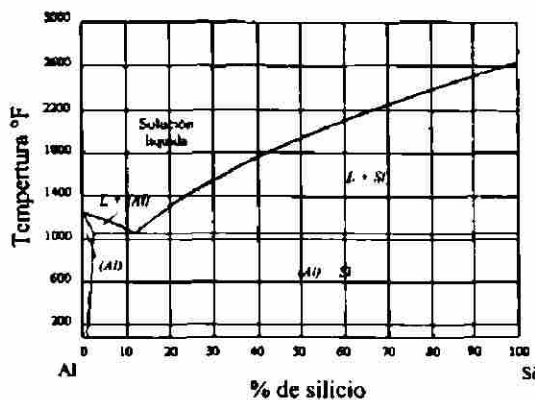


Fig. 4.2.2.1.- Diagrama de fases Aluminio-silicio.



Fig. 4.2.2.2.- Micrografía tomada a 200X de una muestra de aluminio tipo 319, atacada con ácido fosfórico durante 4 min. a 70°F.

4.2.3.- La aleación tipo A-319.

La aleación tipo 319 (ASTM antiguo SC64D, SAE 326, número UNS A03190 e ISO extranjero AlSi6Cu4), es comúnmente utilizada en procesos de moldeo en verde para aplicaciones automotrices y procesos de vaciado en molde permanente debido a su baja expansión térmica, este tipo de aleaciones binarias combinan la alta resistencia a la corrosión, buena maquinabilidad, soldabilidad y bajo peso específico.

Tabla 4.3.- Composición química nominal de las aleaciones fundidas de aluminio tipo 319[31].

No. AA	Designación antigua	Designación ASTM	Designación SAE	Procesos de producción (*)	Composición Química						
					Silicio	Hierro	Cobre	Magnesio	Zinc	Estaño	Otros
319.0	319, as-cast	SC64D	326	S, P	6.0	<1.0	3.5	<0.10	<1.0	---	---
A319.0	---	---	329	S, P	6.0	<1.2	3.5	0.3	<1.0	---	---
B319	---	---	329	S, P	6.0	<1.0	3.5	<0.10	<3.0	---	---

(*) - a) S: Fundición en molde arena, b) P: Fundición en molde permanente.

Así mismo, este tipo de aleaciones debido a su composición química, **Tabla 4.3**, exhibe buena fusión y fluidez en el vaciado de piezas comparado con el mostrado en otro tipo de aleaciones constituyendo la más competitiva de las aleaciones de aluminio-silicio. En la **Tabla 4.4** y **Tabla 4.5**, se presentan las propiedades físicas y mecánicas representativas de esta aleación respectivamente.

Tabla 4.4.- Propiedades mecánicas típicas para la aleación 319[31]

Designación	Resistencia a la tensión (a)		Esfuerzo de cedencia a la tensión (a)		Elongación (a)(b)	Dureza (c)	Esfuerzo de corte		Resistencia a la fatiga (d)		Esfuerzo de cedencia compresivo (e)	
	MPa	ksi	MPa	ksi	%	HB	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi
Moldeo en verde												
Aa-cast	185	27	125	18	2.0	70	150	22	70	10	130	19
T8	250	36	165	24	2.0	80	200	29	75	11	170	25
Molde permanente												
Aa-cast	235	34	130	19	2.5	85	185	24	70	10	130	19
T8	290	40	185	27	3.0	95	185	27	—	—	—	—

(a) La resistencia y la elongación no muestran cambios a bajas temperaturas, (b) en 50 mm o 2 pulgadas, (c) 500 kg de carga, indentador de bola de 10 mm, (d) a 5×10^{-5} , ensayo tipo Moore.

Tabla 4.5.- Propiedades físicas típicas para la aleación 319[32].

Propiedades másicas	Propiedades térmicas	Propiedades eléctricas	Características de fabricación
Densidad 2.7 g/cm ³ (0.101 lb/in ³) a 20°C (68°F)	Temperatura de <i>liquidus</i> 605°C (1120°F).	Conductividad eléctrica, volumétrica 27% IACS a 20°C.	Temperatura de fusión: 675 a 815 °C.
	Temperatura de <i>solidus</i> 515°C (960°F).	Resistividad eléctrica: 63.9 nΩ m a 20 °C en molde de arena.	Temperatura de vaciado: en molde de arena de 675 a 790°C.
	Coefficiente de expansión térmica: de 21.5 a 23.5 μm/m K, para temperaturas de 20 a 300°C.	Potencial eléctrico: -0.81 V en molde de arena y -0.76 V en molde permanente, versus 0.1, en una solución acuosa con 53 g de NaCl y 3 g de agua oxigenada por litro.	Temperatura de solución: de 500 a 505°C por espacio de 12 horas para molde de arena y 8 horas para molde permanente; enfriado en agua a 65 o 100°C.
	Calor específico: 963 J/kg K a 100°C.		Temperatura de envejecido: de 150 a 155°C por espacio de 2 a 5 horas.
	Calor latente de fusión: 389 kJ/kg K.		
	Conductividad térmica: 109 W/m K a 25°C.		

4.3 La Caracterización de la aleación Tipo A-319

4.3.1.- La caracterización química y microestructural.

La caracterización química y metalográfica del material se realizó utilizando las técnicas de absorción atómica, vía húmeda y metalografía tradicional; examinando parámetros tales como: la composición química del material, tamaño de grano,

espaciamiento dendrítico, tamaño, identificación y distribución de segundas fases, entre otros.

La determinación de los elementos aleantes presentes en el material fue realizada bajo el método de electrofotometría de absorción atómica y vía húmeda en un equipo marca GBC, modelo Avanta, serie A4721, de la empresa CALIMET. Se reportan las composiciones químicas para los materiales utilizados en ésta investigación, en la **Tabla 4.6.**

La caracterización microestructural del material se desarrolló siguiendo la metodología metalográfica tradicional (norma ASTM E-3), seccionando el material en probetas, las cuales fueron montadas en pastillas de bakelita de 1-1/2" de diámetro,

Tabla 4.6.- Composición química del material utilizado en la presente investigación.

Elemento %Wt	A1	A2
	Fe(+), Sr(+), Ti(+)	Fe(+), Sr(-), Ti(-)
Si	7.33200	7.55000
Cu	3.18500	3.32400
Fe	0.62800	0.61900
Mn	0.42400	0.43700
Mg	0.30100	0.34800
Zn	0.70900	0.74500
Ti	0.15200	0.08300
Cr	0.03200	0.03100
Sn	0.01300	0.01300
Ni	0.04000	0.04100
Pb	0.47000	0.05000
Na	<0.00010	<0.0001
Sr	0.01586	0.00879
P	0.00125	0.00129
B	0.00085	0.00042
Ca	0.00150	0.00250
Sb	<0.00050	<0.0005
Al	Balance	Balance

desbastando posteriormente la superficie de cada probeta, utilizando lijas de carburo de silicio con diferente finura y finalmente puliendo las muestras utilizando paños de rayón y pasta de diamante como abrasivo, obteniendo superficies con acabado espejo.

Las probetas obtenidas fueron observadas en un microscopio óptico de luz reflejada marca Nikon Epiphot-TME de platina invertida motorizada, con cuatro lentes objetivos con magnificaciones de 50, 100, 200 y 400 aumentos, apoyado con un equipo de análisis de imágenes marca Leica

modelo Quantimet Q520 plus, con cámara de video tipo CCD (Charged Coupled Device) con una resolución de 512 X 480 pixeles a 256 tonos de gris. Así mismo se obtuvieron fotografías directamente del microscopio equipado con una cámara marca Nikon modelo FX-35WA, con la finalidad de cuantificar el espaciado dendrítico primario y secundario[34].

La identificación de fases presentes en el material se realizó analizando superficies con preparación metalográfica y acabado espejo atacadas durante 4 minutos con ácido fosfórico a 70°F, en un microscopio electrónico de barrido marca Leo, modelo Leica S440, bajo la técnica de espectrometría de rayos X en dispersión de energía[34], una vez identificadas las fases, se determinó el porcentaje y distribución de cada fase presente en el material, analizando micrografías digitalizadas obtenidas del microscopio óptico a 100 y 200 aumentos, apoyado con el equipo de análisis de imágenes.

Finalmente la determinación del tamaño de grano fue realizada utilizando probetas previamente preparadas, utilizando el reactivo de ataque Keller modificado[33] durante 7 minutos, revelando los límites de grano presentes en el material. La determinación de éste parámetro se realizó utilizando un estereoscopio mca. Nikon, mod. SMZ-2T, equipado con una cámara mca. Carl Zeiss, mod. C35 y contraste de luz, obteniendo imágenes de la microestructura de las cuales se cuantificó el tamaño de grano promedio, trazando líneas a través de la microestructura, determinando la razón entre la longitud y el número equivalente de granos contenidos en cada línea[33].

4.4 La Generación de Superficies de Fractura

4.4.1.- Generación de superficies de fractura mediante ensayos de impacto e impulsos cíclicos.

Las superficies de fractura fueron obtenidas realizando ensayos de impacto Charpy, procurando una alta velocidad en la propagación de la fractura; utilizando una máquina de impacto marca Tinius Olsen, modelo 84, número de serie 90063 de la empresa CALIMET, aplicando una carga máxima de 36.5 kg-m, por lo que fueron preparadas probetas bajo la norma ASTM E-23, siguiendo las dimensiones mostradas en la **Figura 4.4.1.**

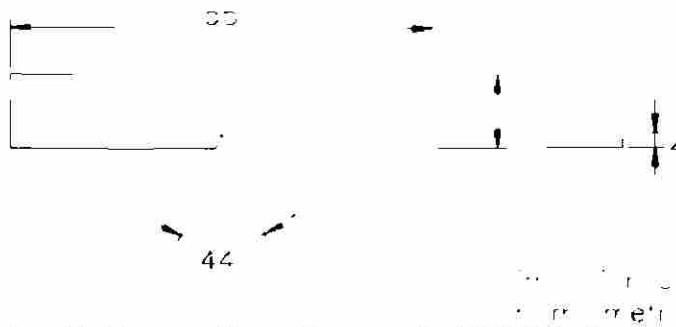


Fig. 4.4.1.- Especificación bajo la norma ASTM E-23 de las dimensiones para las probetas de impacto Charpy.

Es importante señalar que las superficies de fractura obtenidas bajo ensayos de impacto Charpy fueron utilizadas para el análisis fractográfico y fractométrico autoafín de superficies tanto en la dirección paralela y perpendicular fuera del plano de propagación de la fractura. Sin embargo, para el análisis del frente de propagación, se utilizaron probetas maquinadas bajo la norma ASTM-E23. **Figura 4.4.1**, realizado un ensayo por impulsos cíclicos con carga controlada; obteniendo superficies interrumpidas de fractura.

4.5 El Análisis de las Superficies de fractura

4.5.1.- *El análisis fractográfico.*

El análisis de las superficies de fractura obtenidas bajo impacto Charpy fue realizado siguiendo la metodología fractográfica tradicional, interpretando las imágenes obtenidas de un Microscopio Electrónico de Barrido (MEB)[34], bajo la técnica de electrones secundarios y retrodispersados a distintas magnificaciones y con condiciones de voltaje de operación de 25 kV y una distancia de trabajo de 25 mm.

El trabajo fractográfico fue complementado con un Microscopio de Fuerza Atómica (MFA)[35], específicamente en las escalas submicrométricas, utilizando un equipo marca Park Scientific, modelo AutoProbe CP, operado en el modo de contacto en aire, realizando barridos de área con un scanner de 10 x 10 μm , empleando un cantilever tipo microlever APM-06AU-50. Obteniendo imágenes digitales tridimensionales de 512 x

512 píxeles en 256 tonos de grises de las superficies de fractura contando con una resolución nanométrica a diferentes barridos.

4.5.2.- El análisis fractométrico de superficies obtenidas por impacto Charpy.

El estudio fractométrico de las superficies de fractura obtenidas mediante ensayos de impacto Charpy consistió en la adquisición de datos en las direcciones paralelas y perpendiculares a la dirección de propagación de grieta, abarcando longitudes de escala desde nanómetros hasta centímetros, cubriendo un total de siete décadas de longitud.

Lo anterior se logró utilizando un MFA, cubriendo las escalas submicrométricas se realizaron barridos de las superficies de fractura, de los cuales fue posible extraer perfiles de una matriz discreta de datos de alturas. Para cubrir las escalas micrométricas y milimétricas se utilizó un MEB bajo la técnica de electrones retrodispersados, los cuales permiten obtener el mayor contraste entre fases con diferente número atómico. Para este análisis fue necesario realizar una preparación previa de las superficies de fractura obtenidas bajo impacto Charpy, utilizando una técnica de recubrimiento electrolítico de níquel[22] y realizando cortes tanto en la dirección paralela y perpendicular a la dirección de propagación, **Figura 4.5.1.1**, obteniendo imágenes digitalizadas del perfil de fractura de 1024 x 480 píxeles, a diferentes magnificaciones, las imágenes resultantes fueron posteriormente tratadas en un software analizador de imágenes mca Image Pro-Plus versión 4.1 para Windows, detectando perfiles de 1024 píxeles de longitud y construyendo mediante la unión de campos adyacentes ligeramente traslapados perfiles de una longitud aproximada de 4 mm, con una cantidad de 4000 datos puntuales, **Figura 4.5.1.2**.

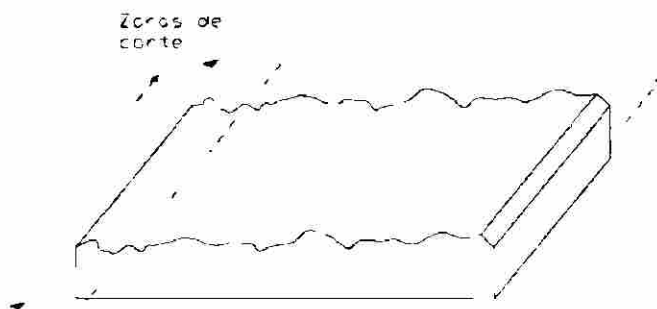


Fig. 4.5.1.1.- Bosquejo representativo de las zonas de extracción de perfiles para el análisis con el MEB.

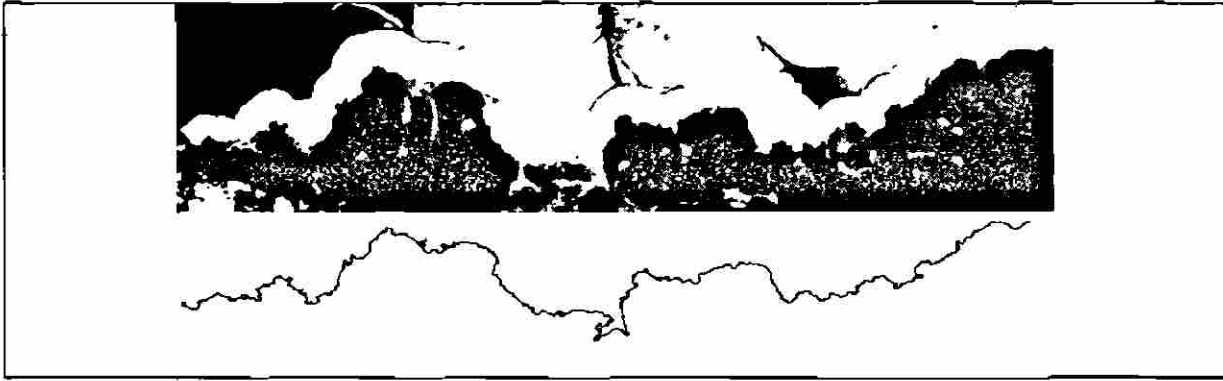


Fig. 4.5.1.2.- Representación del aislamiento y detección de un perfil extraído de una imagen digitalizada del MEB con una magnificación de 500X.

