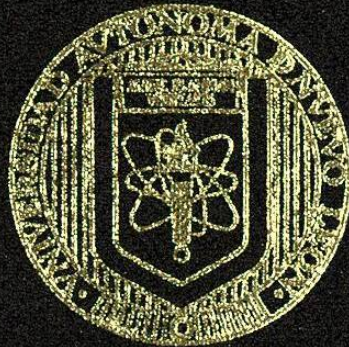


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



PROPIEDADES DE ESCALAMIENTO EN LA FRACTURA  
DE UN ACERO HIPOEUTECTOIDE

POR:

JORGE LUIS NIÑO GARZA

TESIS

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

CIUDAD UNIVERSITARIA

SEPTIEMBRE 2003





UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



PROPIEDADES DE ESCALAMIENTO EN LA FRACTURA  
DE UN ACERO HIPOEUTECTOIDE

POR:

JORGE LUIS NIÑO GARZA

TESIS

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

CIUDAD UNIVERSITARIA

SEPTIEMBRE 2003



1020149265

981717

TH  
ZSSE  
.112  
FTM  
2003  
.NS

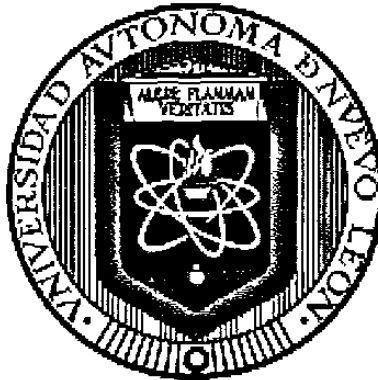


FONDO  
TESIS

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**



**PROPIEDADES DE ESCALAMIENTO EN LA FRACTURA DE UN  
ACERO HIPOEUTECTOIDE**

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA  
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**PRESENTA**

**JORGE LUIS NIÑO GARZA**

**CIUDAD UNIVERSITARIA**

**SEPTIEMBRE DE 2003**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**



**PROPIEDADES DE ESCALAMIENTO EN LA FRACTURA DE UN  
ACERO HIPOEUTECTOIDE**

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA  
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**PRESENTA**

**JORGE LUIS NIÑO GARZA**

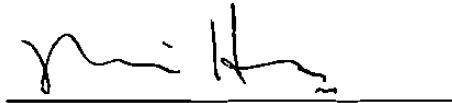
**CIUDAD UNIVERSITARIA**

**SEPTIEMBRE DE 2003**

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

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Propiedades de escalamiento en la fractura de un acero hipoeutectoide”, realizada por el alumno Jorge Luis Niño Garza, matrícula 0889067, 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



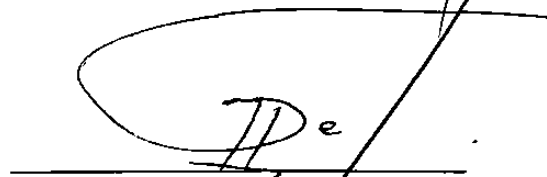
Asesor  
Dr. Moisés Hinojosa Rivera



Coasesor  
Dr. Virgilio A. González González



Coasesor  
Dr. Hugo Guajardo Martínez



Vo.Bo.  
Dr. Guadalupe Alan Castillo Rodríguez  
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, N. L., septiembre de 2003



## DEDICATORIAS

Primeramente a Dios nuestro señor, por haberme guiado a través del camino correcto permitiéndome alcanzar una meta más en mi vida, la cual le dedico con gran cariño y respeto.

A Normita mi hermanita y angelito de la guarda. Te llevo en mi corazón y te doy gracias por cuidar siempre de mí y de mi familia.

A mis padres, a quienes les debo la vida, así como todo el apoyo y amor que me han brindado constantemente. Les agradezco todas sus enseñanzas, las cuales han forjado en mí un carácter humilde y lleno de valores esenciales para alcanzar el éxito en la vida. Los amo y nunca terminaré de agradecerles por todo lo que me han dado y han hecho por mí.

A mis hermanos: Laura, Blanca, Gerardo, César, Nancy y Adriana, porque han sido motivadores constantes y personas de admiración. Les agradezco infinitamente por todo el apoyo que me han ofrecido a todo momento, así como por todos los valores que me han inculcado y ayudado a crecer como persona y como profesionalista.

Así mismo, dedico muy especialmente este logro a mi sobrinita Ana Fernanda, con quien espero poder compartir muchos más éxitos de esta índole.

## **AGRADECIMIENTOS**

Agradezco profundamente a Virgilio González y a Moisés Hinojosa por brindarme su amistad así como por el gran apoyo académico ofrecido.

A todos y cada uno de mis compañeros y catedráticos del DIMAT con quienes conviví y pasé momentos muy gratos. Les agradezco por brindarme su amistad sincera y por haber compartido todos sus conocimientos y experiencias. Gracias especiales a Marco Castillo, Efrén Carrera, Luis Díaz, José Nieto, Eduardo Domínguez, Ezequiel Salas, Luis Moya, Jonathan Sánchez, Ubaldo Ortiz y Alan Castillo.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, así como a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por todo el apoyo y las facilidades otorgadas.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo que brindó durante la realización de este trabajo.

A Hugo Guajardo por sus valiosos comentarios y consejos, así como a todas aquellas personas que colaboraron de manera directa o indirecta para culminación de este trabajo así como durante el desarrollo del mismo.

# ÍNDICE

RESUMEN.....	i
--------------	---

## CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN .....	1
1.1.    Objetivo.....	2
1.2.    Hipótesis.....	2

## CAPÍTULO 2

EL FENÓMENO DE LA FRACTURA EN METALES .....	3
2.1.    Introducción .....	3
2.2.    Fundamentos de la mecánica de fractura lineal elástica (MFLE).....	4
2.2.1.    Concentración de esfuerzos.....	5
2.2.2.    El enfoque del balance de energías .....	7
2.2.3.    El enfoque de la intensidad de esfuerzos .....	11
2.3.    Fractografía .....	14
2.3.1.    Mecanismos de fractura a nivel macroscópico .....	14
2.3.2.    Mecanismos de fractura a nivel microscópico .....	16
2.4.    Limitaciones de la mecánica de fractura y de la fractografía tradicional ....	20

## CAPÍTULO 3

EL CARÁCTER FRACTAL DE LAS SUPERFICIES DE FRACTURA .....	21
3.1.    Introducción .....	21
3.2.    Geometría de fractales.....	22
3.2.1.    Fractales autosimilares .....	22
3.2.2.    Fractales autoafines.....	26
3.3.    Caracterización fractal de las superficies de fractura.....	27
3.4.    Estimación estadística de los parámetros autoafines .....	30
3.4.1.    Método de banda de ancho variable ( $Z_{est}$ ).....	31
3.4.2.    Método de banda de ancho variable ( $Z_{max}$ ) .....	32
3.4.3.    Método de la transformada de ondeletas ( $W_t$ ).....	32
3.5.    Justificación de la presente investigación .....	33

## CAPÍTULO 4

DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	34
4.1.    Introducción .....	34
4.2.    Material empleado.....	34
4.3.    Tratamientos térmicos.....	35
4.4.    Caracterización microestructural .....	35
4.5.    Preparación de probetas .....	37

4.6.	Microscopía electrónica de barrido.....	39
4.7.	Microscopía de fuerza atómica .....	39
4.8.	Microscopía óptica.....	40
4.9.	Perfiles obtenidos mediante el escáner cama plana .....	42
4.10.	Obtención de los parámetros autoafines .....	42

## **CAPÍTULO 5**

<b>RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....</b>	<b>44</b>
5.1. Composición química .....	44
5.2. Microestructura .....	45
5.3. Ensayos de tensión e impacto .....	48
5.4. Fractografía .....	48
5.5. Análisis autoafín .....	52

## **CAPÍTULO 6**

<b>CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....</b>	<b>61</b>
6.1. Conclusiones .....	61
6.2. Recomendaciones.....	62

<b>REFERENCIAS .....</b>	<b>64</b>
--------------------------	-----------

<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>66</b>
------------------------------	-----------

<b>LISTA DE TABLAS.....</b>	<b>70</b>
-----------------------------	-----------



## RESUMEN

El principal objetivo planteado en este trabajo fue el de explorar las posibles relaciones entre los parámetros autoafines de las superficies de fractura y la microestructura en un acero hipoeutectoide. Para poder lograr esto, se implementaron técnicas de medición aplicadas al material para su caracterización microestructural, así como técnicas de análisis autoafín para la caracterización de las superficies de fractura en el material analizado, obtenidas a partir de pruebas de tensión e impacto.

Paralelamente, se intenta corroborar que el exponente de rugosidad  $\zeta$  empleado para caracterizar las superficies de fractura exhibe un valor universal bajo condiciones cinéticas de propagación de grieta altas, como en la fractura bajo tensión e impacto, el cual es independiente de los factores microestructurales del material así como del modo de fractura.

Para cumplir estos objetivos se realizó una caracterización cuantitativa y morfológica de la microestructura empleando las técnicas de análisis de imágenes y microscopía óptica. En adición, se realizó el correspondiente análisis químico del material.

Por otra parte, se efectuaron tratamientos térmicos de recocido completo, seguido de la preparación de las probetas para posteriormente fracturarlas mediante ensayos de tensión e impacto. Una vez obtenidas las superficies de fractura, se realizó primeramente un análisis fractográfico tradicional mediante microscopía electrónica de barrido. Posteriormente se realizó la caracterización cuantitativa de la topografía de las

superficies de fractura a través de las técnicas de microscopía electrónica de barrido, microscopía de fuerza atómica y mediante el uso de un escáner de cama plana, por lo que fue posible obtener valores cuantitativamente compatibles sobre casi seis décadas de escalas de longitud, desde el orden de los nanómetros hasta casi un centímetro.

A partir de la información recopilada de la topografía de las superficies de fractura, se procedió a efectuar el análisis estadístico autoafin a través del método de banda de ancho variable, mediante desviaciones estándar, resultando en un valor del exponente de rugosidad de  $\zeta \sim 0.82$ , el cual es concordante con el reportado como universal, para condiciones cinéticas de propagación de grieta altas.

Finalmente, para las condiciones experimentales establecidas y las longitudes de escala empleadas en este trabajo, no se encontró vinculación alguna entre la microestructura del material y los parámetros que describen la naturaleza autoafin de las superficies de fractura, específicamente la longitud de correlación.