La cobertura de las escalas en centímetros fue posible utilizando un equipo de perfilometría mca. Mitutoyo, mod. Surfrest 301, con una velocidad de avance en la medición de 0.5 mm/seg y 1.0 mm/seg en el retorno, con un detector de punta de diamante con un radio de punta de 5 μm , una fuerza de medición de 4 mN (0.4 gf) y un método de diferencia de inductancia para la obtención de datos de alturas.

Los datos obtenidos de las metodologías descritas anteriormente fueron almacenados para su posterior análisis de autoafinidad.

4.5.3.- El análisis fractométrico de perfiles obtenidos por fatiga.

El estudio fractométrico de los perfiles obtenidos en ensayos inconclusos de fatiga por impulsos cíclicos se realizó en la dirección perpendicular a la dirección de propagación dentro del plano de avance[10][36]. Las probetas obtenidas de los ensayos interrumpidos de fatiga fueron previamente preparadas, utilizando la técnica de análisis no destructivo para la revelación de grietas por líquidos penetrantes[37]. Lo anterior con la finalidad de detectar el frente de propagación de grieta de las probetas fracturadas parcialmente, posterior a la aplicación de líquidos penetrantes se realizó un tratamiento de secado, introduciendo las probetas en un horno mufla con una temperatura de 90°C, durante 48 horas, una vez concluido el secado se procedió a la conclusión de los ensayos de fatiga, obteniendo finalmente superficies de fractura, las cuales revelan el frente de propagación de grieta a través del material heterogéneo, posteriormente las muestras fueron recubiertas por electrodeposición con grafito[34], consiguiendo un mayor

contraste entre el material libre de líquido penetrante y la zona recubierta por este. Finalmente las superficies de fractura fueron registradas a diferentes magnificaciones en un estereoscopio mca. Nikon equipado con una cámara fotográfica mca. Carl Zeiss, mod. C35 y analizadas extrayendo perfiles de datos correspondientes al frente de propagación de grieta.

4.6 El Análisis Autoafín de las Superficies de fractura

Para la determinación de los parámetros autoafines tales como: el exponente de rugosidad y la longitud de correlación. Se analizaron los datos obtenidos de las diversas técnicas empleadas para la extracción de perfiles (descritas en la **Sección 4.5** del presente Capítulo), alimentando los datos en un programa diseñado para eliminar tendencias tales como: la ondulación y el error de forma, inherentes a cualquier superficie[22], logrando un perfil corregido sin tendencia. Los datos resultantes fueron analizados utilizando el método de ventana de ancho variable descrito en la **Sección 2.5.1** del Capítulo segundo presente en esta investigación.

Capítulo 5

5.1 Resultados

5.1.1.- La caracterización microestructural de la aleación tipo A-319.

De acuerdo con la identificación propuesta en la tabla 4.4, de la sección 4.3.1 correspondiente a esta investigación, se utilizará el prefijo A1 para señalar la aleación tipo A-319 con alto contenido de hierro, tratamiento de modificación y tratamiento de refinamiento. Así mismo, será utilizado el prefijo A2 para referir la aleación de aluminio tipo A-319 con alto contenido de hierro, sin tratamiento de modificación y sin tratamiento de refinamiento.

Los resultados obtenidos del análisis metalográfico en ambas muestras reflejan una microestructura típica de una pieza fundida, para las cuales fue posible identificar seis fases diferentes: $Al-\alpha$, eutéctico, Si , Al_2Cu , Al_3FeSi y $Al_{15}(MnFe)_3Si_2$. La Figura 5.1.1, muestra una micrografía con las distintas fases, Figura 5.1.2. (a)-(f). Muestra los correspondientes espectros de rayos X en dispersión de energía,

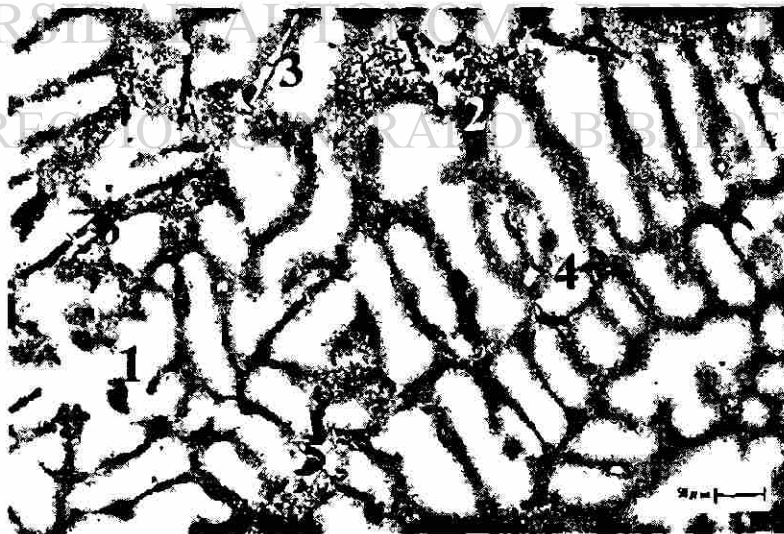


Fig. 5.1.1.- a) Micrografía de la aleación Aluminio-Silicio, tipo A-319, Fe (+), Sr (+), Ti(+), a 200X, 1.- $Al-\alpha$, 2.- eutéctico, 3.- silicio, 4.- Al_2Cu , 5.- $Al_{15}(MnFe)_3Si_2$ y 6.- Al_3FeSi .

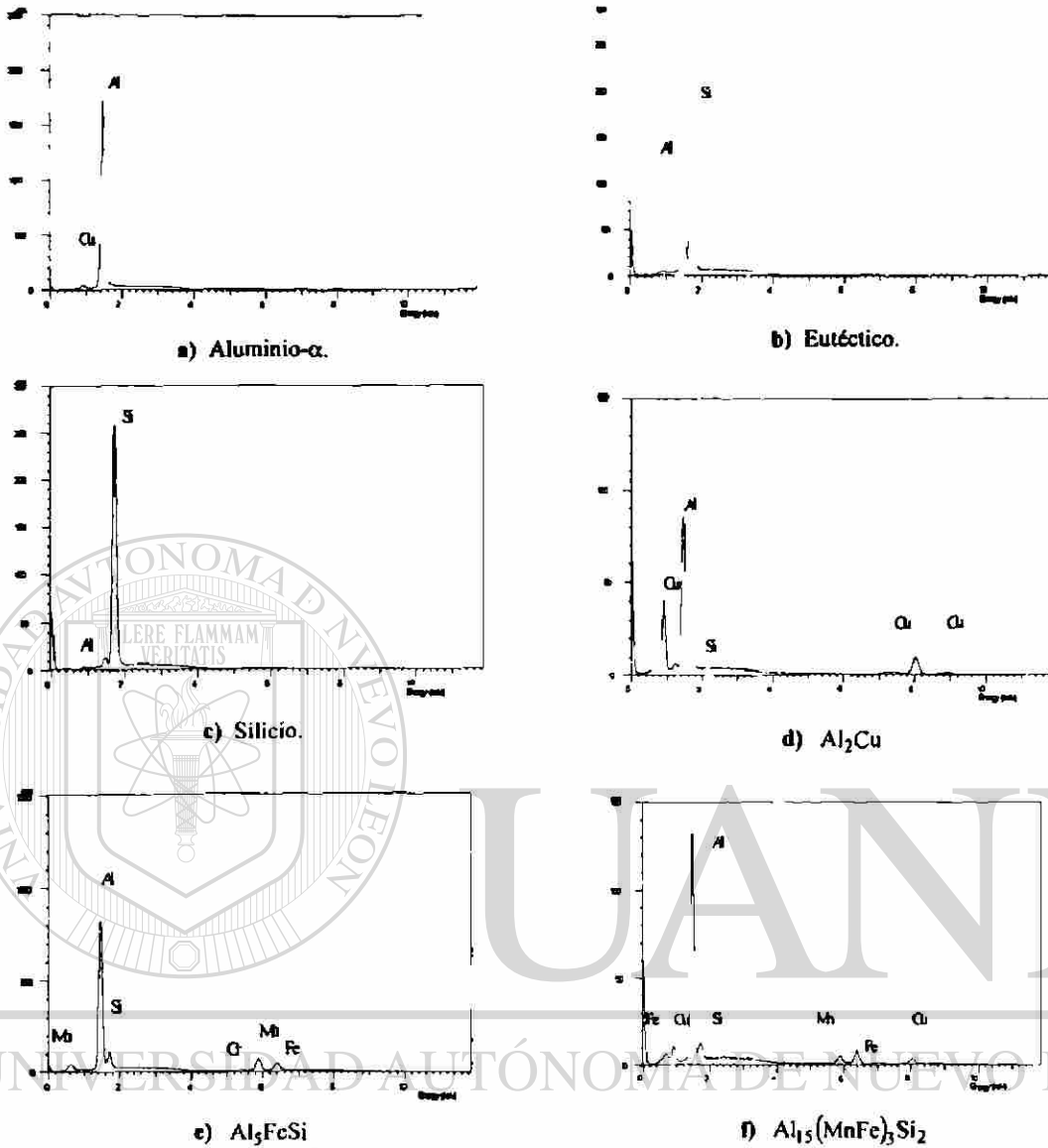


Fig. 5.1.2.- Espectros de rayos X en dispersión de energía característicos de la aleación aluminio-silicio, tipo A-319.

Es importante señalar que tanto en las probetas de la aleación A1 y A2, fue posible detectar la presencia de las fases descritas anteriormente. Sin embargo, en la aleación identificada como A1 se detectó una influencia sobre el eutético debido al tratamiento de modificación con la adición de estroncio, el resultado de ésta modificación se caracteriza por la ausencia de estructuras laminares y estructuras fibrosas, Figura 5.1.3. Por otra parte, en la muestra con tratamiento de refinamiento y modificación se observa la presencia en una mayor cantidad de fases ricas en Fe, $Al_5(MnFe)_3Si_2$ y Al_5FeSi (Fe- α ó

escritura china y Fe-β ó estructura acicular), en comparación con la muestra sin tratamiento de refinamiento y sin modificación. En la **Tabla 5.1.1**, se muestra un cuadro comparativo del porcentaje de fases presentes en ambas muestras.

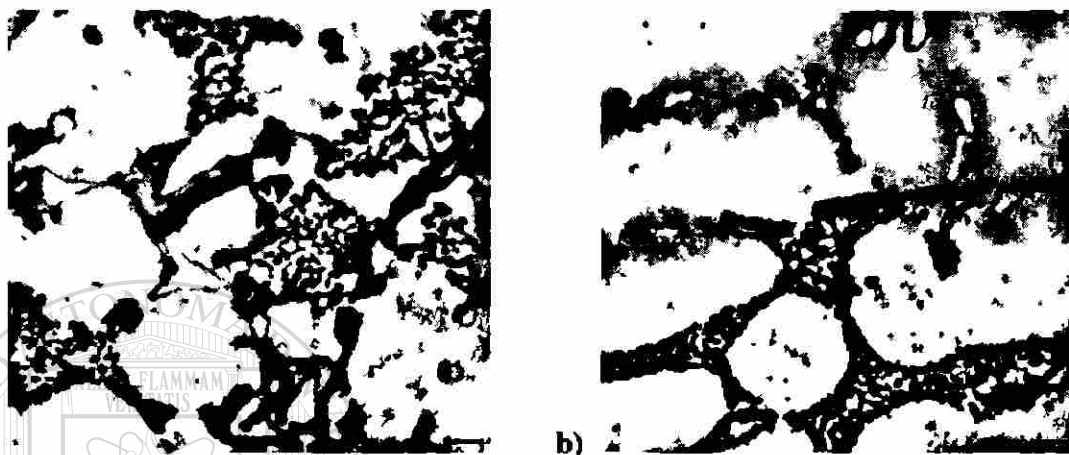


Fig. 5.1.3.- a) Imágenes registradas a 400X, escala 20 micrómetros, a) se muestra una micrografía de la muestra A1, donde se observa la mayor presencia de fases ricas en Fe, así como la modificación en la fase Al-Si (eutéctico), en comparación con la imagen b) para la muestra A2.

Tabla 5.1.1.- Resultados obtenidos del porcentaje de fases.

Fases	Muestra A1, con tratamiento de modificación y refinamiento.	Muestra A2, sin tratamiento de modificación y refinamiento.
<i>Aluminio-Alfa</i>	66.41	74.82
<i>Eutéctico</i>	18.02	15.10
<i>Silicio</i>	4.65	3.17
<i>Al₂Cu</i>	1.03	1.23
<i>Al₃FeSi</i>	2.91	2.38
<i>Al₁₃(MnFe)₃Si₂</i>	3.38	0.98
<i>Poros</i>	3.60	2.32
Total	100	100

*Los resultados reportados en esta tabla corresponden al porcentaje promedio obtenido de 20 imágenes con un área total de 14 967mm²

Los parámetros microestructurales tales como: el tamaño de grano y el espaciamiento dendrítico (primario y secundario), exhiben una apreciable alteración ante la presencia de titanio en las aleaciones de Aluminio-Silicio, éste actúa como agente nucleante, afectando

directamente el crecimiento dendrítico, disminuyendo la necesidad de un gran subenfriamiento. Debido a la dependencia que muestra el tamaño de grano ante el crecimiento dendrítico, el titanio es utilizado como refinador. La **Tabla 5.1.2**, muestra los resultados del tamaño de grano y el espaciamiento dendrítico secundario (SDAS), obtenidos para las muestras A1 y A2 respectivamente, es importante mencionar que la determinación del espaciamiento dendrítico primario no fue realizada debido a que éste se encuentra en el orden del tamaño de grano[51]. La **Figura 5.1.4**, representa la determinación del tamaño de grano y el SDAS.

Tabla 5.1.2.- Resultados obtenidos en la determinación de los parámetros que representan las mayores heterogeneidades en las muestras A1 y A2.

Parámetros	Muestra A1.	Muestra A2.
<i>Tamaño de grano (μm)</i>	366	637
<i>Espaciamiento Dendrítico Secundario (μm)</i>	25.93	30.26
<i>Longitud promedio de fases de Fe (μm)</i>	31.36	28.72
<i>Longitud promedio de fases de Cu (μm)</i>	14.51	15.60

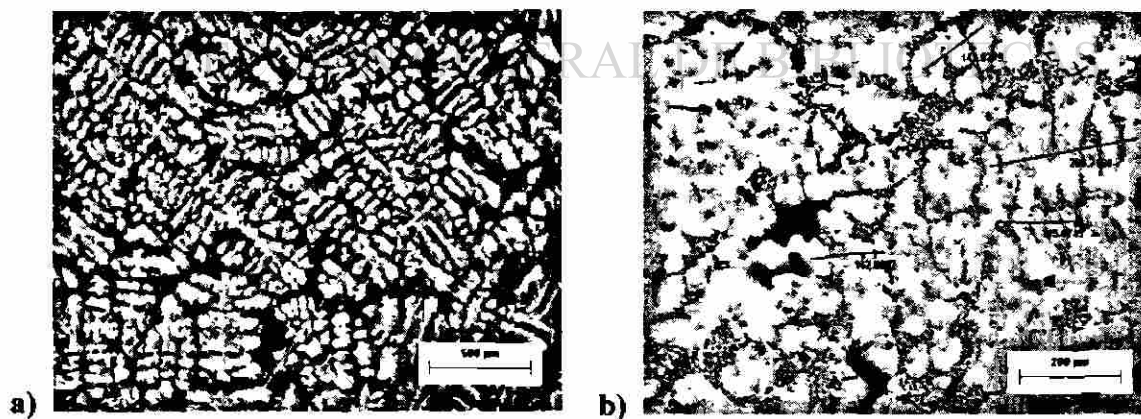


Fig. 5.1.4.- Micrografías representativas de la determinación de los parámetros microestructurales. a) bosquejo representativo de la determinación del tamaño de grano, b) bosquejo representativo para la determinación del SDAS.