# CAPÍTULO 1

## INTRODUCCIÓN

La fractura en materiales heterogéneos juega un papel de vital importancia en la vida cotidiana, la cual, a pesar de ser un campo de investigación relativamente nuevo, ha mostrado un considerable desarrollo científico y tecnológico en los últimos años.

Los primeros estudios relacionados con la fractura asumían la presencia de una grieta en el material y estaban encaminados a obtener relaciones cuantitativas entre la geometría de dicha grieta con el esfuerzo de fractura, así como con términos energéticos inherentes al material en cuestión. En ninguno de estos estudios se consideraba cuantitativamente la topografía de las superficies de fractura del material, ni mucho menos los posibles efectos causados por la microestructura sobre las propiedades estadísticas de la fractura.

A consecuencia del enorme desarrollo que tuvo la microscopía electrónica de barrido, los estudios posteriores relacionados con la fractura se encaminaron a la obtención de relaciones cualitativas entre la apariencia morfológica de la superficie de fractura con los parámetros microestructurales del material.

Sin embargo, aún no existían relaciones cuantitativas entre la microestructura del material y su superficie de fractura.

Finalmente, en 1984 B. Mandelbrot [1] aplicó un método conocido como geometría de fractales, con el cual fue posible caracterizar cuantitativamente los patrones generados en el proceso de fractura, los cuales se consideran como *fractales autoafines* debido a que poseen invariancia únicamente en el sentido estadístico, es decir, aunque su apariencia visual es diferente en cada escala de observación, su rugosidad tiende a permanecer constante.

Investigaciones recientes han demostrado que la aplicación de la geometría fractal es una herramienta muy importante en el estudio de las superficies de fractura, con la cual es posible relacionar cuantitativamente los parámetros microestructurales del material con los parámetros autoafines característicos de su superficie de fractura [2-5].

### **1.1. Objetivo**

El objetivo de la presente investigación se enfoca en la exploración de los posibles efectos de los parámetros microestructurales como el tamaño de grano ferrítico y/o tamaño de colonias perlíticas, sobre el escalamiento autoafín del fenómeno de la fractura caracterizado por el exponente de Hurst y la longitud de correlación en un acero hipoeutectoide.

### **1.2. Hipótesis**

La propagación de grietas genera las superficies de fractura, al ser autoafín la trayectoria de la grieta, la superficie resultante también es autoafín. El efecto colectivo de los diferentes elementos de la microestructura se manifiesta en múltiples escalas de análisis y existe una relación entre los parámetros microestructurales característicos y los parámetros que describen la naturaleza autoafín de las superficies de fractura.



## CAPÍTULO 2

# EL FENÓMENO DE LA FRACTURA EN METALES

### 2.1. Introducción

La fractura es la separación o fragmentación de un sólido en dos o más partes bajo la acción de cargas externas, a través de un proceso de creación de nuevas superficies; las superficies de fractura. El proceso de fractura de un material puede ocurrir de muy diversas formas, entre las que destacan las siguientes:

- 1) Aplicación lenta de cargas externas,
- 2) Aplicación rápida de cargas externas (impacto),
- 3) Cargas cíclicas o repetitivas (fatiga) y
- 4) Deformación dependiente del tiempo bajo carga constante (termofluencia).

Generalmente, en el proceso de fractura se pueden identificar dos etapas, la nucleación de las grietas, y su propagación hasta que ocurre la separación completa del material. Dependiendo de las condiciones de carga, geometría del cuerpo y de las

propiedades mecánicas del material, para fracturar un cuerpo es necesario mantener e incluso incrementar la carga después de que la nucleación de las grietas ha tenido lugar; mientras que en otros casos basta con que se alcance el punto de nucleación de grieta para que ésta se propague espontáneamente. En ocasiones la fractura puede iniciar a partir de una grieta preexistente en el material, por lo que la etapa de nucleación de grietas queda suprimida y el proceso se reduce solamente a la propagación de la grieta.

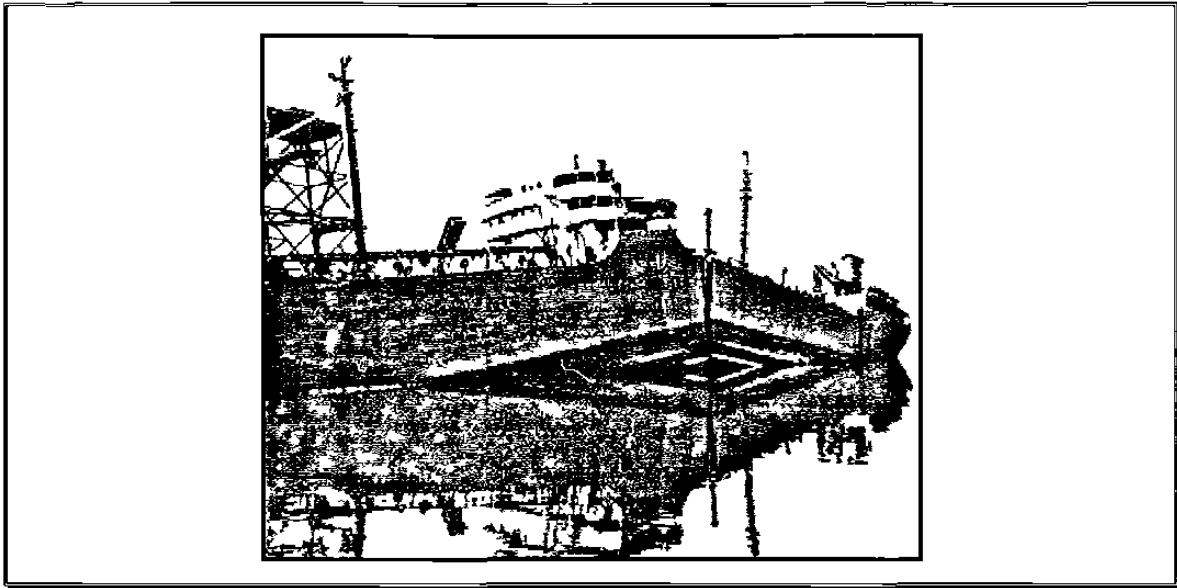


Figura 2.1. Los primeros buques Liberty que fueron producidos en los Estados Unidos de Norteamérica solían fracturarse de manera catastrófica (fractura frágil) [6].

El fenómeno de la fractura es un objeto de constante investigación en la actualidad ya que su entendimiento ayudará a prevenir y predecirla con mayor exactitud, lo que repercutirá en una mayor seguridad en el diseño de componentes y estructuras, evitando fallas catastróficas (Fig. 2.1) durante su período de vida útil.

## **2.2. Fundamentos de la mecánica de fractura lineal elástica (MFLE)**

La principal dificultad en el diseño contra la fractura en materiales de alta resistencia es que la presencia de grietas modifica los esfuerzos locales a tal grado que los análisis de esfuerzo elástico efectuados por los diseñadores son insuficientes. Cuando una grieta

alcanza un cierto tamaño crítico, ésta se puede propagar catastróficamente a través de la estructura aunque el esfuerzo al que se encuentre sometida sea mucho menor a aquél que normalmente necesitaría para causar la cedencia o falla en un espécimen a tensión.

El término “mecánica de la fractura” se refiere a una especialización vital en la mecánica de sólidos en la cuál se asume la presencia de una grieta para posteriormente encontrar relaciones cuantitativas entre la longitud de la grieta, la resistencia inherente del material al crecimiento de la grieta y el esfuerzo al que la grieta se propaga con alta rapidez para provocar la falla del material.

### 2.2.1. Concentración de esfuerzos

Cuando la energía potencial de un material es mínima, su espaciamento interatómico está en equilibrio. Este razonamiento se puede utilizar para estimar la resistencia de cohesión teórica en materiales frágiles, sin embargo, existe una discrepancia entre esas estimaciones teóricas y su valor real. Esta discrepancia es debida a los defectos presentes en el material, los cuales causan una magnificación de los esfuerzos de manera local.

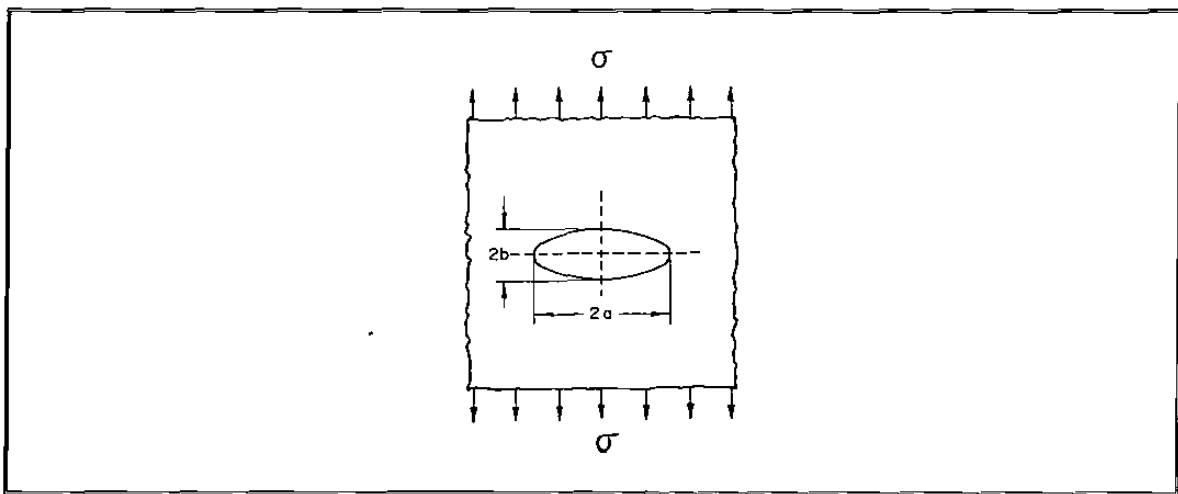


Figura 2.2. Modelo de grieta elíptica de Inglis [7].

La primera estimación teórica de la influencia de una grieta en un material fue llevada a cabo por Inglis [8] en 1913. En este modelo desarrollado por Inglis, el esfuerzo

máximo se presenta en los extremos del eje mayor de la elipse (Fig. 2.2) y está dado de acuerdo con la ecuación:

$$\sigma_{\max} = \sigma \left( 1 + 2 \frac{a}{b} \right) \quad (2.1)$$

donde  $2a$  y  $2b$  son los ejes mayor y menor de la elipse, respectivamente. La magnitud del esfuerzo en los bordes principales de la cavidad se vuelve extremadamente grande a medida que la elipse se aplanada. Para el caso de una elipse extremadamente plana o una grieta angosta de longitud  $2a$ , con radio de curvatura  $\rho = b^2/a$ , la ecuación (2.1) se puede escribir como:

$$\sigma_{\max} = \sigma \left( 1 + 2 \frac{a}{\rho} \right) \cong 2\sigma \frac{a}{\rho} \quad \text{para } \rho \ll a \quad (2.2)$$

La ecuación 2.2 indica que a medida que  $\rho$  disminuye,  $\sigma_{\max}$  aumenta y, en el límite de  $\rho \rightarrow 0$ ,  $\sigma_{\max} \rightarrow \infty$ . El término  $2\sqrt{a/\rho}$  está definido como factor de concentración de esfuerzos ( $K_t$ ):

$$K_t = \sigma_{\max}/\sigma \quad (2.3)$$

donde  $\sigma_{\max}$  es el esfuerzo generado en la punta de la grieta y  $\sigma$  es la magnitud del esfuerzo en una zona alejada de la grieta.

Este factor simplemente describe el efecto geométrico de la grieta (Fig. 2.3) en el esfuerzo local ( $\sigma_{\max}$ ). Aunque las ecuaciones exactas varían de acuerdo con la forma de la grieta, de manera general,  $K_t$  es directamente proporcional a la longitud de la grieta  $a$  e inversamente proporcional al radio base de la grieta  $\rho$ . El problema con esta estimación radica en que predice un esfuerzo infinito en la punta de la grieta si ésta fuera infinitamente aguda.



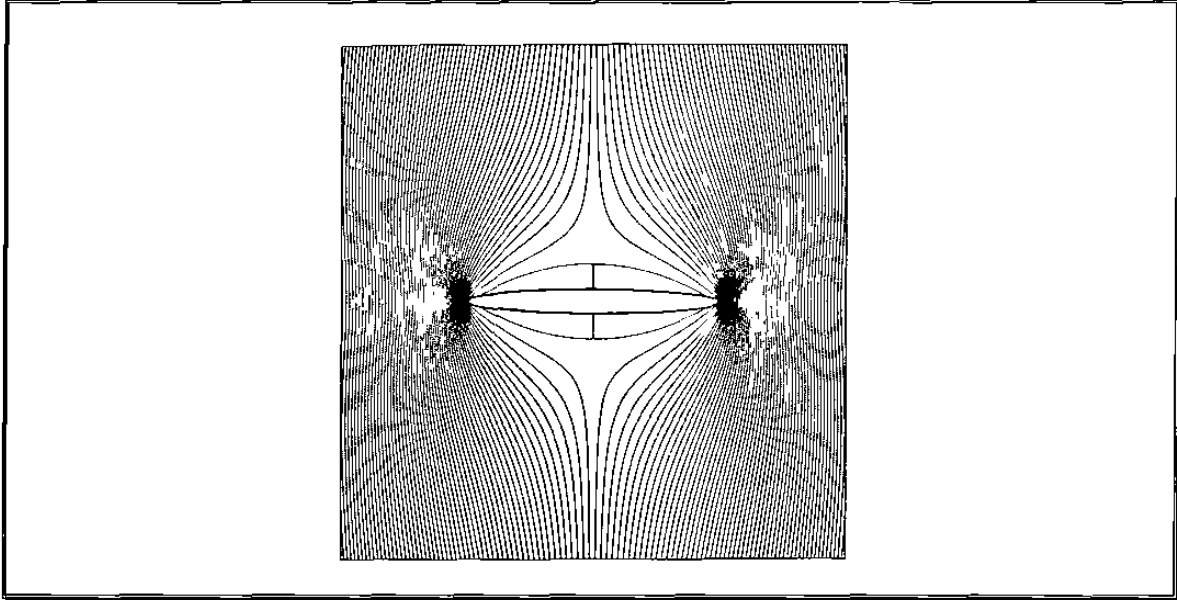


Figura 2.3. Los esfuerzos están concentrados cerca de la punta de la grieta de manera análoga a las bien conocidas líneas de fuerza magnética. En este diagrama, las líneas han sido generadas por computadora para simular cuantitativamente las líneas de esfuerzo debidas a la presencia de la grieta.

### 2.2.2. El enfoque del balance de energías

Cuando A. A. Griffith comenzó sus estudios en la fractura del vidrio, estaba consciente del trabajo de Inglis en el cálculo de las concentraciones de esfuerzos alrededor de grietas elípticas y, naturalmente, consideró la forma en como se podría utilizar para desarrollar un enfoque fundamental capaz de predecir la resistencia a la fractura de materiales frágiles. En lugar de enfocarse en los esfuerzos en la punta de la grieta, Griffith empleó un concepto de balance de energías que se convirtió en la base de la mecánica de la fractura moderna [9].

En 1920, Griffith propuso que un material frágil contiene una población de finas grietas, las cuales producen una concentración de esfuerzos de suficiente magnitud de tal forma que la resistencia cohesiva teórica se alcanza en regiones localizadas a un esfuerzo nominal el cual es mucho menor al valor teórico [10]. Para que una grieta se propague en una fractura frágil, ésta necesita una energía lo suficientemente grande para superar la fuerza de cohesión de los átomos del material, es decir, necesita un incremento en energía superficial. La fuente para el incremento de energía superficial es

la energía de deformación elástica la cual es liberada a medida que la grieta se propaga. Griffith estableció el siguiente criterio para la propagación de una grieta:

*“Una grieta se propagará cuando la disminución en energía de deformación elástica sea al menos igual a la energía requerida para crear la nueva superficie de fractura”*

Utilizando la solución de Inglis, Griffith estimó el cambio en energía que produce la presencia de una grieta elíptica en una placa de tamaño infinito (Fig. 2.2).

Como lo muestra la figura 2.4, la energía total asociada a la grieta  $\Delta U$ , para la condición de esfuerzo plano, se puede escribir de la siguiente manera:

$$\Delta U = S + U = 4a\gamma_s - \frac{\pi\sigma^2 a^2}{E} \quad (2.4)$$

donde  $S$  es el incremento en energía debido a la presencia de las dos nuevas superficies por unidad de espesor de la placa,  $U$  es la disminución de energía debida a la presencia de la grieta por unidad de espesor en una placa,  $a$  es la mitad de la longitud de la grieta,  $\gamma_s$  es la energía superficial por unidad de área,  $\sigma$  es la magnitud del esfuerzo de tensión normal a la grieta de longitud  $2a$  y  $E$  corresponde al módulo de Young.

A medida que la grieta crece, se libera energía de deformación pero se crean nuevas superficies de fractura. La grieta es estable cuando estas componentes de energía se encuentran en equilibrio, de lo contrario la grieta será inestable, es decir, se propagará. La condición de equilibrio se puede obtener derivando el cambio de energía con respecto a la longitud de la grieta e igualando a cero. Por lo tanto:

$$\frac{\partial \Delta U}{\partial a} = \frac{\partial S}{\partial a} + \frac{\partial U}{\partial a} = 4\gamma_s - \frac{2\pi\sigma_f^2 a}{E} = 0 \quad (2.5)$$

$$2\gamma_s = \frac{\pi\sigma_f^2 a}{E} \quad (2.6)$$

$$\sigma_f = \frac{2E\gamma_s}{\pi a} \quad (2.7i)$$

La ecuación 2.7i proporciona el esfuerzo requerido para propagar una grieta en un material frágil en función del tamaño de la microgrieta, es decir, proporciona el esfuerzo de fractura del material  $\sigma_f$ .

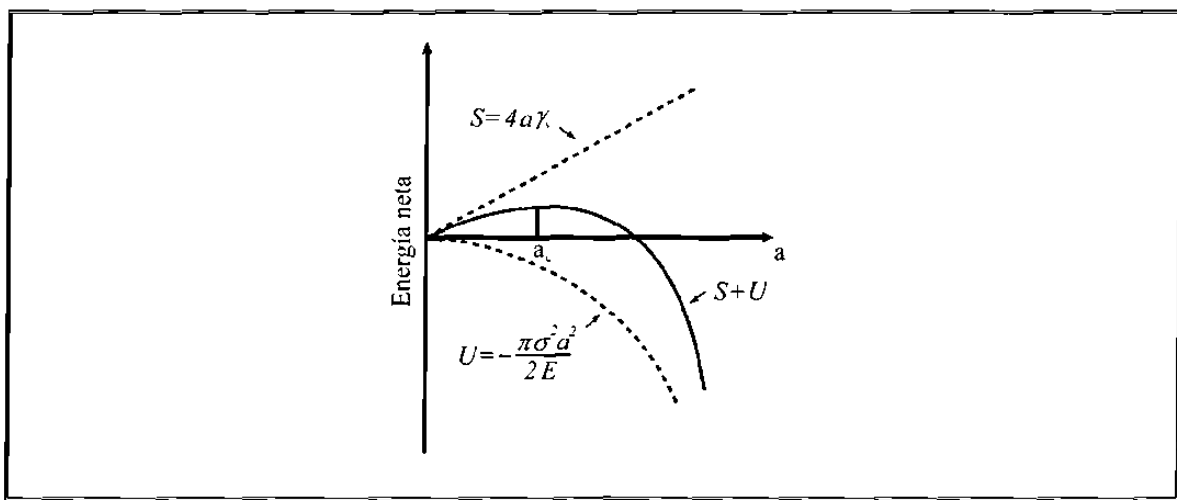


Figura 2.4. Balance de energías.

Para una placa gruesa en relación con la longitud de la grieta (deformación plana), la ecuación de Griffith se expresa como:

$$\sigma_f = \frac{2E\gamma_s}{\pi a(1-\nu^2)} \quad (2.7ii)$$

donde  $\nu$  es la razón de Poisson.

Si el material en el cual la grieta se propaga presenta deformación plástica, la punta de la grieta sufre cambios y se achatará. En la mayoría de los materiales se produce una

región plástica localizada alrededor de la punta de la grieta debido a la gran concentración de esfuerzos. En tales casos se realiza una cierta cantidad de trabajo plástico durante la propagación de la grieta en adición al trabajo elástico efectuado para la creación de las dos superficies de fractura.