5.1.2.- El análisis fractográfico de la aleación tipo A-319.

5.1.2.1.- El análisis fractográfico comparativo de la aleación tipo A-319, ensayadas en impacto.

La caracterización fractográfica para la aleación A1 (con tratamiento de modificación y refinamiento), presenta una mayor deformación plástica en la zona eutéctica, contrastando con la aleación A2 (sin tratamiento de modificación y sin refinamiento) que aunque presenta deformación plástica, ésta no es evidente a bajas magnificaciones. En la **Figura 5.1.11**, se exhiben dos imágenes obtenidas en MEB bajo la técnica de electrones secundarios, con una magnificación de 1000 aumentos, corroborando lo descrito anteriormente.

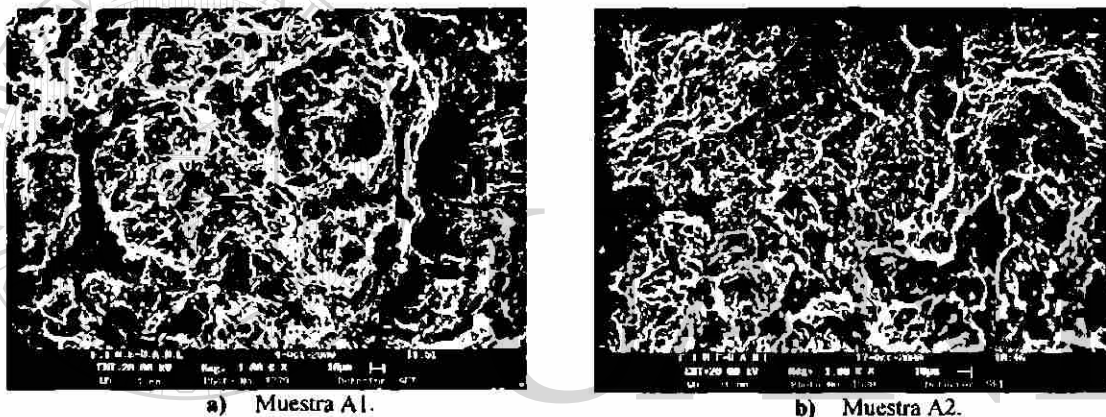


Fig. 5.1.11.- Efecto del agente modificante sobre el incremento en la deformación plástica, principalmente en la fase eutéctica Al-Si. La imagen a) muestra una superficie de fractura, en la cual se observa una mayor tendencia a formar microcavidades ocurridas por efecto de la deformación plástica, comparado con la imagen b) donde este efecto es de menor influencia.

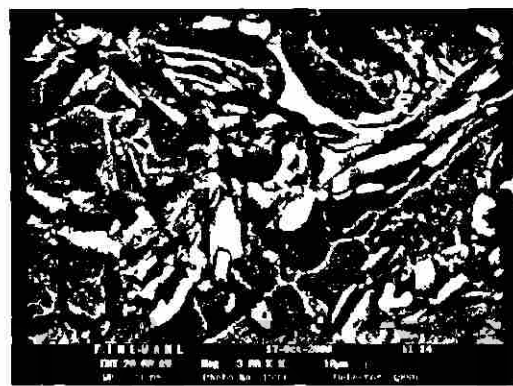
Por otro lado, las fases ricas en Fe, actúan como concentradores de esfuerzos debido a su morfología, promoviendo la formación de subgrietas en la matriz de aluminio. La **Figura 5.1.12**, muestra dos imágenes obtenidas en el MEB, bajo la técnica de contraste de electrones retrodispersados, mostrando la presencia de una mayor cantidad de subgrietas generadas por la presencia de fases de Fe- α y Fe- β principalmente.

Si bien la porosidad y la presencia de rechupes causan efecto en la propagación de la fractura no es posible realizar un análisis comparativo entre ambas muestras, debido a que la naturaleza de éstos radica en el proceso y no en los parámetros microestructurales.

Por lo que solo se realizó un análisis del efecto que tiene la presencia de éstos en la trayectoria de propagación. La **Figura 5.1.13 (a)**, despliega una imagen derivada del MEB, bajo la técnica de contraste de electrones retrodispersados, donde se presenta la influencia de la porosidad sobre la trayectoria de propagación de la fractura, siguiendo un camino preferencial y dando origen a la formación de microgrietas. En la **Figura 5.1.14**, se presenta una imagen obtenida del MEB, bajo la técnica de electrones secundarios, que manifiesta el efecto de la existencia de rechupes sobre la trayectoria de propagación, la generación de subgrietas y la morfología de la superficie de fractura.



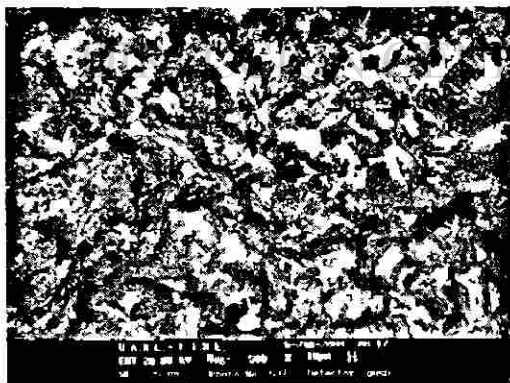
a) Muestra A1.



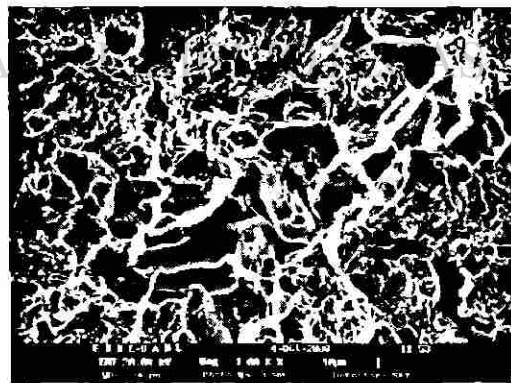
b) Muestra A2.

Fig. 5.1.12.- Efecto sobre el aparición de subgrietas, debidas a la morfología de las fases ricas en Fe. La imagen a) muestra una superficie de fractura con una magnificación de 2000 aumentos, en la cual se observa una mayor tendencia a formar subgrietas en la matriz ocurridas por la presencias de otras fases, comparado con la imagen b) con una magnificación de 3000 aumentos, donde este efecto es de menor influencia.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



a)



b)

Fig. 5.1.13.- a) imagen obtenida del MEB bajo la técnica de electrones retrodispersados a 500X, donde es posible observar la influencia de la porosidad sobre la trayectoria de propagación, así como la generación de subgrietas. La imagen b) obtenida del MEB bajo la técnica de electrones secundarios a 1000X, presenta la influencia de la existencia de rechupes sobre la propagación de la fractura y la generación de subgrietas en los bordes.

5.1.2.2.- El análisis fractográfico general de la aleación tipo A-319, ensayadas en impacto.

El carácter fractográfico de las aleaciones Aluminio-Silicio, aparentemente frágil a bajas magnificaciones, **Figura 5.1.5**, revela que al ser observado a magnificaciones altas presenta deformación plástica local, La **Figura 5.1.6 (a)**, presenta una imagen obtenida en el MEB, bajo la técnica de electrones secundarios, mostrando la coalescencia de microcavidades características de la fractura dúctil. La **Figura 5.1.6 (b)**, exhibe una imagen tridimensional obtenida en el MFA con un barrido de $5.5 \times 5.5 \mu\text{m}$, corroborando la existencia de deformación plástica principalmente en la fase eutéctica, estableciendo con esto que las aleaciones de Al-Si presenten fractura mixta, para las condiciones de esta experimentación

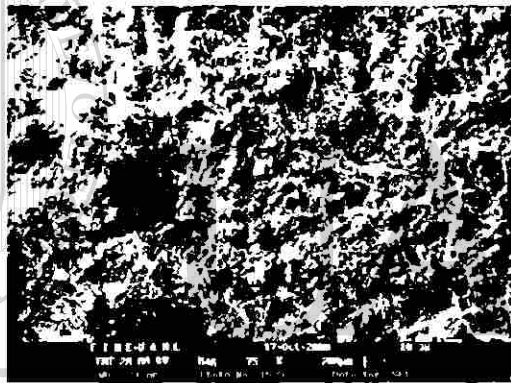
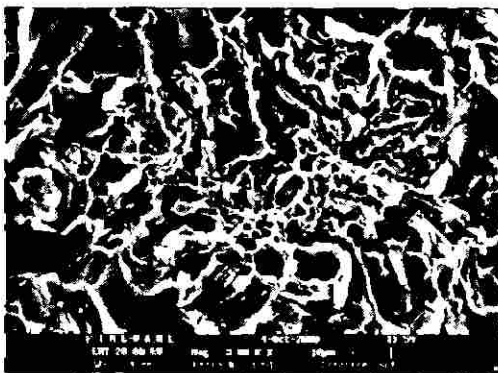
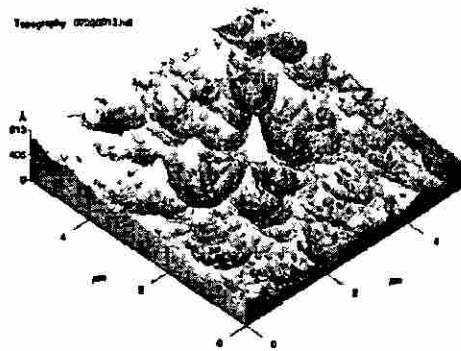


Fig. 5.1.5.- Imagen de la superficie de fractura de la muestra A2, utilizando el MEB, bajo la técnica de electrones secundarios, donde se muestra una aparente fractura frágil.



a)



b)

Fig 5.1.6.- Imágenes representativas de la formación de microcavidades, características de la fractura dúctil, a) imagen obtenida en el MEB bajo la técnica de electrones secundarios, b) imagen obtenida del MFA con un barrido de $5.5 \times 5.5 \mu\text{m}$.

Las Figuras 5.1.7 (a) y 5.1.8 (a), muestran la fase de Al- α en forma de estructura dendrítica, exhibiendo fractura frágil, aparentemente clivaje, se observa además la presencia de subgrietas debido a la influencia de la alta rapidez de propagación de la fractura. Las Figuras 5.1.7 (b) y 5.1.8 (b) muestran imágenes obtenidas del MFA donde se presentan formaciones que sugieren que hay planos preferenciales de propagación en la fase rica en aluminio.

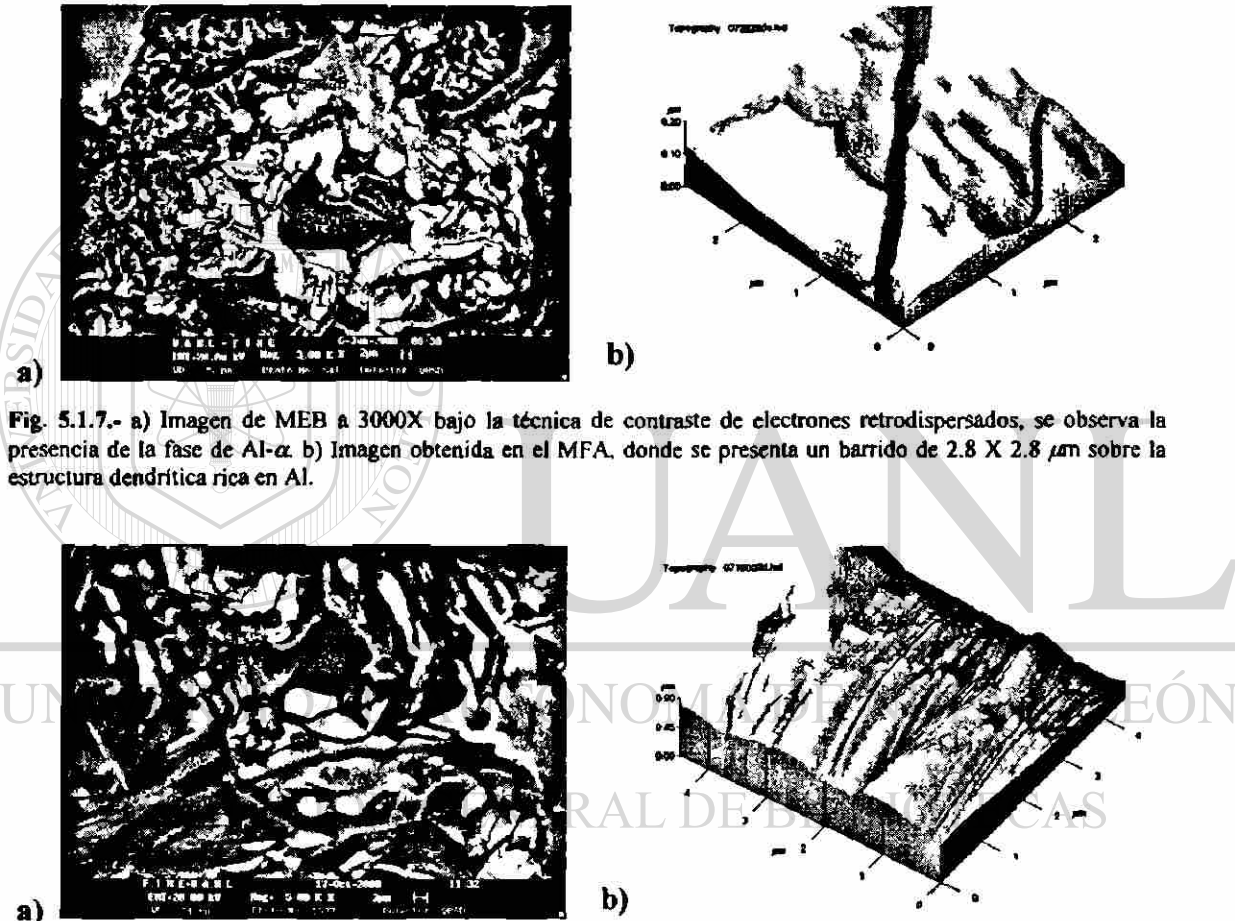


Fig. 5.1.7.- a) Imagen de MEB a 3000X bajo la técnica de contraste de electrones retrodispersados, se observa la presencia de la fase de Al- α . b) Imagen obtenida en el MFA, donde se presenta un barrido de 2.8 X 2.8 μm sobre la estructura dendrítica rica en Al.

Fig. 5.1.8.- a) Imagen de MEB a 5000X bajo la técnica de contraste de electrones retrodispersados, se observa la presencia de subgrietas debidas a la influencia de la cinética de propagación, sobre la fase Al- α . b) Imagen obtenida en el MFA, con un barrido de 4.5 X 4.5 μm , presentando una evidente influencia sobre la dirección de propagación de la fractura.

La presencia de heterogeneidades en el material ejerce una gran influencia, siendo las mayores discontinuidades (la porosidad, rechupes y segundas fases) obstáculos en la generación de las superficies de fractura, promoviendo caminos preferenciales en la dirección de propagación de la fractura. La Figura 5.1.9 (a), muestra una imagen

obtenida en el MEB bajo la técnica de contraste de electrones retrodispersados a 2000X, donde se exhibe la influencia de una fase rica en Fe sobre la dirección de propagación. La **Figura 5.1.9 (b)**, muestra una imagen obtenida en MFA con un barrido de $10 \times 10 \mu\text{m}$, donde se percibe el cambio en la dirección de propagación por la presencia de una fase rica en Fe. En la **Figura 5.1.10 (a)**, obtenida del MEB a 3000X bajo la técnica de electrones secundarios y la **Figura 5.1.10 (b)** obtenida del MFA con un barrido de $3.5 \times 3.5 \mu\text{m}$, se observa el cambio en la dirección de la propagación producto de una fase con orientación diferente a la de avance.

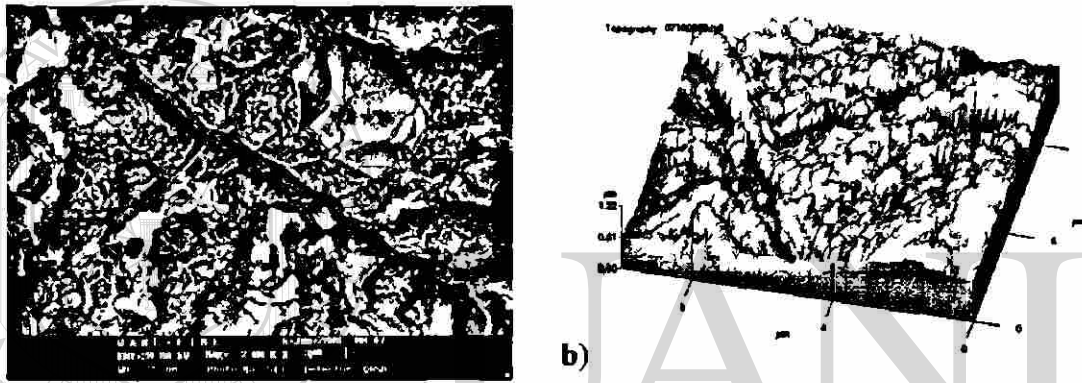


Fig. 5.1.9.- a) Imagen obtenida del MEB bajo la técnica de contraste de electrones retrodispersados donde se observa la presencia de una fase acicular, morfología característica de la fase de hierro- β . b) Imagen obtenida del MFA con un barrido de $10 \times 10 \mu\text{m}$, donde se localizó una fase con morfología acicular, la cual causó efecto en la dirección de avance modificando la dirección de propagación.

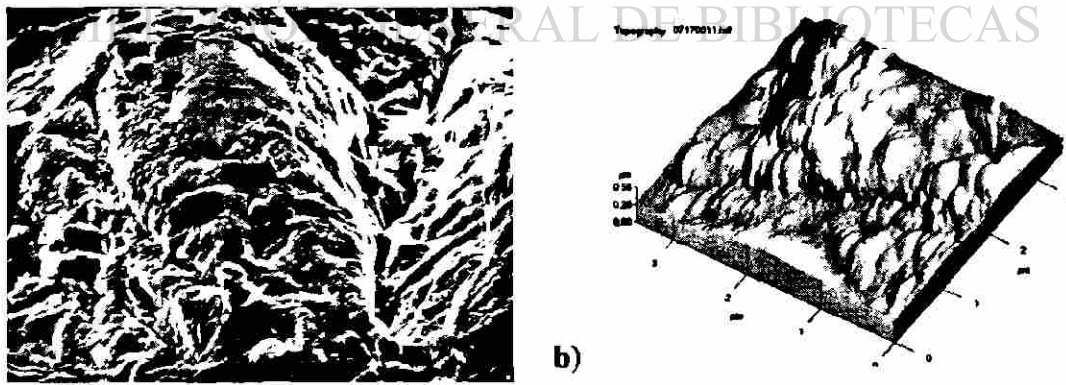


Fig. 5.1.10.- a) Imagen obtenida del MEB bajo la técnica de electrones secundarios, donde se observa la presencia de una fase la cual modificó la dirección de avance, dando como resultado una diferencia de alturas, propagándose la fractura por una fase con características de ductilidad. b) Imagen obtenida con el MFA con un barrido de $3.5 \times 3.5 \mu\text{m}$, donde se presenta la misma zona localizada en la imagen (a).

5.1.3.- El análisis fractométrico de la aleación tipo A-319.

Utilizando el Rugosímetro y el MFA se extrajeron perfiles de alturas en las muestras A1 y A2, tanto en la dirección paralela como en la perpendicular a la de propagación de la fractura, obteniendo valores de rugosidad RMS (*Root Mean Square*), los cuales fueron logrados en barridos realizados en tamaños desde 0.25mm hasta 2mm para el rugosímetro y barridos desde 1 μ m hasta 10 μ m para el MFA. **Tabla 5.1.3.**

Tabla 5.1.3.- Determinación de la rugosidad RMS, utilizando Microscopía de Fuerza Atómica y Rugosimetría.

Dirección de barrido	Rugosímetro			Microscopio de Fuerza Atómica		
	RMS (μ m)			RMS (μ m)		
Muestra A1						
Paralelo a la dirección de propagación	0.98	-	-	2.12	0.664	0.605
Perpendicular a la dirección de propagación	11.16	4.97	9.31	1.89	1.02	2.10
Muestra A2						
Paralelo a la dirección de propagación	-	-	7.895	1.03	0.607	0.523
Perpendicular a la dirección de propagación	-	-	10.107	1.003	1.90	0.338

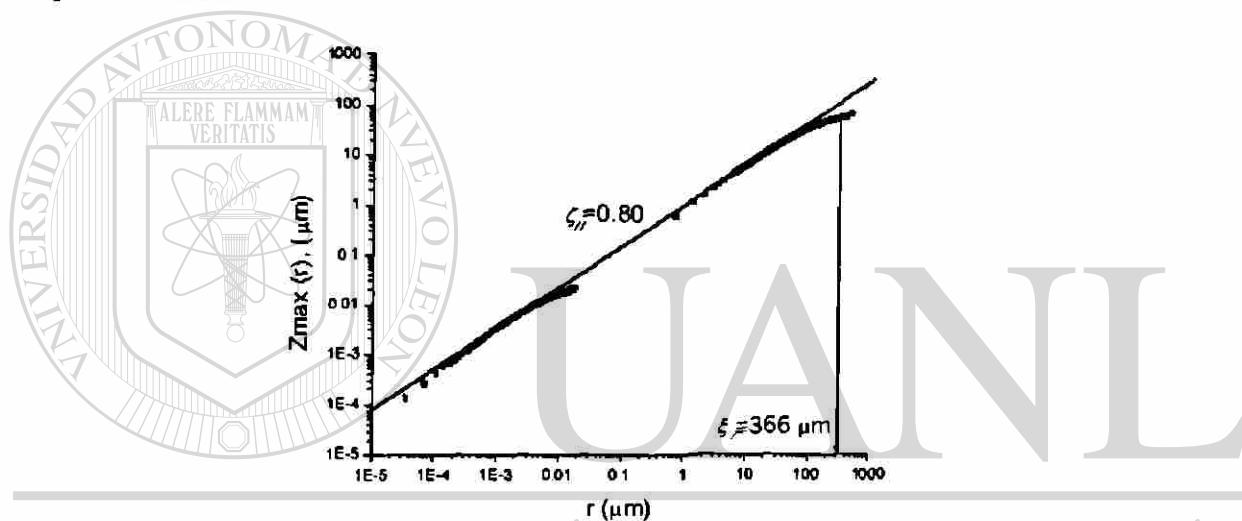
*Los datos reportados de RMS fueron obtenidos del promedio de 10 barridos para cada dirección.

Los datos obtenidos en el MFA contrastan dramáticamente con los reportados para el rugosímetro. Esta discrepancia pone de manifiesto la dependencia de la rugosidad con la escala de observación y el instrumento de medición. Además es una indicación del carácter autoafín de las superficies de fractura y la necesidad de aplicar métodos que consideren esta característica.

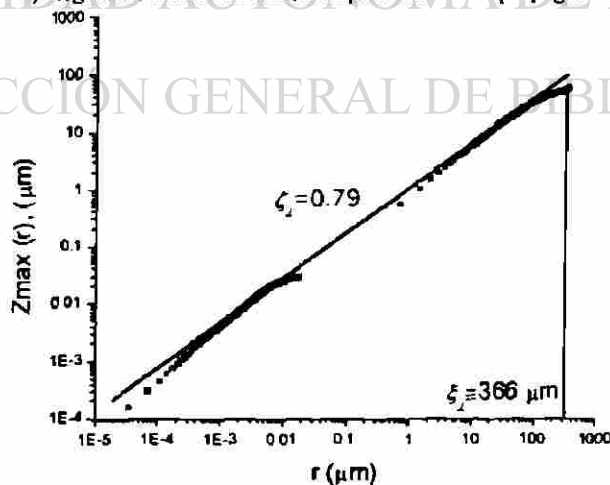
5.1.4.- El análisis autoafín tridimensional de la aleación tipo A-319.

La determinación del carácter autoafín de las superficies de fractura para las muestras A1 y A2 consistió en el análisis de imágenes obtenidas del MEB y perfiles extraídos mediante perfilometría y Microscopía de Fuerza Atómica, para las direcciones paralela y perpendicular a la dirección de propagación y analizando imágenes adquiridas por

estereoscopia, para los perfiles del frente de propagación. Los resultados de autoafinidad obtenidos para cada una de las direcciones fueron graficados en base al comportamiento característico que presentan los objetos autoafines donde el momento de orden infinito siguen una ley de potencia para la cual el exponente es el denominado exponente de Hurst ζ . El límite de este régimen de autoafinidad es cortado en una longitud de correlación ξ , la cual suponemos que es del mismo orden de magnitud que las mayores discontinuidades presentes en el material. Las Figura 5.1.11 (a) y (b), presentan las curvas de autoafinidad correspondientes a la muestra A1 (con tratamiento de modificación y refinamiento), en dirección paralela y perpendicular a la de propagación, respectivamente.



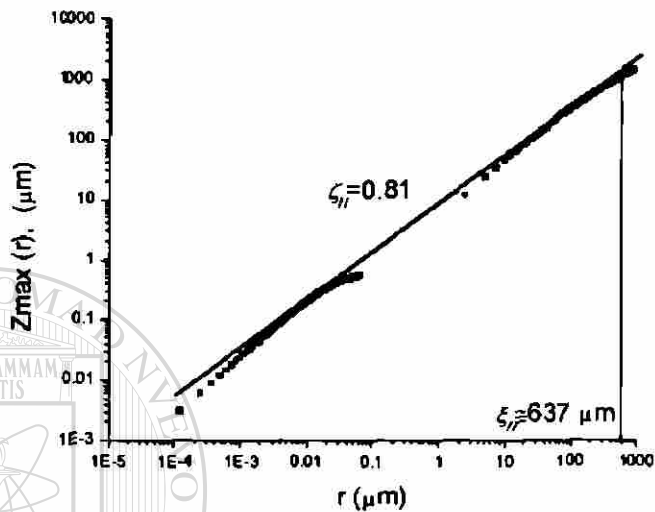
a) Régimen autoafín en dirección paralela a la de propagación.



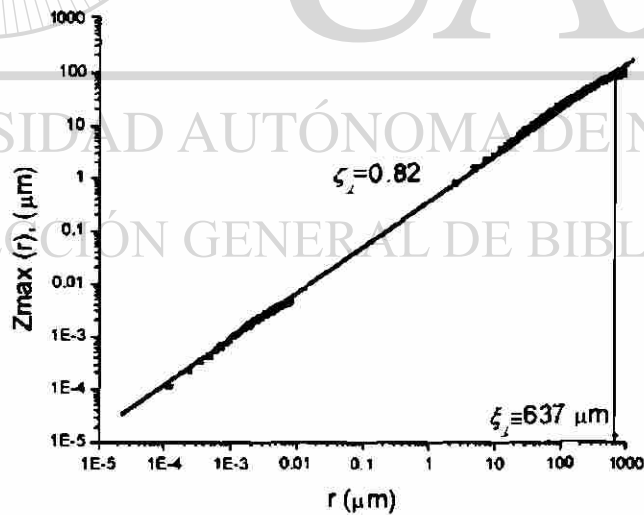
b) Régimen autoafín en dirección perpendicular a la de propagación.

Fig. 5.1.11.- Curvas de autoafinidad obtenidas para la muestra A1, utilizando MFA, MEB y ríugosimetría, tanto para la dirección paralela como perpendicular a la dirección de propagación.

Las curvas de autoafinidad para la muestra A2, tanto en dirección paralela como perpendicular a la dirección de propagación se muestran en las Figuras 5.1.12. (a) y (b), respectivamente.



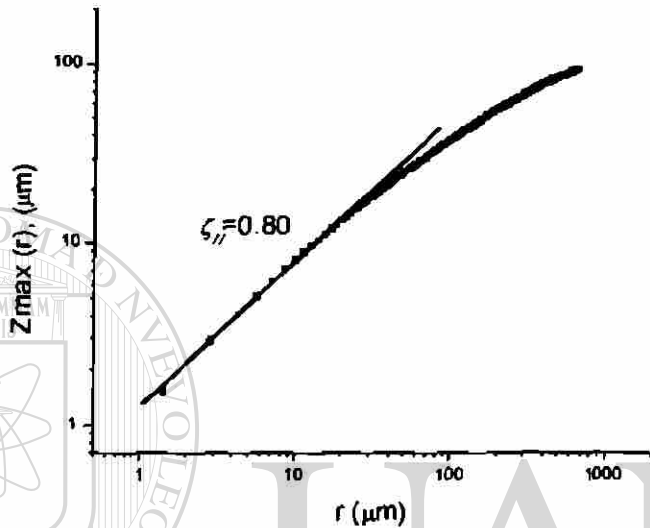
a) Régimen autoafín en dirección paralela a la de propagación.



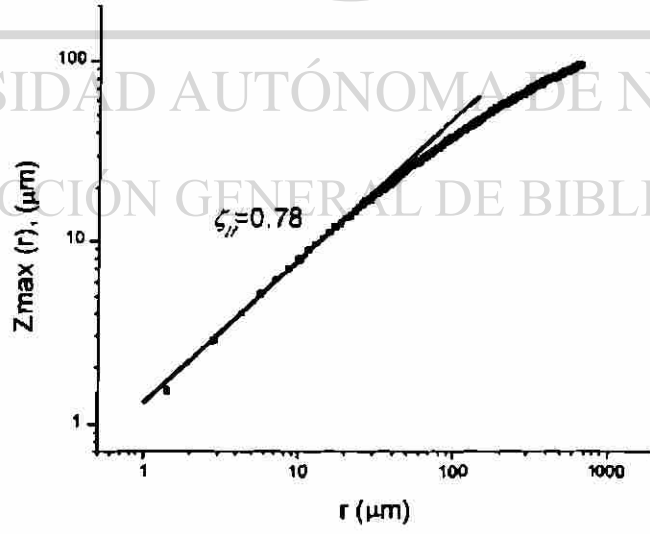
b) Régimen autoafín en dirección perpendicular a la de propagación.