En 1948, Orowan [11] sugirió que la ecuación de Griffith sería más compatible con la fractura frágil en metales mediante la inclusión de un término  $\gamma_p$ , el cual expresa el trabajo plástico requerido para extender la pared de grieta. Por consiguiente, el criterio de Griffith fue modificado a:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} \quad \text{para esfuerzo plano} \quad (2.8i)$$

y

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a(1-\nu^2)}} \quad \text{para deformación plana} \quad (2.8ii)$$

El razonamiento llevado a cabo por Griffith contribuyó con dos aportaciones fundamentales a la mecánica de fractura:

- 1) Existe una relación entre el esfuerzo de fractura y el tamaño de la grieta, del tipo  $\sigma \propto 1/\sqrt{a}$ , la cual se ha comprobado repetidamente.
- 2) La fractura resulta de un proceso de conversión de energía, que no depende solamente del esfuerzo, sino también del tamaño de grieta.

El problema del criterio de Griffith fue la enorme dificultad para evaluar, experimentalmente, tanto la energía superficial como la energía de deformación plástica, por lo que nunca pudo aplicarse extensamente. Esta deficiencia fue, en gran parte, resuelta por G. R. Irwin [12]. El propuso que en un material dúctil la mayor parte de la energía de deformación liberada es absorbida no para crear nuevas superficies, sino para

disiparse en forma de flujo plástico en las vecindades de la grieta del material. Irwin sugirió que la fractura ocurre cuando la energía de deformación es liberada a una rapidez suficiente para satisfacer esas disipaciones de energía, y denominó esta rapidez de liberación de energía de deformación crítica como  $G_c$  en honor a Griffith, donde:

$$G_c = \frac{1}{2} \frac{\partial U}{\partial a} \quad (2.9)$$

Por lo tanto, la ecuación de Griffith puede ser escrita como:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi a}} \quad \text{para esfuerzo plano} \quad (2.10i)$$

y

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi a(1-\nu^2)}} \quad \text{para deformación plana} \quad (2.10ii)$$

La ecuación 2.10 describe, de manera concisa, la interrelación entre tres aspectos importantes del proceso de fractura: el material, evidenciado por la rapidez de liberación de energía crítica  $G_c$ , (también llamado como fuerza de extensión de la grieta); la magnitud del esfuerzo de fractura  $\sigma_f$ , y el tamaño de la grieta  $a$ . Por lo tanto, conociendo el valor de  $G_c$  asociado al material y la mínima longitud de grieta admisible en el diseño  $a$ , se puede determinar el valor crítico del esfuerzo del material  $\sigma_f$ .

### 2.2.3. El enfoque de la intensidad de esfuerzos

Aunque el enfoque del balance de energías provee una gran comprensión del proceso de fractura, existe un método alternativo que examina directamente el estado de esfuerzos cerca de la punta de la grieta. Este enfoque fue desarrollado por Irwin en 1957 [13], con

lo que contribuyó con un logro más para los fundamentos de la mecánica de la fractura moderna.

Empleando el método semi-inverso de Westergaard, Irwin encontró que los esfuerzos locales cerca de la punta de la grieta dependen del producto del esfuerzo nominal  $\sigma$  y de la raíz cuadrada de la mitad de la grieta. A esta relación le llamó factor de intensidad de esfuerzos  $K$ , el cual, para cualquier caso en general, está definido como:

$$K = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.11)$$

donde  $\alpha$  es un parámetro que depende de la geometría de la muestra y de la grieta, el cual toma el valor de 1 cuando se trata de una grieta aguda en una placa de tamaño infinito.

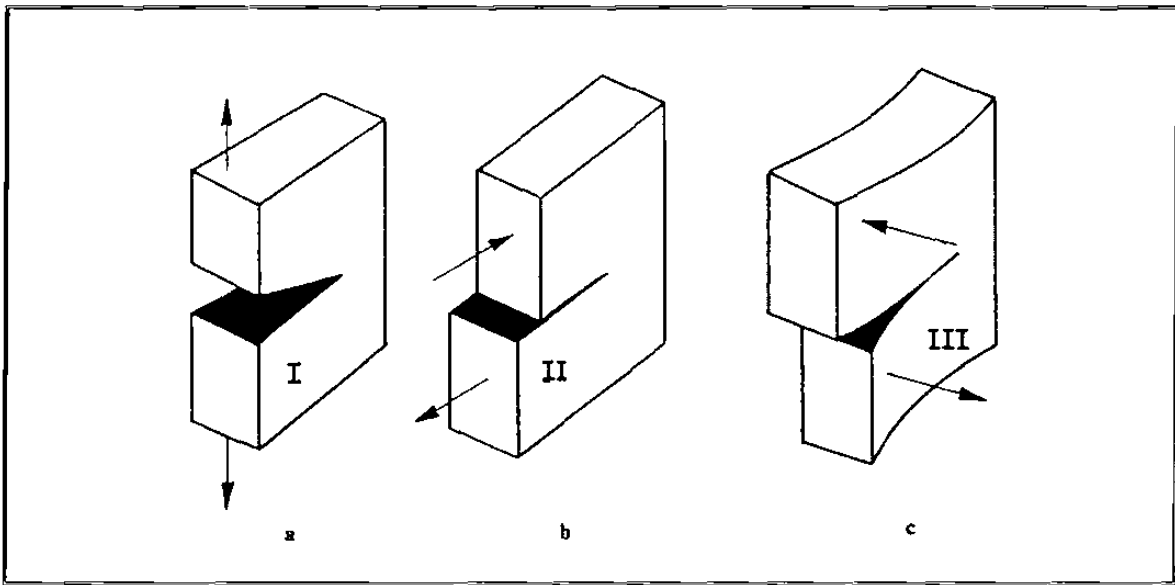


Figura 2.5. Modos clásicos de carga: (a) Modo I: apertura tensil, (b) Modo II: corte deslizante, (c) Modo III: corte tangencial [7].

El factor de intensidad de esfuerzos es una manera conveniente de describir el estado de esfuerzos alrededor de la grieta, ya que caracteriza las condiciones externas que corresponden a la fractura cuando los esfuerzos y deformaciones en la punta de la grieta alcanzan un valor crítico designado como  $K_c$ . Aunado a este factor existen varios modos

de carga que pueden ser aplicados a la grieta, los cuales se muestran en la figura 2.5. En el modo I, o modo de abertura tensil, el esfuerzo de tensión es normal a las caras de la grieta. En el modo II, o de corte deslizante, el esfuerzo de corte es normal al frente de grieta mientras que en el modo III, o de corte tangencial, el esfuerzo de corte es paralelo al frente de grieta.

El modo de carga I (abertura tensil) es la situación más importante, en la cual hay dos casos extremos: esfuerzo plano y deformación plana. La condición de deformación plana representa el estado de esfuerzos más severo por lo que los valores de  $K_c$  son menores que para condiciones de esfuerzo plano.

Los valores del factor de intensidad de esfuerzos para la condición de deformación plana ( $K_{Ic}$ ) son independientes del espesor del espécimen y representa una propiedad válida del material, la cual describe la tenacidad a la fractura del mismo, es decir, la resistencia a la propagación de grietas.

El enfoque del balance de energías está relacionado con el de intensidad de esfuerzos, como se puede observar por comparación de las ecuaciones 2.10 y 2.11 (para  $\alpha = 1$ ), de tal forma que:

$$K^2 = GE \quad \text{para esfuerzo plano} \quad (2.12i)$$

y

$$K^2 = \frac{GE}{(1 - \nu^2)} \quad \text{para deformación plana} \quad (2.12ii)$$

Aunque la fuerza de extensión de grieta  $G_c$  tiene un significado físico más directo para el proceso de fractura que el factor de intensidad de esfuerzos  $K$ , éste último es preferido para cálculos prácticos de mecánica de fractura debido a que es más susceptible a su determinación analítica.

## 2.3. Fractografía

La fractografía es indiscutiblemente la herramienta más valiosa para los analistas de fallas, ya que con ella se puede efectuar la interpretación de las características observadas en las superficies de fractura. Cuando una falla involucra la fractura total del material, la fractografía puede ser empleada para identificar el origen de dicha falla, la dirección de propagación de la grieta, el mecanismo de falla, los defectos del material, la interacción con el medio y la naturaleza de los esfuerzos [14].

Etimológicamente, la palabra fractografía, proviene del latín *fractus*, referente a la fractura y del griego *graphos*, que significa “descripción”.

La fractografía se desarrolló en el siglo XVI como una práctica de control de calidad empleada para la industria ferrosa y no ferrosa. *De la Pirotecnica*, publicado en 1540 por Vanoccio Biringuccio [15], es uno de los primeros documentos en detallar técnicas fractográficas, pero no fue sino hasta el año de 1943 que Carl A. Zapffe [16], aprovechando la invención del microscopio electrónico de barrido (MEB), desarrolló y utilizó extensamente técnicas fractográficas con el propósito de analizar las características de las superficies fracturadas, e intentar relacionar dichos detalles con los mecanismos básicos bajo los cuales se desarrolla la fractura.

### 2.3.1. Mecanismos de fractura a nivel macroscópico

A escala macroscópica los metales pueden presentar diferentes tipos de fractura, dependiendo del material, temperatura, estado de esfuerzos y rapidez de carga. Estos tipos de fractura son clasificados de acuerdo a varios aspectos, tales como deformación a la fractura, modo cristalográfico de la fractura y la apariencia de la fractura. De acuerdo al punto de vista de la deformación a la fractura, se identifican dos tipos de fractura, dependiendo de la cantidad de deformación plástica que presentan, éstos son: fractura frágil y fractura dúctil.



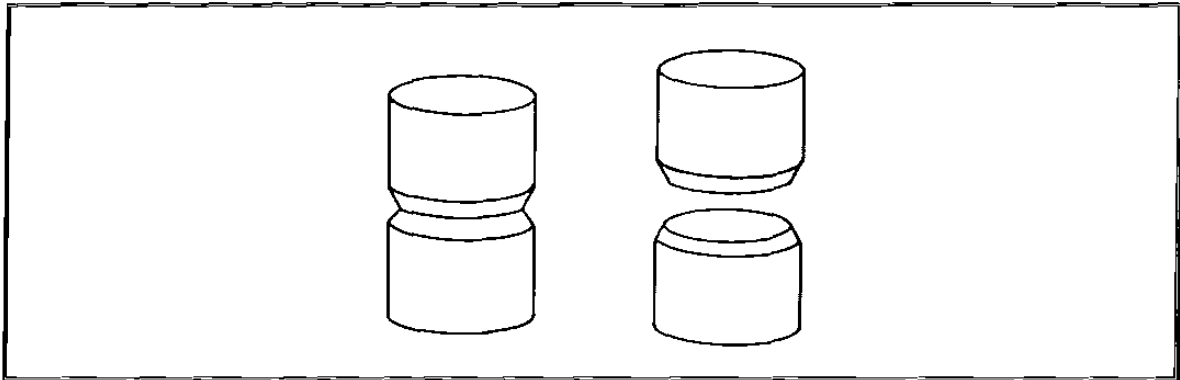


Figura 2.6. Un material idealmente frágil se fractura sin deformarse plásticamente.