Fig. 5.1.12.- Curvas de autoafinidad obtenidas para la muestra A2, utilizando MFA, MEB y rugosimetría, tanto para la dirección paralela como perpendicular a la dirección de propagación.

Los resultados derivados del análisis autoafín para las muestras A1 y A2 correspondientes al frente de propagación de la fractura dentro del plano de avance, se muestran en las Figuras 5.1.13, (a) y (b), respectivamente.



a) Régimen autoafín paralelo al frente de propagación dentro del plano para la muestra A1.



b) Régimen autoafín paralelo al frente de propagación dentro del plano para la muestra A2.

Fig. 5.1.13.- Curvas de autoafinidad obtenidas para las muestras A1 y A2, utilizando imágenes adquiridas por estereoscopia, correspondientes a la dirección paralela al frente de grieta.

5.2 Discusión de Resultados

5.2.1.- *El análisis microestructural de la aleación tipo A-319.*

Los resultados derivados de la caracterización metalográfica, demuestran una notable diferencia microestructural entre las aleaciones utilizadas en esta investigación. Aunque fue posible detectar las mismas seis fases presentes en ambas aleaciones (A1 y A2), éstas difirieron en distribución y tamaño, ya que para la aleación, tratamiento de modificación y refinamiento (A1), se encontró una mayor cantidad de fases ricas en Fe ($Al_3(MnFe)_3Si_2$ escritura china y Al_3FeSi estructura acicular), con un valor total de 6.19 % en distribución y $31.36 \mu m$ en la longitud promedio, este valor contrasta con el de 3.36 % en distribución y $28.78 \mu m$ de tamaño promedio, reportado para la aleación, sin tratamiento de modificación y sin refinamiento (A2). La adición de Sr causa efecto principalmente en la morfología de la fase eutéctica modificándola de laminar a fibrosa, disminuyendo la presencia de fases aciculares, las cuales actúan como acumuladores de esfuerzos, la modificación incrementa por tanto el valor de ductilidad. La presencia de Ti como agente refinador causó un efecto de mayor valoración con respecto al agente modificante, ya que para la muestra con tratamiento de refinación A1, se alcanzó un valor promedio de $366 \mu m$ para el tamaño de grano y de $25.93 \mu m$ para el SDAS, mientras que para la muestra sin tratamiento de refinación A2, fue reportado un valor promedio de $637 \mu m$ para el tamaño de grano y $30.26 \mu m$ de SDAS. Estos parámetros son considerados, junto con los rechupes y la porosidad, como las mayores discontinuidades presentes en estas aleaciones, por lo que para efecto de esta investigación representan los parámetros de mayor importancia.

5.2.2.- *El análisis fractográfico de la aleación tipo A-319.*

Con los resultados obtenidos de análisis fractográfico utilizando el Microscopio Electrónico de Barrido bajo las técnicas de electrones secundarios y contraste de electrones retrodispersados y el equipo de Microscopía de Fuerza Atómica en modo de contacto, fue posible realizar un estudio fractográfico comparativo entre las muestras A1 y A2, así como una caracterización fractográfica general de las superficies de fractura

resultantes. El análisis comparativo reveló que la muestra A1 presenta mayor deformación plástica en la fase eutéctica por acción del agente modificante, lo anterior en comparación con la muestra A2, que aunque del mismo modo, exhibe deformación plástica en el eutéctico, ésta se presenta en un menor orden. La fractura en ambas muestras puede ser considerada como mixta. Por otro lado, las fases ricas en Fe, actúan como concentradores de esfuerzos dando como resultado la aparición de una gran cantidad de subgrietas, bajo las condiciones de fractura rápida en impacto. Por otra parte, el análisis fractográfico refleja que la presencia de las mayores discontinuidades, principalmente las dendritas de la fase rica en aluminio, la porosidad y los rechupes, influyen sobre la trayectoria de propagación, estableciendo caminos preferenciales para ésta. El influjo de la fase dendrítica sobre la trayectoria en esencia se presenta dependiendo de la alineación ya sea de manera coherente o incoherente, es decir, cuando el frente de propagación se encuentra con la fase rica en aluminio, y ésta se encuentra alineada de manera coherente con la dirección de propagación, la fase dendrítica es seccionada sobre los planos de deslizamiento. Sin embargo, cuando la fase dendrítica se encuentra alineada en forma incoherente con respecto al frente, éste circunda la fase dendrítica transportándose hacia el eutéctico. Al mismo tiempo, el frente de propagación es atraído por la presencia de porosidad y los rechupes, modificándose el trayecto de propagación. Finalmente, en concerniente a las segundas fases, principalmente las fases ricas en silicio y hierro, fue posible determinar que la fractura corta o desprende de la superficie, dependiendo de la morfología de estas fases.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

5.2.3.- El análisis fractométrico de la aleación tipo A-319.

Los resultados obtenidos del análisis fractométrico permitieron cuantificar el carácter autoafin de las superficies de fractura, ya que los valores para la rugosidad RMS obtenidos con el rugosímetro contrastan dramáticamente con los obtenidos con el MFA, poniendo de manifiesto la dependencia de la rugosidad con la escala de observación y el instrumento de medición.

5.2.4.- El análisis autoafín tridimensional de la aleación tipo A-319.

Los resultados de autoafinidad para los perfiles de alturas obtenidos en el MFA, perfilometría y el análisis de imágenes adquiridas del estereoscopio del MEB, confirman el carácter autoafín de las superficies de fractura logradas bajo impacto Charpy (alta velocidad de propagación), tanto para la muestra A1 como para la muestra A2. Observándose además, la tendencia general de ley de potencia, que para los objetos fractales autosimilares se presenta con un exponente de rugosidad de $\zeta = 0.80 \pm 0.01$.

La reunión de datos de las técnicas utilizadas para la determinación de la distribución de alturas se logró sobre siete décadas de longitud de escala, para la dirección paralelo y perpendicular a la dirección de propagación, tanto para la muestra A1 como para la muestra A2, obteniéndose valores para la muestra A1, de $\zeta_{//} = 0.80$ y $\zeta_{\perp} = 0.79$ y para la muestra A2 de $\zeta_{//} = 0.81$ y $\zeta_{\perp} = 0.82$. Sin embargo, esto no fue posible para la dirección paralela al frente de grieta, debido a la insuficiente resolución del equipo utilizado, cubriendo solo aproximadamente 3 décadas de longitud de escala, reportando valores para la muestra A1 y A2 de $\zeta_z = 0.80$ y $\zeta_z = 0.78$, respectivamente, **Figura 5.2.1.**

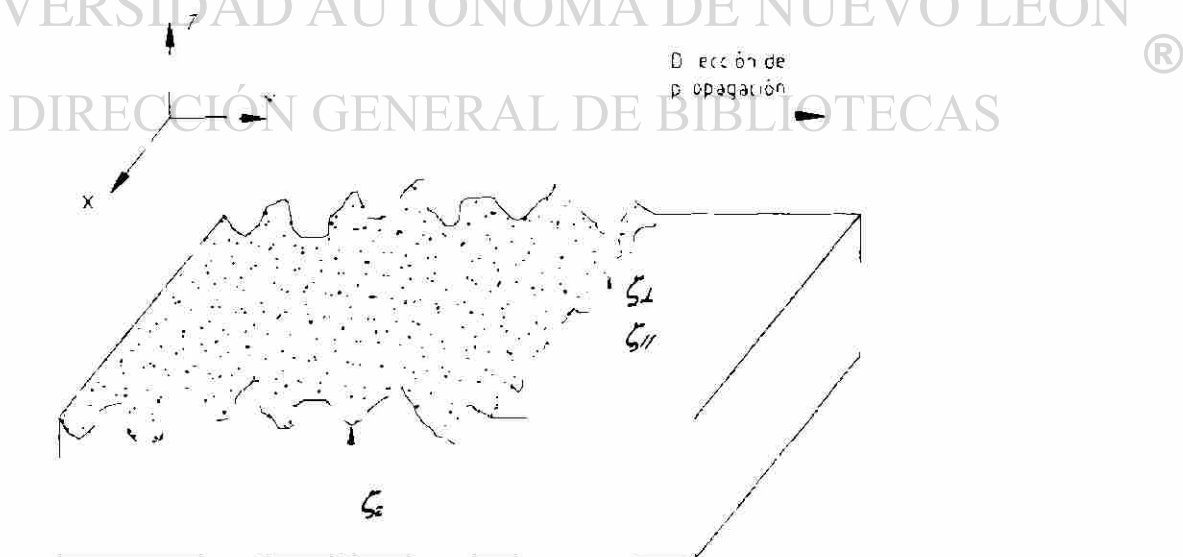
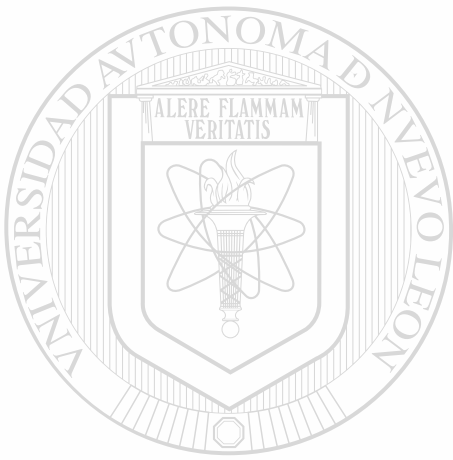


Fig. 5.2.1.-Representación de los diferentes índices de rugosidad estimados en las superficies de fractura.

Conjuntamente, utilizando las curvas únicas de autoafinidad, fue posible estimar la longitud de correlación, que se encuentra ligada con el valor de las mayores heterogeneidades del material, obteniendo valores aproximados entre 300 y 600 μm , para las muestra A1 y A2, respectivamente. Lo anterior fue posible solo en las curvas para la dirección paralela y perpendicular a la dirección de propagación, por efecto de la mayor cobertura en escalas de longitud, y la resolución de equipo utilizado, ya que para las curvas obtenidas en dirección paralela al frente de grieta, no fue posible esta determinación.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Capítulo 6

6.1 Conclusiones

La presencia de los agentes modificantes y refinadores, causaron un importante cambio en la características microestructurales, lo que provocó un cambio morfológico en las superficies de fractura analizadas. Este efecto no altera el carácter autoafín de las superficies.

El análisis fractográfico de las aleaciones Al-Si analizadas muestran fractura de apariencia frágil a bajas magnificaciones, mientras que en altas magnificaciones se observa una deformación plástica localizada principalmente en la fase eutéctica rica en aluminio. Por lo que la fractura se presenta en un modo de propagación mixto. Existe además una influencia ejercida por la porosidad y la presencia de rechupes en la trayectoria de propagación, mientras que las segundas fases son desancladas o cortadas del material dependiendo principalmente de la orientación y morfología de éstas.

El uso del Microscopio de Fuerza Atómica como herramienta para el análisis fractográfico, ayuda a la interpretación de las superficies de fractura en escalas submicrométricas y permite establecer cuantitativamente la característica autoafín de estas superficies.

Los valores de rugosidad RMS, correspondientes al análisis fractométrico tradicional determinados por MFA y perfilometría muestran gran discrepancia, indicando una fuerte dependencia de la escala de medición.

Los valores encontrados para el exponente de rugosidad en las tres direcciones correspondientes a las aleaciones utilizadas en esta investigación están en el intervalo $\zeta = 0.80 \pm 0.01$, en concordancia con los reportados para éste y otros materiales en similares condiciones cinéticas de propagación.

Las características microestructurales no presentan influencia sobre el exponente de rugosidad. Sin embargo, si se presenta una dependencia entre un parámetro microestructural como lo es el tamaño de grano con la longitud de correlación, lo cual hace posible establecer una relación entre los parámetros de proceso y propiedades mecánicas con las características autoafines de las superficies de fractura.

El exponente de rugosidad no es dependiente de la dirección de propagación ya que representa una medida estadística universal de las superficies de fractura ensayadas bajo condiciones cinéticas similares.

6.2 Recomendaciones

Realizar un análisis para la dirección paralela al frente a mayores escalas y resolución, con el propósito de reportar la longitud de correlación para ésta dirección.

Generar pares estereográficos de las superficies de fractura, utilizando Microscopia Electrónica de Barrido, con la finalidad de generar imágenes tridimensionales topográficas, con la finalidad de realizar un análisis autoafin de mayor cantidad de perfiles, con datos cuantitativos.

Utilizar modelos multiescalares, con la finalidad de complementar las teorías del medio continuo, haciendo uso de modelación mediante elementos finitos, conjuntando lo anterior con la metodología de la dinámica molecular y las ecuaciones fenomenológicas.

Realizar un análisis cinético de la propagación del frente de grieta en materiales transparentes controlando la velocidad de propagación y establecer una correlación entre el carácter autoafin con el modo de fractura.

Determinar los parámetros autoafines a bajas velocidades de propagación y bajas longitudes de escala, estableciendo el $\zeta = 0.5$.

Referencias bibliográficas

- 1 ASM Handbook, Fractography, Volume 12, 9th Edition of Metals Handbook, ASM International, 1987.
- 2 Dieter, George Ellwood, Mechanical Metallurgy SI Metric Edition, McGraw Hill, 1988.
- 3 González V., J. L., Mecánica de la Fractura, Bases y aplicaciones, Colección Textos Politécnicos, Editorial Limusa, 1998.
- 4 Derek Hull, Fractography, Observing, Measuring and Interpreting Fracture Surface Topography, Cambridge, 1999.
- 5 E. I. Morales, M Hinojosa, R Colás, Fractografía Autoafín de una Aleación Automotriz Al-Si, Memoria, XXII Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales, pp. 253-263, 2000.
- 6 ASM Handbook, Properties and Selection: Non Ferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Volume 2, 9th Edition of Metals Handbook, ASM International, 1990.
- 7 Benoit B. Mandelbrot, Dann E. Passoja and Alvin J. Paullay, Fractal Character of Fracture Surfaces of Metals, Nature, Volume 308, pp. 721-722, 1984.
- 8 M. Hinojosa, E. Bouchaud and B. Nghiem, Long Distance Roughness of Fracture Surfaces in Heterogeneous Materials, Materials Research Society Symposium Proceeding, Volume 539, pp. 203-208, 1999.
- 9 Jean Schmittbuhl , Knut Jørgen Måløy, Direct Observation of a Self-Affine Crack Propagation. Physical Review Letters, Volume 78, Number 20, pp. 3888-3891. 1997.
- 10 Daguier Pascal, Effets D'Echelle Dans la Rupture Des Matériaux Hétérogènes, Thèse de Doctorat de l'Université Paris 6, 1997.
- 11 Feder Jens, Fractals, Plenum Press, New York and London, 1998.
- 12 Barnsley Michael F., Fractals Everywhere Second Edition, Academic Press Professional, 1993.

- 13 Bouchaud E., Bouchaud J.P., Fractal Surfaces: Apparent Roughness, Relevant Length Scales, and Fracture Toughness, *Physical Review B*, Volume 50, Number 23, pp. 17 742, 1994.
- 14 J. Schmittbuhl, S. Roux and Y. Berthaud, Development of Roughness in Crack Propagation, *Europhysics Letters* 28 (8), pp. 585-590, 1994.
- 15 Pascal Dagquier, Stéphane Henaux, Elisabeth Bouchaud, and François Creuzet, Quantitative Analysis of a Fracture Surface by Atomic Force Microscopy, *Physical Review E*, Volume 53, Number 6, pp. 5637-5642, 1996.
- 16 J. Aldaco, M. Hinojosa, U. Ortiz, V. González, Roughness Exponent of the Fracture Surface of an Al-Si Alloys, *Aluminum Transactions*, Volume 3, Number 1, 2000.
- 17 M. Hinojosa, J. Aldaco, U. Ortiz and J. A. González, Microstructure and Fracture Surface Correlation Length, *Euro Mat 2000*, Volume 2, pp. 1469-1474, 2000.
- 18 Mehran Kardar, Nonequilibrium Dynamics of Interfaces and Lines, Department of Physics, MIT, pp. 1-36, 1997.
- 19 Dagquier P., Bouchaud E., and Lapasset G., Roughness of a Crack Front Pinned by Microstructural Obstacles, *Europhys. Lett.*, 31, pp. 367, 1995.
- 20 Alexander Balankin, The Theory of Multifractal Elasticity: Basics Laws and Constitutive Equations, *Revista Mexicana de Física*, Volumen 42, Numero 3, pp. 343-354, 1996.
- 21 P. Dagquier, E. Bouchaud, Fracture Surfaces of Complex Metallic Materials: Roughness Indices, Scaling and Universality, *La Revue de Métallurgie-CIT, Science et Génie des Matériaux*, pp. 705-712, 1997.
- 22 Aldaco Castañeda J. A., Autoafinidad de Superficies de Fractura en una Aleación de Aluminio Silicio, Tesis de Maestría de la Universidad Autónoma de Nuevo León. 2000.
- 23 Schmittbuhl J., Gentier S., and Roux S., *Geophys. Res. Lett.* 20 8, 1993.
Schmittbuhl J., Gentier S., and Roux S., *Geophys. Res. Lett.* 20 639, 1993.
- 24 Bouchaud E., Lapasset G., and Planès J., *Europhys. Lett.* 13 73, 1990.
- 25 McAnulty P., Meisel L. V., and Cote P. J., *Phys. Rev. A* 46, 3523, 1992.
- 26 A. Imre, T. Pajkossy and L. Nyikos, *Acta Metall. Mater.*, Volume 40, pp. 1819-

- 1826, 1992.
- 27 Måløy K. J., Hansen A., Hinrichsen E. L. and Roux S., Phys. Rev. Lett. 68 213, 1992.
- 28 Milman V. Y., Blumenfeld R., Stelmashenko N. A., and Ball R. C., Phys. Rev. Lett. 71 204, 1993.
- 29 Nakano A., Kalia R. K., and Vashishta P., Fracture-Instability Dynamics, Scaling, Ductile/Brittle Behavior; MRS Fall Meeting (Boston, MA, 1995) Volume 409, ed R. L. Blumberg-Selinger, J. J. Mecholsky, A. E. Carlsson and E. R. Fuller (Pittsburgh, PA: MRS) pp. 11.
- 30 Kalia R. K., Nakano A., Omeltchenko A., Tsuruta K., and Vashishta P. 1997, preprint.
- 31 ASM Aluminum Properties and Physical Metallurgy, ed Hatch John E. 1984.
- 32 Brooks Charlie R., Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, ASM, 1982.
- 33 ASM Handbook, Metallography and Microstructures, Volume 9, 9th Edition of Metals Handbook, ASM International, 1985.
- 34 ASM Handbook, Characterization, Volume 10, 9th Edition of Metals Handbook, ASM International, 1987.
- 35 Reyes Melo M. E., Autoafinidad de Superficies de Fractura en Materiales Plásticos, Tesis de Maestría de la Universidad Autónoma de Nuevo León. 1999.
- 36 M. Hinojosa, E. I. Morales, X. Guerrero, J. Aldaco and U. Ortiz, 2D and 3D Self-Affine Crack Propagation on Aluminum Alloys. 10th International Congress of Fracture, Hawaii, 2001.
- 37 ASM Handbook, Nondestructive Evaluation and Quality Control, Volume 17, 9th Edition of Metals Handbook, ASM International, 1989.
- 38 Rodríguez Jasso A. F., Análisis Microestructural de una Aleación Al-Si Tipo A-319, Tesis de Maestría de la Universidad Autónoma de Nuevo León. 2001.
- 39 Torres González R., Análisis Térmico y Propiedades Mecánicas en una Aleación Tipo A-319, Tesis de Maestría de la Universidad Autónoma de Nuevo León. 2000.

Anexos

Publicaciones

Lista de publicaciones:

- 1.- 2001 M. Hinojosa, E. I. Morales, X. Guerrero, J. Aldaco y U. Ortiz, Estados Unidos.
"2D and 3D Self-Affine Crack Propagation on Aluminum Alloys", 10th International Congress of Fracture, Hawai, Dic. 2001.
- 2.- 2000 E. I. Morales, M. Hinojosa, R. Colás, "Fractografía Autoafín México.
de una Aleación Automotriz Al-Si", XXII Congreso
Internacional de Metalurgia y Materiales, pp. 253-261.
- 3.- 2000 E.I. Morales, R. Colás, M. Hinojosa, "Fractometría México.
Estadística de la aleación Al-Si tipo A-319", V Simposio de
Ciencia y Tecnología, Mayo 17 y 18.

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 Z_{max} 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:

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

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_f , Fig. 2.

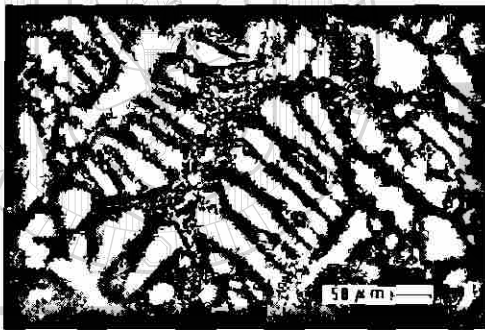


Fig.1 Optical micrograph showing the microstructure of the A319-type alloy.

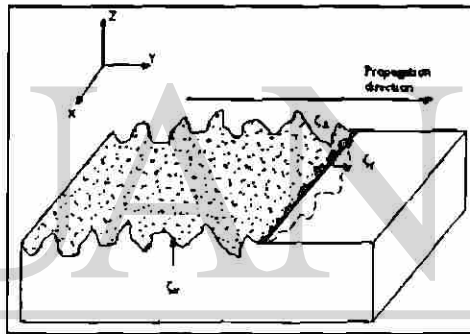


Fig. 2 Scheme illustrating the height profiles in the parallel and perpendicular directions with respect to the propagation direction, the crack front and the three roughness exponents are also included.

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.

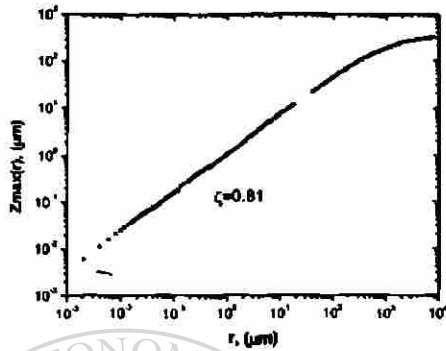


Fig. 3 Self-affine curve for the profiles in the perpendicular direction, the roughness exponent ζ_{\perp} has a value of 0.81.

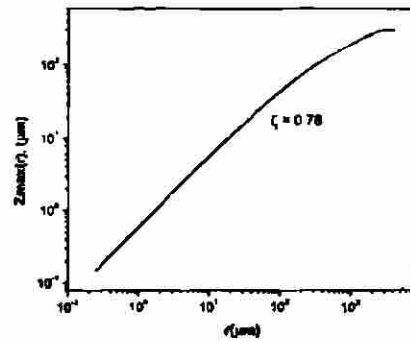


Fig. 4 Self-affine curve for the profiles in the parallel direction, the roughness exponent ζ_{\parallel} has a value of 0.78.

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 $\zeta_r = 0.79$.

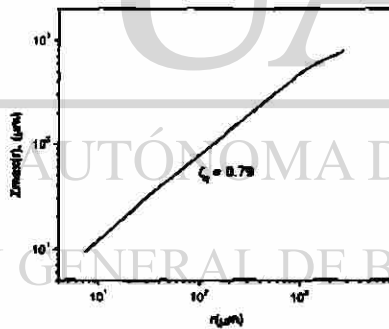


Fig. 5 Self-affine curve for the arrested crack front, the roughness exponent ζ_r has a value of 0.79

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.

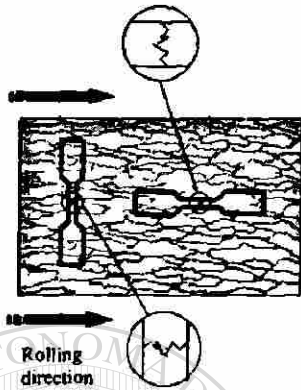


Fig. 6 Scheme showing the orientation of the tension specimen with respect to the rolling direction.

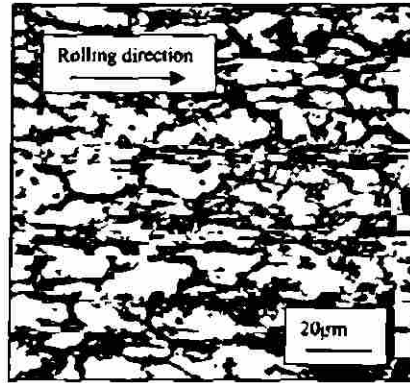


Fig. 7 Microstructure of the aluminum foil showing grains elongated in the rolling direction.

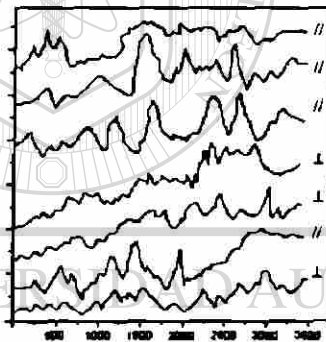


Fig. 8 Samples of the recorded crack paths in the rolling direction (//) and the perpendicular direction (⊥).

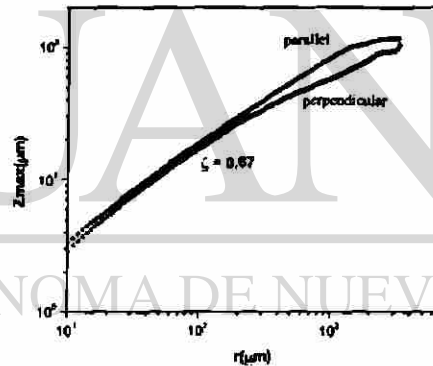


Fig. 9 Self-affines curves for the profiles in the parallel and perpendicular direction respectively, both curves reveal that the roughness exponent ζ has a value of 0.67

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 parameter 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.

**XXII CONGRESO INTERNACIONAL DE
METALURGIA Y MATERIALES**

**INSTITUTO TECNOLÓGICO DE SALTILLO
8, 9 Y 10 DE NOVIEMBRE DEL 2000
SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO.**



UANL

FRACTOGRAFÍA AUTOAFÍN DE UNA ALEACIÓN AUTOMOTRIZ

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

AI-SI.



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

E. I. Morales,

M. Hinojosa.

R. Colás,

Universidad Autónoma de Nuevo León

Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, FIME-UANL:

FRACTOGRAFÍA AUTOAFÍN DE UNA ALEACIÓN AUTOMOTRIZ Al-Si.

E. I. Morales, R. Colás, M. Hinojosa.

Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica

Universidad Autónoma de Nuevo León

Apartado postal 076 F, Cd. Universitaria, San Nicolás de los Garza, N. L. 66450, México.

Tel (8)329-4020 ext. 5770, Fax (8) 376-4514.

Resumen.

En este trabajo se presenta el análisis fractométrico y fractográfico de una aleación Al-Si de uso automotriz. Muestras sometidas a diferentes grados de modificación, refinamiento y tratamiento térmico fueron fracturadas en tensión y en impacto. El estudio fractográfico cualitativo, realizado por MEB, muestra un modo de propagación mixto, con apariencia frágil en bajas magnificaciones y con deformación plástica localizada discernible a las altas magnificaciones. El estudio fractométrico se realizó a partir de observaciones de MFA en contacto y mediante un rugosímetro neumático de alta resolución. Se corrobora el carácter fractal de las superficies de fractura. Se determinó el coeficiente de rugosidad a partir de perfiles de alturas de MFA, mediante el método autoafín de ventanas de ancho variable. Dicho coeficiente de Hurst mostró un valor similar al reportado para este y otros materiales fracturados en similares condiciones cinéticas.

Abstract.

The fractography and fractometric analysis of an Al-Si automotive alloys is presented in this work. Samples subjected to different modification, refining and heat treatments were fractured in tension as well as in impact test. The quantitative fractographic study, performed by scanning electron microscopy, showed a mixed mode of propagation a fragile appearance was evidenced at low magnification where as local plastic deformation was detected in high magnifications. The fractométrico analysis was done by atomic force microscopy in the contact mode. A pneumatic profilometer was also used for fractométrico determination. The roughness exponent was determined from AFM profiles using the variable bandwidth self-affine method. This Hurst exponent has a value which is similar to the reported for this alloy and other materials broken in rapid kinetic conditions.

Introducción.

Un parámetro que ha contribuido al éxito y crecimiento de la industria nacional es el impulso que el alto nivel competitivo mundial ha dado a la investigación profunda de los materiales y procesos. En la creación de centros y departamentos de investigación, las grandes y medianas empresas han invertido un gran capital con la finalidad de crecimiento y poder competitivo en el ámbito mundial.

En la industria automotriz, el estudio de las propiedades de las aleaciones Al-Si ha sido profundamente desarrollado [1][2][3] pudiendo con esto establecer relaciones entre las propiedades mecánicas del material y su microestructura [4], lo que ha propiciado un mayor dominio de los procesos de vaciado y tratamientos térmicos posteriores, sin embargo, el estudio fractográfico y los mecanismos de fractura se ha llevado a cabo solo de manera marginal y con un enfoque tradicional.

La fractografía tradicional [5][6] describe principalmente de manera cualitativa las superficies de fractura con base a observaciones mediante microscopía óptica y electrónica básicamente. Así, las superficies se catalogan como frágiles, dúctiles, mixtas, etc. El análisis fractográfico permite describir la sucesión de eventos que generaron la falla. Complementando las observaciones fractográficas con otros estudios y modelos de propagación se hace posible extraer conclusiones sobre la fenomenología particular de la falla y proponer el papel que juegan los componentes microestructurales. Sin embargo, los intentos tradicionalistas de cuantificación de tales observaciones son poco claros y los resultados son generalmente ambiguos y hasta contradictorios.

Mandelbrot sugirió en 1984 [7], la utilización de la geometría fractal [8] para caracterizar de manera cuantitativa las superficies de fractura de metales. La geometría fractal considera que los objetos naturales no están constituidos por líneas rectas, planos, ni poliedros tal y como lo describe la geometría Euclidiana con dimensiones en números enteros, tomando en cuenta la dimensión cero. En la naturaleza en realidad los objetos geométricos presentan dimensiones fraccionarias, es decir, dimensiones fractales.