La fractura frágil (Fig. 2.6) es aquella en que la deformación que ocurre en la mayor parte del cuerpo es totalmente elástica, de manera que después de la fractura, los fragmentos de la pieza pueden volver a juntarse sin que haya cambios significativos en la geometría. Este tipo de fractura se caracteriza por una alta rapidez de propagación de la grieta. La tendencia por la fractura frágil se ve incrementada con la disminución de temperatura, con el incremento en la rapidez de deformación y por condiciones de esfuerzo triaxial.

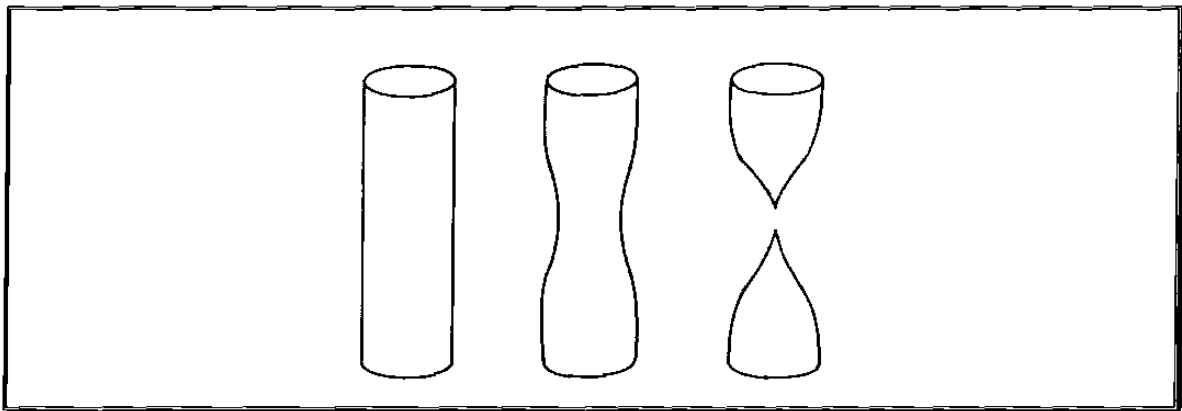


Figura 2.7. Cuando un cilindro de material idealmente dúctil es sometido en tensión, éste desarrolla una región de inestabilidad plástica la cual finaliza con la fractura del material en un punto.

La fractura dúctil (Fig. 2.7) se caracteriza por una apreciable deformación plástica del cuerpo antes y durante la propagación de la grieta, entendiéndose que los esfuerzos en una región relativamente grande de la pieza rebasaron el límite elástico del material. Una característica importante de la fractura dúctil es que ocurre por desgarramiento lento del material con un gasto de energía considerable.

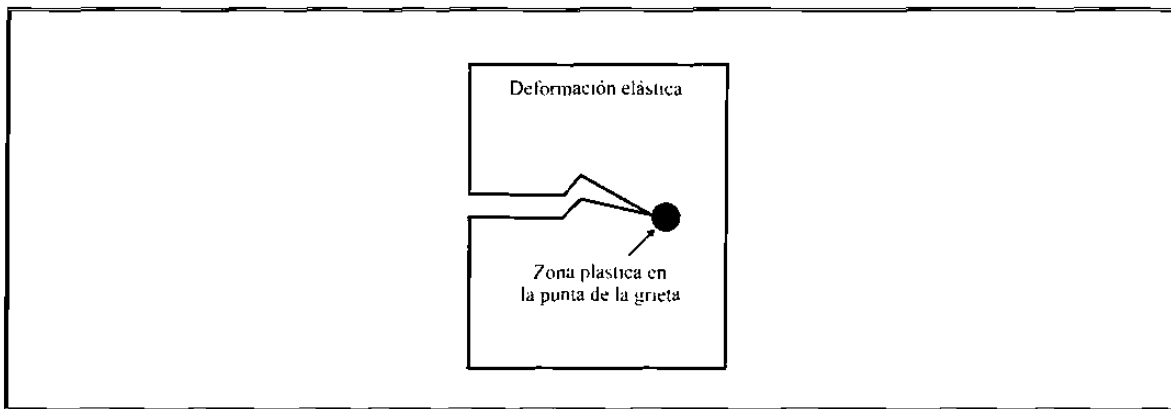


Figura 2.8. Fractura frágil con mecanismo dúctil.

La clasificación de las fracturas en frágiles y dúctiles es estrictamente ingenieril, ya que de hecho, en algunas fracturas de aspecto frágil, puede existir una intensa deformación plástica, sólo que ésta se localiza en una región pequeña alrededor de la grieta y el resto del material permanece sin deformación plástica, como se muestra en la figura 2.8.

### 2.3.2. Mecanismos de fractura a nivel microscópico

En términos generales, los mecanismos más comunes de crecimiento de grieta observados a escala microscópica son: clivaje, cuasi-clivaje, fractura intergranular y fractura por coalescencia de microhuecos.

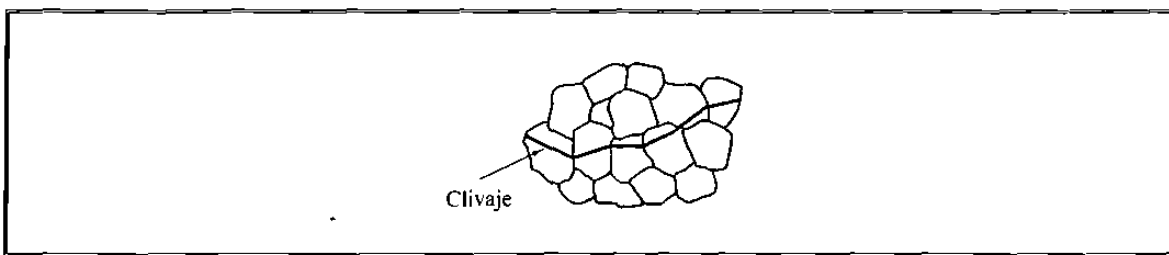


Figura 2.9. Propagación del clivaje (fractura transgranular) [7].

Clivaje es el mecanismo más frágil de fractura transgranular (Fig. 2.9) y ocurre a través de la separación directa de planos cristalográficos bien definidos por medio de la ruptura simple de enlaces atómicos. La tendencia hacia la fractura por clivaje aumenta con el incremento en la rapidez de deformación o con la disminución de la temperatura

de trabajo. El rasgo característico de la fractura por clivaje es la formación de facetas planas las cuales, normalmente, asemejan marcas de río (Fig. 2.10), dichas marcas son causadas por el movimiento de la grieta a través del cristal a lo largo de cierto número de planos paralelos. Estas facetas de clivaje tienen muy alta reflectividad, por lo que la superficie de fractura muestra una apariencia brillante.

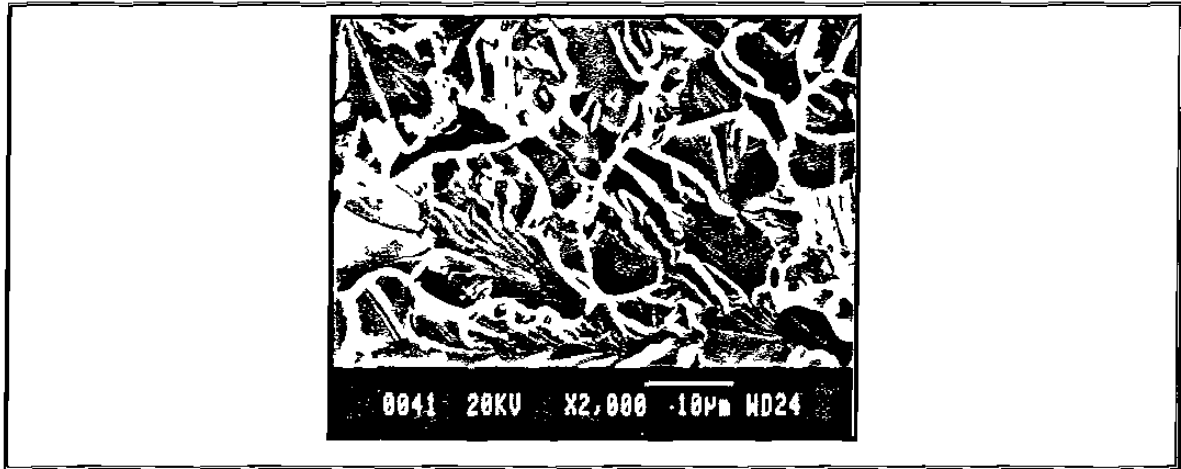


Figura 2.10. Marcas de río producidas por clivaje en un acero 1040.

El cuasi-clivaje es un tipo de fractura observada cuando el clivaje se presenta en menor escala, típicamente, en aceros templados. El término cuasi-clivaje es usado debido a que las facetas en la superficie de fractura no son verdaderos planos de clivaje. Estas facetas le dan a la superficie de fractura una apariencia mucho más dúctil que el clivaje normal y, generalmente, no se observan las marcas de río (Fig. 2.11).

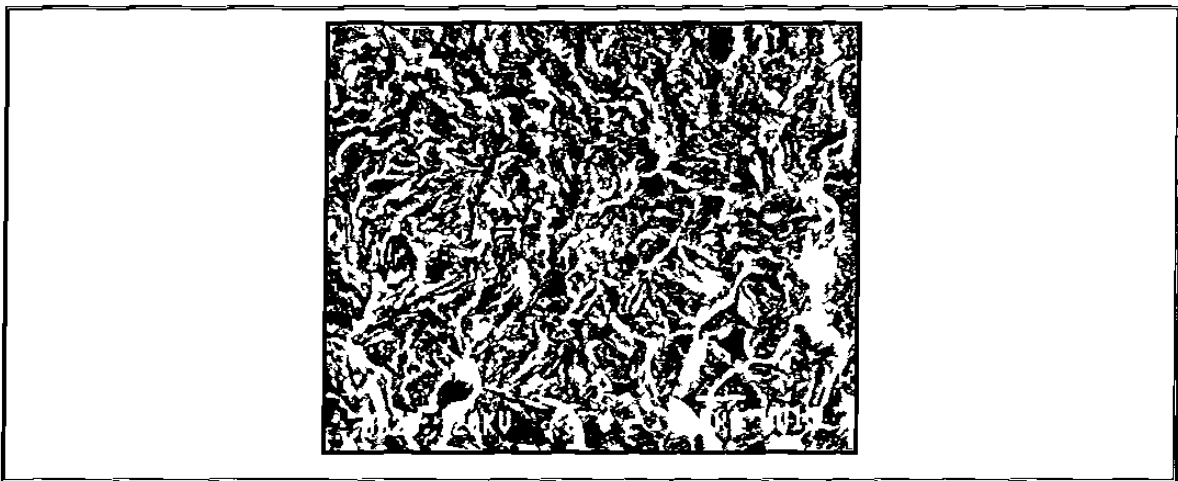


Figura 2.11. Cuasi-clivaje en un acero HY 80.