Esto trae como consecuencia que las superficies de fractura no presenten una medida absoluta (por ejemplo área), ya que esta dependerá del instrumento de medición y la escala de observación. No obstante, matemáticamente es posible construir objetos irregulares isotrópicos, esto es que presenten el mismo aspecto a cualquier grado de magnificación o escala a la que se observe, a éstos objetos se les llama autosimilares. Sin embargo, en la naturaleza solo existen objetos que presentan autosimilitud estadística, o autoafinidad, para estos objetos autoafines, la caracterización cuantitativa de su irregularidad se realiza mediante los llamados parámetros autoafines como el exponente de Hurts [9] o de rugosidad.

En este trabajo se realiza el estudio fractográfico cuantitativo de las superficies de fractura de una aleación Al-Si. El material original fue obtenido en diferentes condiciones de modificación y refinamiento, así como a diferentes tratamientos térmicos. Se obtuvieron superficies de fractura en ensayos de impacto y tensión. Se reportan las observaciones fractográficas convencionales mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB). El estudio fractográfico cuantitativo autoafín se realiza a partir de observaciones de Microscopía de Fuerza Atómica (MFA) y rugosimetría. Se estima el parámetro de autoafinidad llamado exponente de rugosidad mediante el método de ventanas de ancho variable [9] aplicado a perfiles topométricos de MFA.

Experimentación.

Material.

Se utilizó una aleación de aluminio tipo A-319, modificada, refinada y controlando principalmente las concentraciones de Fe. El material fue vaciado controlando la velocidad de enfriamiento y tratado térmicamente a diferentes temperaturas (460, 480 y 500°C), envejecido por un espacio de 3 hrs a 240°C.

Del material preparado bajo las normas ASTM-B557M para ensayo de tensión, se determinaron sus propiedades mecánicas[4]. Además se maquinaron probetas bajo la norma ASTM-E23-ENGL, ensayadas bajo impacto Charpy, obteniendo un total de 8 probetas con diferente composición química como se muestra en la Tabla 1.

Composición Química.								
Elemento	(Tensión)						(Impacto)	
	Alto fierro			Bajo Fierro			Alto Fierro	Bajo Fierro.
	Sr(+), Ti(-)	Sr(-), Ti(+)	Sr(-), Ti(-)	Sr(+), Ti(-)	Sr(+), Ti(+)	Sr(-), Ti(+)	Sr(+), Ti(+).	Sr(-), Ti(-).
Si	7.46400	7.29400	7.55000	6.66400	6.49700	6.43400	7.33200	6.78400
Cu	3.32900	3.22300	3.32400	3.04500	2.90100	2.92600	3.18500	3.12300
Fe	0.62000	0.64100	0.61900	0.33000	0.31800	0.29900	0.62800	0.28200
Mn	0.43500	0.42900	0.43700	0.13500	0.12500	0.11600	0.42400	0.09400
Mg	0.31100	0.28200	0.34800	0.27400	0.27500	0.27200	0.30100	0.33600
Zn	0.73700	0.71400	0.74500	0.19600	0.18200	0.16200	0.70900	0.11600
Ti	0.08500	0.14200	0.08300	0.06900	0.18100	0.15100	0.15200	0.06600
Cr	0.03200	0.03200	0.03100	0.01300	0.01200	0.01100	0.03200	0.01000
Sn	0.01400	0.01400	0.01300	0.00400	0.00400	0.00400	0.01300	0.00300
Ni	0.04200	0.04100	0.04100	0.01600	0.01500	0.01400	0.04000	0.01200
Pb	0.05000	0.04900	0.05000	0.01300	0.01200	0.01000	0.04700	0.00800
Na	<0.00010	<0.00010	<0.00010	<0.00010	<0.00010	<0.00010	<0.00010	<0.00010
Sr	0.01473	0.00689	0.00879	0.01580	0.01319	0.00776	0.01586	0.00806
P	0.00112	0.00116	0.00129	0.00115	0.00131	0.00119	0.00125	0.00111
B	0.00041	0.00068	0.00042	0.00110	0.00074	0.00077	0.00085	0.00036
Ca	0.00170	0.00100	0.00250	0.00080	0.00070	0.00060	0.00150	0.00060
Sb	<0.00050	<0.00050	<0.00050	<0.00050	<0.00050	<0.00050	<0.00050	<0.00050
Al	86.86304	87.12927	86.74600	89.22215	89.46206	89.59068	87.11754	89.15587

Tabla 1.- Composición química probetas ensayadas por tensión y ensayo Charpy.

Identificación de Fases.

La identificación de fases presentes se realizó mediante un análisis metalográfico de manera tradicional, atacando cada muestra con ácido fosfórico por un espacio de 4 min, a 70°F. Se utilizó un microscopio óptico mca. Nikon, mod. Epiphot, TME, de platina invertida, obteniendo imágenes digitales con un analizador de imágenes mca. Leica, mod. Quantimet 520, cuantificando el tamaño de cada fase, además de determinar el Espaciamiento Interdendrítico Secundario (DAS) y el porcentaje de porosidad presente en cada probeta, con el propósito de buscar la correlación existente entre la microestructura y los parámetros cuantitativos asociados a la superficie de fractura.

Análisis Fractográfico.

Se utilizó el MEB bajo la técnica de electrones secundarios con el fin de caracterizar la superficie de fractura de manera cualitativa obteniendo imágenes a diversas magnificaciones. Adicionalmente, se realizaron observaciones usando contraste de electrones retrodispersados para buscar elucidar trayectorias preferenciales de las grietas.

Análisis fractométrico

Se realizó la caracterización topográfica de la superficie fractura a diferentes escalas de magnitud con el fin de cuantificar la rugosidad, haciendo uso del MFA, mca. Park Scientific Instruments, mod. Autoprobe CP, en el modo de contacto. Se realizaron barridos desde tamaños de 2 x 2 μm, hasta aproximadamente 10 x 10 μm. Como resultado se obtuvieron imágenes tridimensionales de 512 x 512 píxeles, con resolución máxima de 4 nm. De las imágenes correspondientes a la fractura de impacto Charpy, se extrajeron 20 perfiles de alturas de 512 píxeles, capturados en dirección perpendicular a la de propagación, esto es, paralela al frente de grieta original. Utilizando además un rugosímetro neumático mca. Taylor hobson con una aguja de 2 μm de diámetro.

A partir de perfiles topométricos extraídos de las imágenes del MFA, se realizó el análisis de autoafinidad mediante el método de ventana de ancho variable [9], empleando la cantidad Z_{max} definida por:

$$Z_{max}(r) = \langle \max\{Z(r')\}_{x < r' < x+r} - \min\{Z(r')\}_{x < r' < x+r} \rangle \alpha r^\zeta \quad (1)$$

donde r es el ancho de la ventana y $Z_{max}(r)$ es la diferencia entre el valor máximo y el valor mínimo de la altura (Z) en la ventana, promediado en todos los orígenes " x " de la ventana, la notación $\langle \rangle$ indica el promedio. Como lo expresa la relación anterior, esta cantidad se escala mediante una ley de potencia con el tamaño de ventana, el exponente ζ es el llamado exponente de Hurts o de rugosidad.

Resultados y Discusión.

Identificación de Fases.

Mediante la caracterización metalográfica se obtuvieron imágenes donde se observa la estructura dendrítica característica en las fundiciones de aluminio (Figura 1), así como la presencia de fase β -Al₃FeSi y la fase Al₂Cu en el interior de la dendrita de manera esferoidal, rodeada por la fase α rica en aluminio, en la Figura 2, se observa a mayor magnificación la presencia de dichas fases.

En la Tabla 2, se muestra la determinación del espaciamiento interdendrítico secundario (DAS) para cada muestra, así como el porcentaje de porosidad. El valor DAS correspondiente para la probeta presentada en la Figura 1 y 2, es de 62.54 μm, con un porcentaje de porosidad de 5.73%.



Figura. 1 Muestra atacada durante 4 min con ácido Fosfórico a 70°F, 200 X.

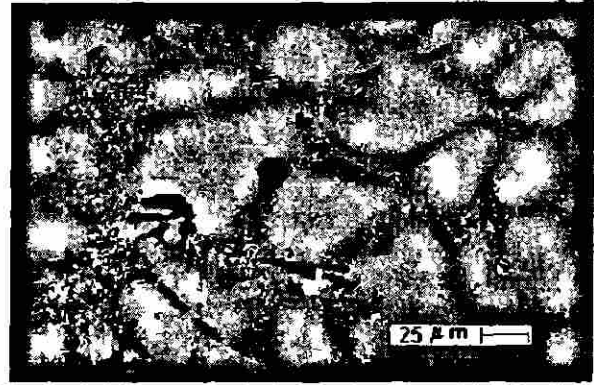


Figura. 2. Muestra atacada durante 4 min con ácido Fosfórico a 70°F, 400 X.

Determinación de DAS y Porosidad.

No. Muestra	DAS (μm)	Area de Porosidad (%)
1	53.95	3.2789
2	49.8	2.0582
3	51.25	8.8360
4	62.54	5.7831
5	61.45	2.8223
6	59.27	2.4328
7	60.59	2.0722
8	61.37	1.4715

Tabla 2. Resultados obtenidos en la medición del DAS y la porosidad de las muestras [10].

Análisis Fractográfico Cualitativo.

En la Figura 3, se muestra la superficie de fractura característica del aluminio aparentemente frágil, no obstante en la Figura 4, tomada a mayor magnificación se observa una deformación plástica local, así como la presencia de subgrietas debidas a la influencia de la porosidad y la cinética de la propagación de la fractura. En la Figura 5, se observa la presencia de la estructura dendrítica (fase α rica en Al) y la influencia de esta sobre la propagación de la fractura. En la Figura 6, se observa la influencia de la porosidad sobre la propagación de la fractura, siguiendo esta un camino preferencial en la dirección de propagación.

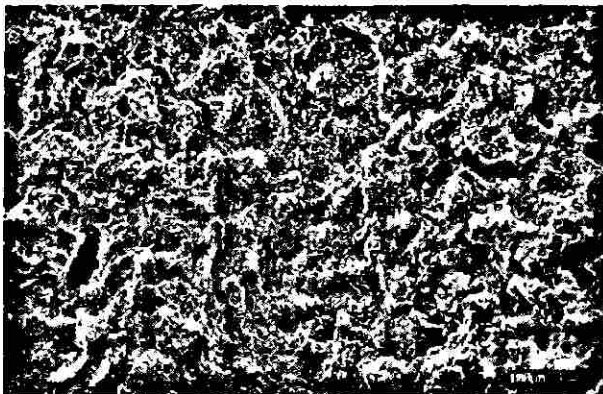


Figura 3.- Superficie de fractura tomada en el MEB bajo la modalidad de electrones secundarios, a 750x..

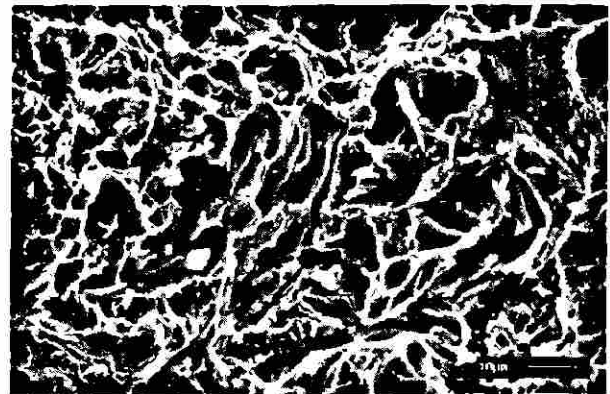


Figura 4.- Superficie de fractura tomada en el MEB bajo la modalidad de electrones secundarios, 3000x..



Figura. 5.- Superficie de fractura tomada en el MEB bajo la modalidad de electrones retrodispersados, 3000x.

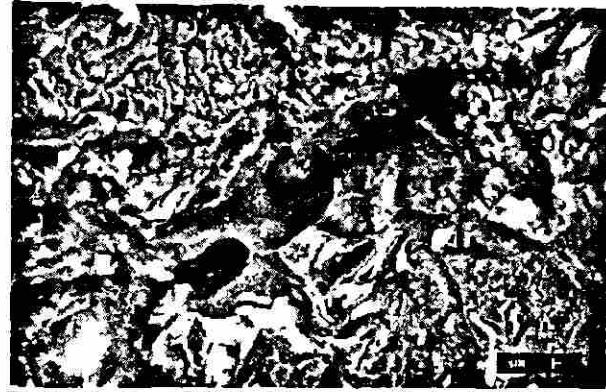


Figura. 6.- Superficie de fractura tomada en el MEB bajo la modalidad de electrones retrodispersados, 2000x..

Análisis Fractográfico Cuantitativo.

Utilizando el MFA se extrajeron perfiles de alturas en la dirección perpendicular a la de propagación, encontrando valores de rugosidad RMS de 569 Å. En la Figura 7. Se observa una imagen tomada del MFA que muestra la presencia de deformación plástica local a diferentes ordenes de magnitud. En la figura 8 se muestra un detalle a mayor magnificación sobre estrias en la superficie de fractura.

Las observaciones de rugosimetría dieron como resultado un valor de rugosidad RMS de 38 μm , este valor contrasta dramáticamente con el obtenido en MFA. Esta discrepancia pone de manifiesto la dependencia de la rugosidad con la escala de observación y el instrumento de medición. Además es una indicación del carácter autoafín de las superficies de fractura y la necesidad de aplicar métodos que consideren esta característica.

En la Figura 9, muestra el resultado del análisis de autoafinidad para los perfiles de alturas obtenidos en el MFA en la muestra fracturada en impacto. Se observa la tendencia general de ley de potencia (1) en las escalas más, con un valor del exponente de rugosidad $\zeta=0.78$. En las escalas superiores $\sim 1\mu\text{m}$ se observa una discrepancia con relación (1), esta desviación ha sido reportada como un efecto característico del método de ventanas de ancho variable. El futuro análisis cuantitativo de los perfiles de alturas de MEB y rugosimetría permitirá corroborar la validez de la relación (1) en las escalas superiores a $1\mu\text{m}$. El valor obtenido de $\zeta=0.78$ concuerda con resultados reportados anteriormente para este y otros materiales[11][12] ensayados en condiciones cinéticas similares.

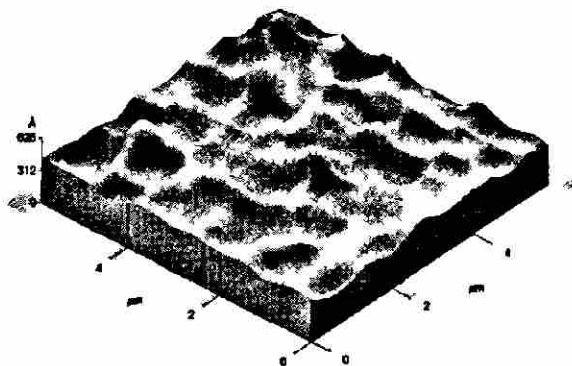


Fig 7.- Imagen obtenida del MFA, bajo la técnica de contacto, en la dirección perpendicular a la dirección de propagación..

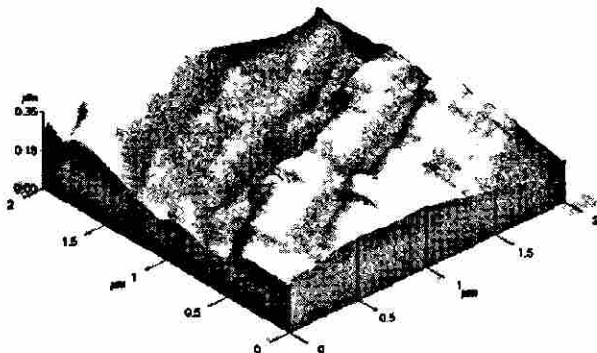


Fig. 8.- Imagen obtenida del MFA, bajo la técnica de contacto, en la dirección perpendicular a la dirección de propagación..