La fractura intergranular es un modo de fractura de baja energía que normalmente indica, ya sea un problema de fragilización, o de procesamiento. Este tipo de fractura tiene lugar a través de las fronteras de grano, como se muestra en la figura 2.12. Las fracturas intergranulares tienden a ocurrir cuando las fronteras de grano son más frágiles que la red cristalina. En muchos casos, la fractura en altas temperaturas y en termofluencia tiende a ser intergranular, debido a la segregación de fases frágiles en las fronteras de grano. En la figura 2.13 se muestra la morfología típica que presenta un acero cuando éste se fractura de manera intergranular.

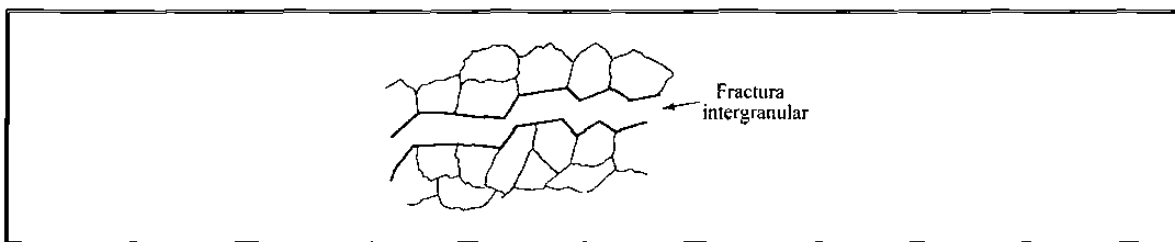


Figura 2.12. Forma de propagación de la grieta en la fractura intergranular [7].



Figura 2.13. Fractura frágil a través de las fronteras de grano (intergranular).

La fractura por coalescencia de microhuecos se caracteriza por depresiones en la microestructura en forma de hoyuelos cuya morfología, dependiendo del estado de esfuerzos, puede ser equiaxial o elíptica (Fig. 2.14). Este mecanismo de fractura se caracteriza por ser de carácter dúctil (Figura 2.15), donde los microhuecos normalmente inician a partir de partículas de segundas fases y, a medida que la deformación se incrementa, los microhuecos crecen, coalesciendo entre ellos, hasta que ocurre la fractura.

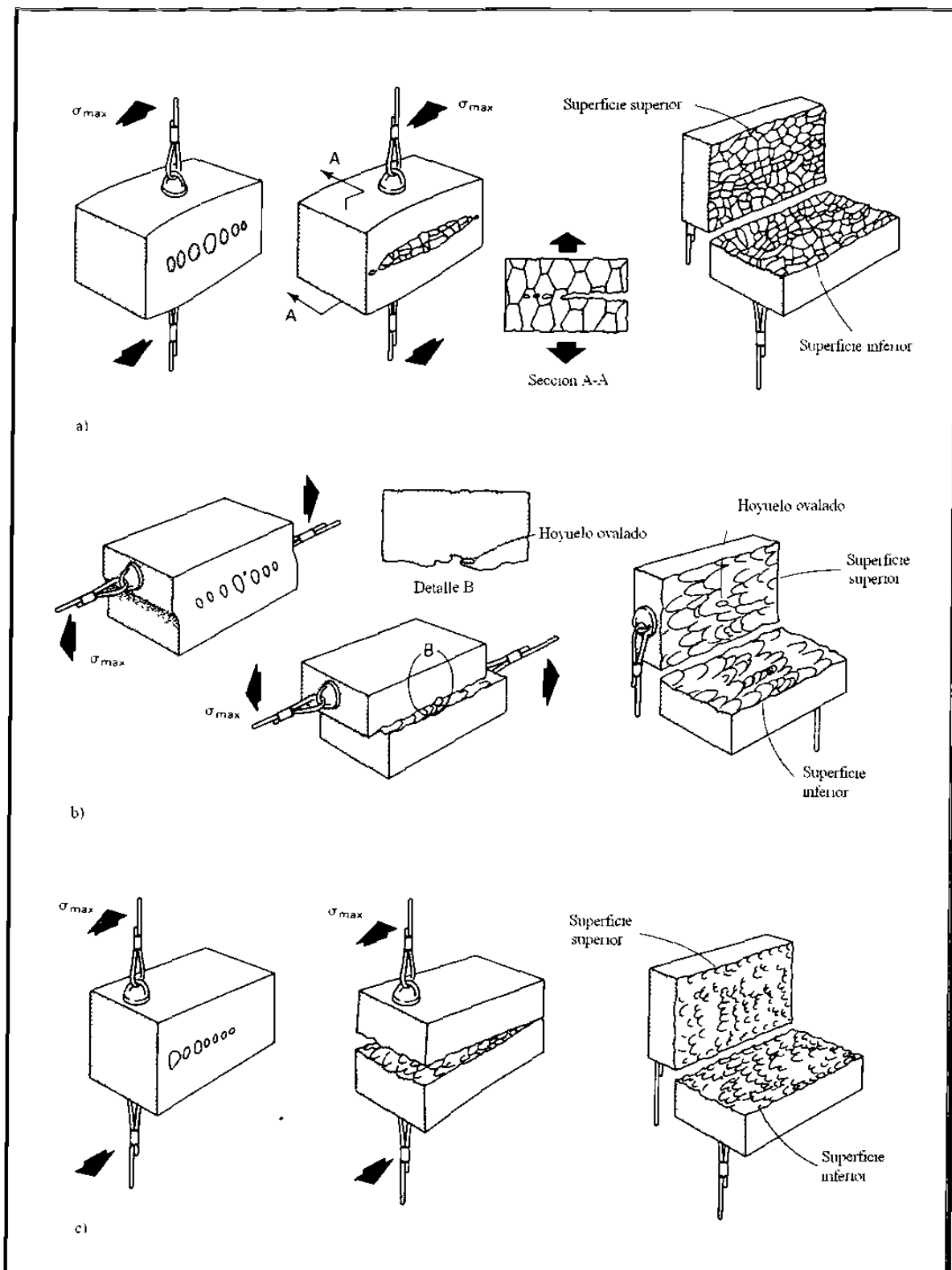


Figura 2.14. Influencia del estado de esfuerzos en la forma de los hoyuelos que se forman mediante la coalescencia de microhuecos; a) en tensión se tienden a formar hoyuelos equiaxiales, b) en corte se forman hoyuelos ovalados (elípticos) apuntando en direcciones opuestas de sus superficies de fractura correspondientes y c) en corte por tensión se forman hoyuelos ovalados (elípticos) con dirección hacia el origen de la fractura de sus respectivas superficies [17].

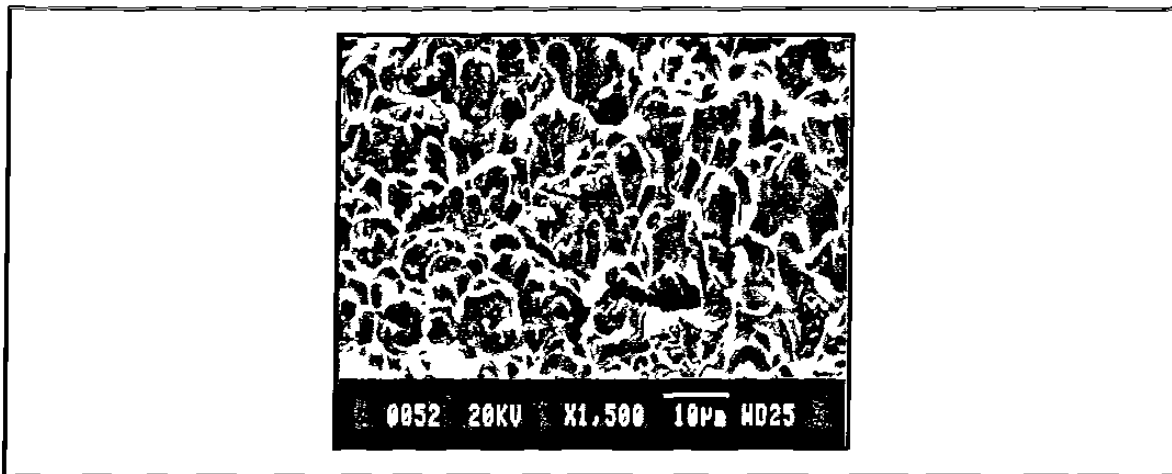


Figura 2.15. Fractura dúctil caracterizada por una coalescencia de microhuecos.

#### **2.4. Limitaciones de la mecánica de fractura y de la fractografía tradicional**

La principal desventaja de la mecánica de la fractura tradicional radica en que no considera los aspectos microestructurales característicos del material, ni mucho menos su relación con la morfología de las superficies de fractura. No obstante, su aplicación en el diseño de elementos y componentes estructurales es de vital importancia en la actualidad. La fractografía es indispensable para efectuar la interpretación de la topografía de las superficies de fractura. A través de ella es posible obtener relaciones meramente cualitativas (pero no así cuantitativas) entre los aspectos microestructurales del material y aquellos que caracterizan las superficies de fractura, por lo que su aplicación en el diseño de componentes es prácticamente nula.

Hoy en día, con la finalidad de comprender el fenómeno de la fractura en su totalidad, se busca la fusión de ambas disciplinas con una tercera; el estudio autoafín de la superficies de fractura. De esta manera, se intenta abarcar todas las posibles variables relacionadas con la fractura de materiales heterogéneos, por lo que será factible predecir y evitar fallas de una manera precisa y exacta, permitiendo diseños con un alto grado de confiabilidad.

## CAPÍTULO 3

# EL CARÁCTER FRACTAL DE LAS SUPERFICIES DE FRACTURA

### 3.1. Introducción

La rugosidad de las superficies de fractura, aparentemente presente a cualquier escala de observación, hace particularmente difícil la descripción, tanto cualitativa como cuantitativa, de la topografía de dichas superficies. El problema es común para muchos fenómenos, particularmente en los patrones complejos que existen en la naturaleza, los cuales aparecen de manera aleatoria y caótica, mostrando aún evidencia de algún tipo de consistencia interna.

En 1975, Benoit Mandelbrot introdujo un nuevo enfoque matemático a tales problemas y utilizó la palabra *fractal* (del latín *fractus*, “crear fragmentos irregulares”) para describir tales características irregulares, complejas y repetitivas [18]. Dichas características son claramente observables en los patrones creados durante el proceso de fractura, y por ende en las superficies que éste genera, por lo que su comportamiento puede ser bien modelado a través de la geometría de fractales.

## 3.2. Geometría de fractales

La geometría fractal permite la descripción de formas irregulares y complejas, las cuales serían imposibles de tratar mediante la geometría euclidiana. Estas formas geométricas se caracterizan por poseer detalle a toda escala de observación mostrando una apariencia que tiende a ser invariante, la cual puede ser geométrica (fractales autosimilares) o estadística (fractales autoafines o fractales estadísticos autosimilares), que es el caso de los patrones mostrados en la naturaleza.

### 3.2.1. Fractales autosimilares

Un objeto fractal es autosimilar con respecto a una misma razón de escalamiento  $r$ , cuando es idéntico en todos los aspectos al ser sub-escalado por cualquier valor de  $r$ . Esto es, cuando un conjunto de puntos  $x = (x_1, \dots, x_E)$ , dentro de un espacio dimensional  $E$ , es transformado a  $x' = (rx_1, \dots, rx_E)$  con una misma razón de escalamiento  $r$ . Por lo tanto, se dice que un objeto autosimilar es isotrópico, debido a que muestra un escalamiento idéntico en todas las direcciones.

Uno de las maneras más sencillas de caracterizar las propiedades fractales de un objeto es a través de su dimensión fractal  $D$ , por lo que a continuación se detallarán algunos de los métodos más empleados para su determinación.

Una curva lineal de longitud  $L$  puede ser cubierta con  $N$  segmentos de longitud  $\delta$ , es decir,  $N = L/\delta$ . Un objeto planar puede ser cubierto con  $N = (L/\delta)^2$  versiones reducidas del mismo objeto, de la misma manera que se puede cubrir un objeto tridimensional con  $N = (L/\delta)^3$  versiones reducidas de él. En general, se observa un patrón de la forma

$$N = \left(\frac{L}{\delta}\right)^D \quad (3.1)$$



entonces, si se define a la razón de escalamiento como

$$r = \frac{\delta}{L} \quad (3.1)$$

se obtiene que

$$N = \frac{1}{r^D} \quad (3.3)$$

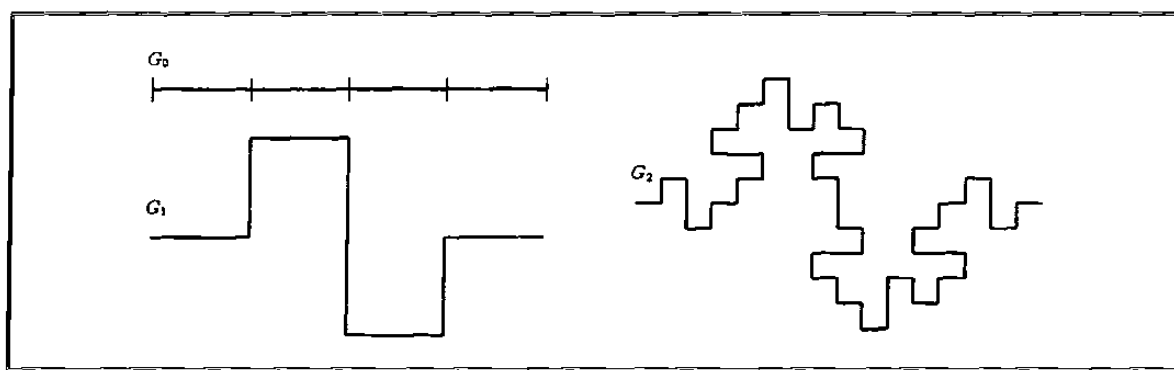


Figura 3.1. Construcción de la curva cuadrática de Koch [19].

Por lo tanto, las líneas, planos y cubos tienen una dimensión fractal de 1, 2 y 3 respectivamente. Aplicando esta lógica al fractal mostrado en la figura 3.1, conocido como la curva cuadrática de Koch, se puede observar claramente que se necesitan  $N = 8$  piezas con una relación de escalamiento  $r = 1/4$  para cubrir el conjunto original mediante traslaciones y rotaciones repetitivas del conjunto sub-escalado, por lo que su dimensión fractal es

$$D = -\frac{\ln 8}{\ln(1/4)} = 1.5 \quad (3.4)$$

De manera general, para los fractales autosimilares, la dimensión fractal se define como

$$D = - \frac{\ln N}{\ln r} \quad (3.5)$$

Este valor de  $D$ , para objetos autosimilares, representa la eficiencia con la que un objeto llena el espacio en el que se encuentra contenido y equivale a la dimensión crítica para la cual cualquier medida  $M_d$  en el espacio cambia de cero a infinito, esto es

$$M_d = \gamma(d)N(d)\delta^d \xrightarrow{\delta \rightarrow 0} \begin{cases} 0, & d > D; \\ \infty, & d < D. \end{cases} \quad (3.6)$$

donde  $d$  es la dimensión de medida utilizada y  $\gamma(d)$  es un factor geométrico igual a 1 cuando se emplean líneas, cuadros y cubos para cubrir el conjunto a medir, pero, cuando se emplean discos o esferas, este valor cambia a  $\pi/4$  y  $\pi/6$  respectivamente.

La ecuación 3.6 implica que un objeto o conjunto puede ser medido únicamente en la dimensión en la que éste se encuentra, lo cual es muy lógico, ya que si se tratara de medir una superficie con líneas se encontraría que el valor de la medición tendría a infinito, mientras que si la medición de tal superficie se hiciera empleando cubos, se hallaría con un valor tendiendo a cero, por lo que la única opción viable para dicha medición es empleando cuadros de dimensión 2 (Figura 3.2).

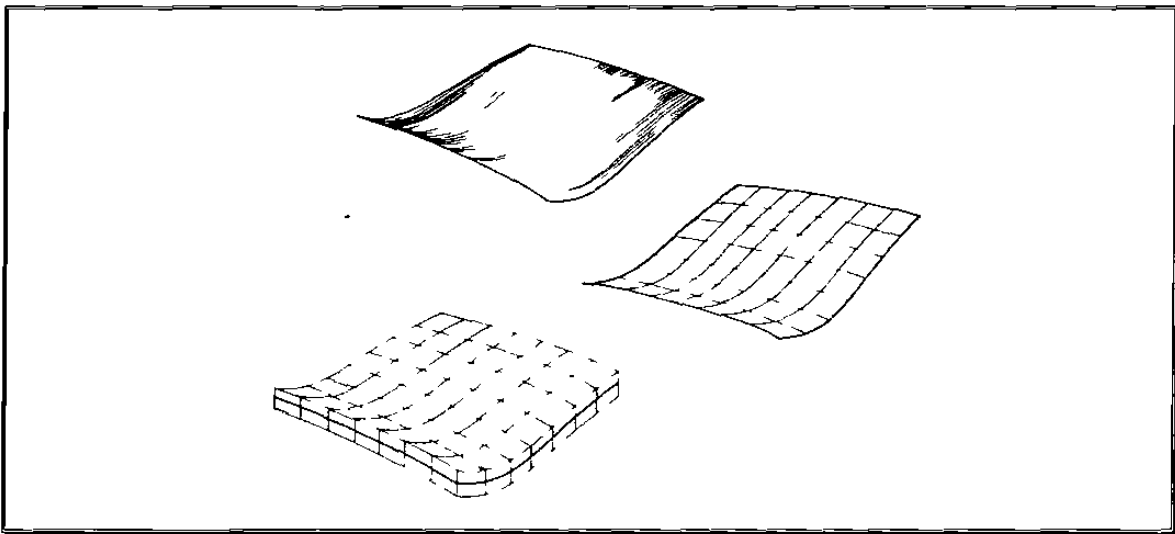


Figura 3.2. Medición de una superficie [20].

La definición de la dimensión fractal dada por la ecuación 3.6 puede ser utilizada para la determinación de la dimensión fractal de objetos contando el número de cuadros  $N(\delta)$  de longitud  $\delta \times \delta$  necesarios para cubrir dicho conjunto, cuyo comportamiento es de la forma

$$N(\delta) \propto \frac{1}{\delta^D}, \quad (3.7)$$

Por lo tanto, la relación 3.7 permite determinar la dimensión fractal del objeto encontrando la pendiente de la curva de regresión de  $\ln N(\delta)$  vs  $\ln \delta$ . Esta forma de obtener la dimensión fractal es conocida como el método del conteo de celdas.

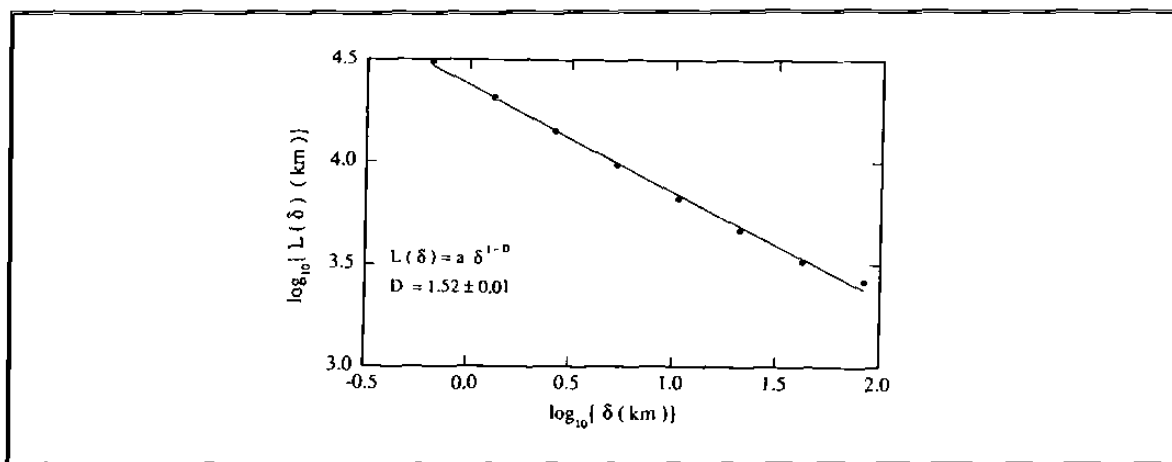


Figura 3.3. Longitud medida para la costa sur de Noruega, en función del tamaño de la unidad de medición  $\delta$  de los cuadros  $\delta \times \delta$  empleados para cubrir la línea costera en el mapa [20].