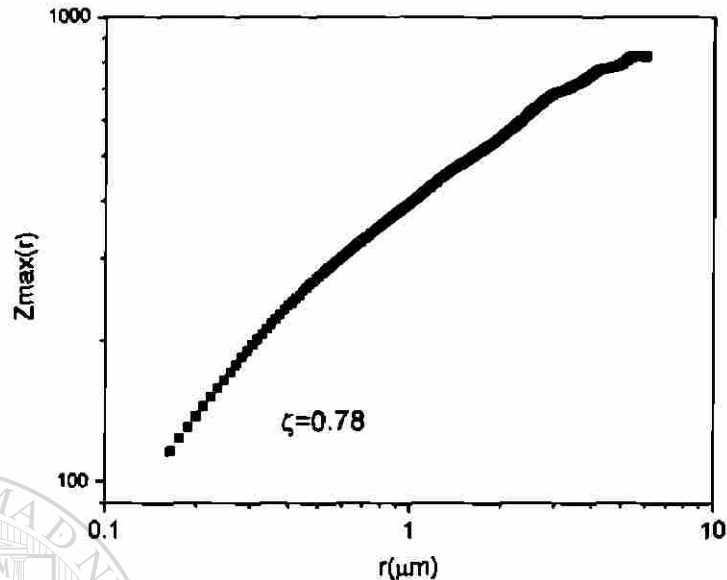


Fig. 9.- Determinación del exponente de Hurts en la dirección perpendicular a la dirección de propagación.

Conclusiones.

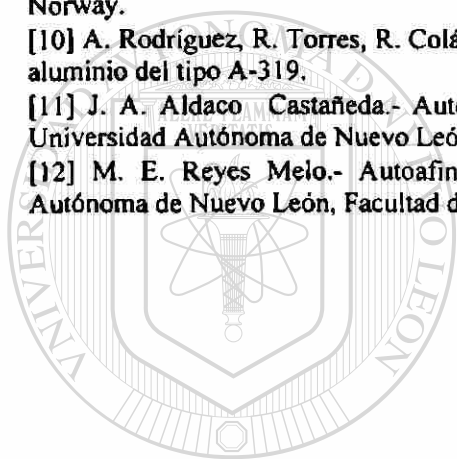
El análisis fractográfico de la aleación Al-Si analizada muestra fractura de apariencia "frágil" en bajas magnificaciones, mientras que en altas magnificaciones se observa una deformación plástica localizada. La fractura presenta un modo de propagación mixto, siguiendo contornos de las dendritas o propagándose a través de ellas. Existe además una influencia ejercida por la porosidad en la trayectoria de propagación. Los valores de rugosidad RMS determinados por MFA y rugosimetría muestran gran discrepancia, indicando una fuerte dependencia con la escala de medición. El exponente de rugosidad para la dirección perpendicular a la de propagación indicó un valor de 0.78, en concordancia con los reportados para este y otros materiales en condiciones similares cinéticas de propagación.

Agradecimientos.

Los autores agradecen al CONACYT, PAICYT, NEMAK, al Ing. Omar Garza, Sr. Leonardo Chávez y a la Universidad Autónoma de Nuevo León.

Referencias.

- [1] G. Ruiz, R. Torres, R. Colás y S. Valtierra.- Procesamiento industrial para remover el contenido de Fe en una aleación de aluminio líquido tipo A-319.
- [2] R. Torres, A. Rodríguez, R. Colás, E. Velasco y S. Valtierra.- Efecto de los tratamientos metalúrgicos sobre las propiedades mecánicas en una aleación de aluminio A-319.
- [3] R. Colás, E. Velasco, S. Valtierra.- tratamiento Térmico de aleaciones coladas de aluminio.
- [4] R. Torres.- Efecto de los tratamientos metalúrgicos sobre las propiedades mecánicas en una aleación de aluminio A-319. Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Febrero 2000.
- [5] Fractography, Volume 12, Metals Handbook, Ninth Edition, ASM International.
- [6] Fractography, Observing, Measuring and Interpreting Fracture Surface Topography, Derek Hull, Cambridge.
- [7] Mandelbrot B.B., "the Fractal Geometry of Nature". W.H. Freeman and Co. New York, 1982
- [8] Mandelbrot B.B., D.E. Passoja y A.J. Paullay , Nature, 308, pp721-722 (1984).
- [9] Feder, J. "fractals" Department of Physics. University of Oslo. Plenum Press. New York and London. Oslo, Norway.
- [10] A. Rodríguez, R. Torres, R. Colás, E. Velasco, S. Valtierra.- Análisis microestructural de una aleación de aluminio del tipo A-319.
- [11] J. A. Aldaco Castañeda.- Autoafinidad de superficies de fractura en una aleación Aluminio-Silicio, Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Febrero 2000.
- [12] M. E. Reyes Melo.- Autoafinidad de superficies de fractura en materiales plásticos, Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Agosto 1999.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

FRACTOMETRÍA ESTADÍSTICA DE LA ALEACIÓN Al-Si TIPO A-319.

Edgar I. Morales B., R. Colás y M. Hinojosa.
FIME-UANL, A.P. 076 F, San Nicolás de los Garza N.L.
hinojosa@gama.fime.uanl.mx

RESUMEN

En este trabajo se realiza el análisis fractográfico y la determinación de la relación entre los parámetros autoafines y la microestructura en la dirección de propagación y las direcciones perpendiculares en el plano y fuera del plano en una aleación de aluminio tipo A-319 refinadas y modificadas, bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico.

Cabe mencionar que este trabajo se encuentra en proceso de investigación, en el cual se ha realizado la caracterización metalográfica del material, la caracterización estereoscópica del mismo utilizando Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y Estereoscopia para la evaluación cualitativa. Con la finalidad de determinar los parámetros de autoafinidad en las superficies de fractura de dicho material.

Se analizará el material mediante Microscopía de Fuerza Atómica (MFA) en su modalidad de contacto, para cuantificar un exponente de rugosidad promedio, analizando los perfiles de alturas en cada muestra, además, se determinará la longitud de correlación mediante métodos estadísticos.

ANTECEDENTES

El estudio de las superficies de fractura [1] depende, particularmente en el análisis de la topografía. Además, de las características propias del material, las condiciones a las cuales ha sido sometido, de la temperatura y del medio ambiente en el que éste se encuentra

El nivel de interés, la profundidad de conocimientos y la interpretación de la fractura repercuten en que mucha información sobre éstas sea con frecuencia ignorada. Dependiendo de la escala de observación la fractura puede tener diferentes aspectos.

Mandelbrot sugirió en 1984 [2], la utilización de la Geometría Fractal [3] para caracterizar de manera cuantitativa las superficies de fractura. La Geometría Fractal, considera que los objetos naturales no están constituidos por líneas rectas, ni planos, ni poliedros tal y como lo describe la Geometría Euclidiana con dimensiones en números enteros, tomando en cuenta la dimensión cero. En la naturaleza en realidad los objetos geométricos presentan dimensiones fraccionarias, es decir, dimensiones fractales.

Esto trae como consecuencia que las superficies de fractura no presenten una medida absoluta, ya que esta dependerá del instrumento de medición y la escala de observación. Matemáticamente es posible construir objetos irregulares isotrópicos, esto es que presenten el mismo aspecto a cualquier grado de magnificación o escala al que se le observe, a estos objetos se les llama autosimilares. Desafortunadamente en la naturaleza solo existen objetos que presentan autosimilitud estadística (autoafinidad).

OBJETIVO

El estudio fractográfico y fractométrico del aluminio tipo A-319 modificado, refinado y sometido a diferentes condiciones de tratamiento térmico, así como el determinar la relación entre los parámetros autoafines y la microestructura del material en la dirección de propagación y las direcciones perpendiculares en el plano y fuera de éste.

METODOLOGIA

Con la selección de probetas de una aleación de aluminio tipo A-319 modificado, refinado y sometido bajo tratamiento térmico a diferentes temperaturas, se realizará la caracterización metalográfica mediante microscopía óptica, esto con el fin de identificar las fases presentes en dicho material, además de establecer el frente de solidificación y la velocidad de enfriamiento. Además de caracterizar al material de manera fractográfica y fractométrica, realizando una caracterización estereográfica de los perfiles de fractura que presentan las probetas previamente sometidas a ensayos de tensión e impacto, observando las probetas en el estereoscopio a diferentes magnificaciones y utilizando MEB para el análisis cualitativo de la fractura y la determinación de la posible existencia de autoafinidad en dichas superficies de fractura.

Se hará uso del MFA en su modalidad de contacto con el firme propósito de cuantificar el exponente de rugosidad promedio, presente en los perfiles de altura. Además se determinará la longitud de correlación con el apoyo de métodos estadísticos. Lo anterior será realizado tanto para la dirección de propagación como para las direcciones perpendiculares en el plano y fuera de éste.

Una vez obtenidos todos los parámetros deseados se establecerá la influencia de las condiciones a las que fue sometido el material, la microestructura y las condiciones termodinámicas.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura No. 1 Se muestra una imagen digitalizada de la microestructura presente en el material, se observa un crecimiento dendrítico característico en piezas vaciadas (piezas fundidas), en el cual se deduce una alta rapidez de enfriamiento, además del frente de solidificación. Imagen tomada a 100X sin ataque.

Figura No. 2 Se presenta una imagen tomada del MEB en la que podemos establecer que a pesar de que este tipo de aleación presenta una gran fragilidad se observa que algunas zonas presentan deformación plástica, además se observa claramente la dirección de propagación de la fractura. Imagen tomada a una magnificación de 200X.

Figura No. 3 Imagen estereoscópica tomada a una magnificación de 10X, en la cual se observan la superficie de fractura y el frente de propagación.

Los resultados hasta ahora obtenido confirman cualitativamente la naturaleza autoafín de las superficies de fractura del material estudiado. Se ha encontrado también que en este material considerado frágil, existe deformación plástica a nivel local. Actualmente se encuentran en curso las observaciones en MFA, de donde se extraerán perfiles que permitirán determinar el exponente de rugosidad en escalas nanométricas. Se trabaja adicionalmente en la obtención

de perfiles de MEB en cortes recubiertos con níquel, de los cuales se obtendrán los perfiles que permitirán cubrir las escalas desde nivel submicrométrico hasta el orden de varios milímetros.

CONCLUSIONES

Las superficies de fractura de la aleación dendrítica analizada manifiestan escalamiento anisotrópico, son objetos fractales naturales autoafines. En este material la fractura es de apariencia frágil a nivel macroscópico, manifestando localmente deformación plástica.

REFERENCIAS

1. Fractography, Hull, Cambridge University Press, 1999.
2. B.B. Mandelbrot, D.E. Passoja and A.J. Paullay, "Fractal Character of Fracture Surfaces of Metals", Nature, 308, pp 721-722 (1984).
3. Mandelbrot, The Fractal Geometry of Nature, W.H. Freeman and Co., New York, 1982.

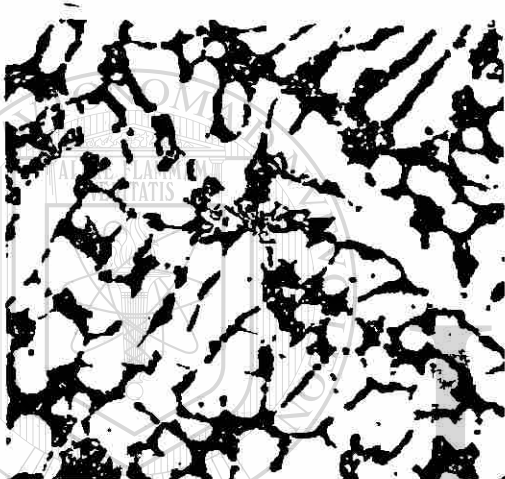


Fig. 1. Microestructura dendrítica del material, 100X.

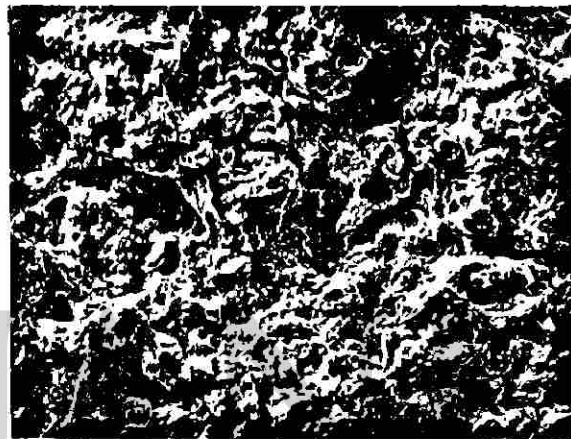


Fig. 2 imagen tomada en el MEB a 200X.

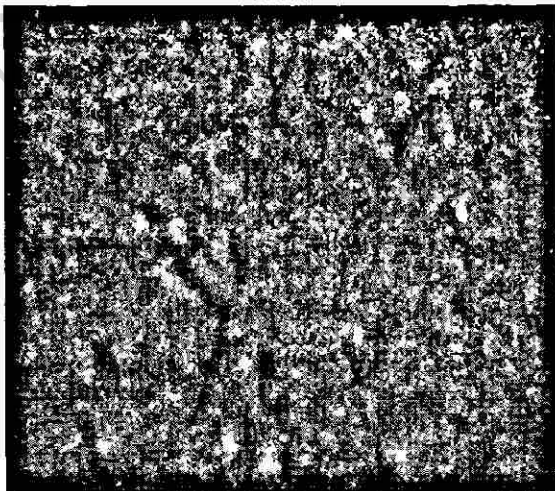


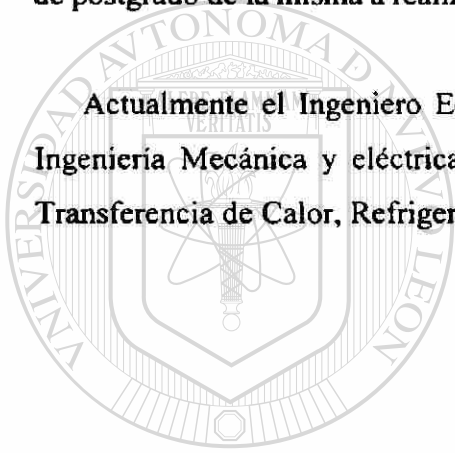
Fig. 3 imagen estereoscópica tomada a 10X.

Resumen Autobiográfico

Edgar Iván Morales Balboa, nace en 1975 hijo de los señores Octavio Morales y Graciela Balboa.

Realizó sus estudios de licenciatura en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica dependencia de la Universidad Autónoma de Nuevo León. Egresando en 1999 de la carrera de Ingeniero Mecánico Metalúrgico, en ese mismo año ingresó al departamento de postgrado de la misma a realizar sus estudios de Maestría en Ciencia de los Materiales.

Actualmente el Ingeniero Edgar Morales, trabaja como profesor en la Facultad de Ingeniería Mecánica y eléctrica, impartiendo las cátedras de Termodinámica Clásica, Transferencia de Calor, Refrigeración y Máquinas Hidráulicas.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