En un estudio realizado por Mandelbrot en 1967 [21], se demostró que la longitud medida  $L$  dependía de la unidad de medición  $\delta$  empleada, obteniendo así diferentes valores de longitud, la cual sigue una relación de la forma

$$L(\delta) = a \cdot \delta^{1-D} \quad (3.8)$$

donde  $a$  es una constante y el exponente  $D$  corresponde a la dimensión fractal de dicha curva, que, al ser graficada logarítmicamente, se obtiene una línea recta de pendiente  $1-D$ , como se observa en la figura 3.3.

### 3.2.2. Fractales autoafines

La principal diferencia entre los fractales autosimilares y los autoafines es la manera en que éstos son escalados para producir su equivalencia estadística. Los objetos autoafines se basan en el concepto de anisotropía, en el cual el escalamiento  $r$  es diferente para cada dirección del espacio  $E$  en el que se encuentra contenido. Por lo tanto, un conjunto de puntos  $x = (x_1, \dots, x_E)$  es invariante estadísticamente bajo una transformación autoafín  $x' = (r_1 x_1, \dots, r_E x_E)$ .

Esto es, un objeto autoafín en el espacio tridimensional es invariante estadísticamente mediante una transformación afín  $x' = r_x x$ ,  $y' = r_y y$  y  $z' = r_z z$ . Considerando como referencia el escalamiento en dirección  $x$ , se obtiene que

$$r_y = r_x^{v_y} \quad (3.9a)$$

y

$$r_z = r_x^{v_z} \quad (3.9b)$$

donde  $v_y$  y  $v_z$  son valores generalmente diferentes. Por lo tanto

$$r_z = r_y^{\zeta} \quad (3.10)$$

donde  $\zeta$  corresponde al exponente de rugosidad (también conocido como exponente de Hurst), el cual se encuentra definido por la relación

$$\zeta = \frac{v_z}{v_y} \quad (3.11)$$

Por lo tanto, el exponente de rugosidad corresponde a una relación de escalamientos en el espacio de tal forma que, al ser aplicada a objetos autoafines, proporciona la característica de ser invariantes, al menos, en el sentido estadístico.

### 3.3. Caracterización fractal de las superficies de fractura

Debido a que la dimensión fractal  $D$  proporciona una medida de la razón de escalamiento global de un objeto, resultaría equívoca la caracterización de un patrón autoafín mediante dicho parámetro, ya que el escalamiento varía según la orientación del eje. Por esta razón, el exponente de rugosidad  $\zeta$  es el parámetro más adecuado para la caracterización de escalamiento autoafín y por ende, de los patrones generados por el proceso de fractura.

Aplicando la ecuación 3.11 en el caso especial de una superficie de fractura autoafín, con plano medio paralelo al plano  $xy$ , es decir  $\nu_y = 1$ , el exponente de Hurst queda definido como

$$\zeta = \nu_z \quad (3.12)$$

es decir

$$\zeta = \frac{\ln r_z}{\ln r_x} = \frac{\ln(z'/z)}{\ln(x'/x)} \quad (3.13)$$

de manera general se observa que, en un perfil autoafín, la altura  $z(r)$  a una distancia  $x = r$ , está relacionada por una relación de la forma

$$z(r) \propto r^\zeta \quad (3.14)$$

La relación 3.14 es aplicable para cualquier perfil autoafín en el plano  $xz$  (por convención), demostrando que cualquier patrón autoafín bidimensional puede ser

completamente caracterizado por un sólo exponente, el exponente de rugosidad  $\zeta$ , el cual se relaciona con la dimensión fractal obtenida por el método de conteo de celdas a través de la ecuación

$$D = 3 - \zeta \quad (3.15)$$

Una inspección profunda de la relación 3.14 nos revela que, indiscutiblemente, el valor de  $\zeta$  se encuentra entre 0 y 1, por lo tanto y de acuerdo a la ecuación 3.15, cuando el exponente de rugosidad es 1, la dimensión fractal  $D$  del objeto es 2, es decir, una superficie plana. Se concluye, de manera general que, entre menor sea el exponente de rugosidad  $\zeta$ , la dimensión fractal  $D$  es mayor y por ende la superficie se vuelve más rugosa.

Otra distinción entre los fractales autoafines y los fractales autosimilares es la existencia de una longitud característica, conocida como longitud de correlación  $\xi$ , la cual corresponde al límite superior de autoafinidad, esto es, una longitud a partir de la cual un objeto deja de poseer su característica de autoafinidad convirtiéndose en un objeto euclidiano plano de dimensión 2.

En 1984, empleando un método estadístico similar al aplicado en el análisis de diversas líneas costeras, Mandelbrot [1] relacionó, de una manera indirecta, el exponente de rugosidad de las superficies de fractura en aceros Maraging grado 300 con su tenacidad a la fractura  $K_{IC}$ . El resultado fue contrario a lo que se esperaba; la superficie de fractura se volvía más rugosa a medida que la tenacidad a la fractura del material disminuía.

La investigación pionera de Mandelbrot alentó la comunidad científica, con lo que las subsecuentes investigaciones encauzadas a relacionar las características autoafines de las superficies de fractura con la tenacidad a la fractura en diversos materiales no se hicieron esperar [22-25]. Los valores del exponente de rugosidad  $\zeta$  que se reportaban en

estas investigaciones solían encontrarse entre 0.7 y 0.8, lo que aparentemente suponía una posible universalidad de dicho exponente.

De manera similar al análisis efectuado por Mandelbrot en aceros, Bouchaud [26], en 1990, realizó una investigación en una aleación de aluminio 7475, reafirmando la posible universalidad del exponente de rugosidad. Bouchaud concluyó que el valor del exponente de rugosidad encontrado de  $\zeta = 0.8 \pm 0.05$ , el cual se extendía sobre 3 décadas de longitud, no variaba significativamente con la tenacidad a la fractura, refutando la hipótesis propuesta por Mandelbrot. Esta conjetura fue apoyada por resultados obtenidos para diferentes tipos de materiales [27-32], con lo que parecía existir un dominio en el escalamiento, independiente de las propiedades del material.

A partir de 1992, los avances tecnológicos permitieron el análisis de las superficies de fractura a escalas del orden nanométrico, las cuales se pudieron lograr a través del desarrollo de la microscopía de barrido por tunelamiento. Haciendo uso de esta técnica de análisis, las investigaciones realizadas tanto por Milman [33,34], aunadas a los experimentos en acero fracturado por fatiga a bajas frecuencias por McAnulty [35], cuestionaban la posible universalidad del exponente de rugosidad ya que sus resultados arrojaban un valor de  $\zeta$  entre 0.4 y 0.6.

Investigaciones posteriores [36,37] sugieren que la existencia de estos dos regímenes de conducta, así como su extensión, depende de la velocidad de propagación del frente de grieta en materiales heterogéneos. La caracterización de estos regímenes de conducta de hasta por 5 décadas de longitud, se ha logrado gracias a la aplicación conjunta tanto de la microscopía electrónica de barrido así como de la microscopía de fuerza atómica, las cuales han demostrado ser técnicas cuantitativas de análisis muy compatibles [38].

Cuando las velocidades de propagación de grieta son cercanas a cero, como las obtenidas en ensayos de fatiga a velocidad controlada, es decir, cuando la fuerza de extensión de la grieta iguala la fuerza crítica para la cual el frente de grieta es apenas capaz de superar las heterogeneidades microestructurales, el valor del exponente de

rugosidad de la superficie de fractura tiende a 0.5. Este comportamiento se vuelve a observar longitudes de escala pequeñas (del orden nanométrico), mientras que a longitudes de observación mayores (micrométricas y milimétricas) aparece un régimen de conducta distinto caracterizado por un valor del exponente de rugosidad cercano a 0.8, mismo que se consigue cuando las condiciones cinéticas de propagación de grieta son muy altas, como en ensayos de tensión e impacto [39].

Según investigaciones realizadas en diversos materiales, la longitud de correlación  $\xi$  ha resultado ser fuertemente dependiente de la microestructura del material en cuestión, de hecho, se ha reportado que el valor de  $\xi$  corresponde al tamaño de las mayores heterogeneidades presentes en el material [2–5,39].

Recientemente, Aldaco [5] realizó una caracterización de las superficies de fractura de una aleación de aluminio silicio tipo A319, bajo condiciones cinéticas de propagación de grieta altas. El análisis autoafín, realizado mediante el método de banda de ancho variable, confirmó el valor del exponente de rugosidad de  $\zeta \sim 0.8$  el cual, por primera vez, se lograba extender hasta por siete décadas de longitud. Además, se reafirmó la hipótesis de que el valor límite del dominio autoafín, llamada longitud de correlación  $\xi$ , corresponde indudablemente al tamaño de las mayores heterogeneidades del material como se había sugerido en estudios anteriores.

### **3.4. Estimación estadística de los parámetros autoafines**

Queda claramente establecido que los patrones mostrados en las superficies de fractura pueden ser tratados como objetos autoafines, por lo que pueden ser completamente caracterizados por el exponente de Hurst  $\zeta$ . Además, la longitud de correlación  $\xi$  constituye un parámetro autoafín complementario, el cual es dependiente de la microestructura del material, por lo que una completa caracterización autoafín de la superficie de fractura se fundamenta en la determinación de estos dos parámetros.



Los métodos para determinar estos parámetros son complejos, además, la precisión y exactitud de los diferentes métodos estadísticos de análisis que se han desarrollado últimamente así como del equipo de instrumentación empleado son factores determinantes en la obtención de un resultado confiable. Estos métodos se dividen básicamente en dos grupos; por una parte, están los métodos clásicos desarrollados para obtener la dimensión fractal  $D$ , como el método del divisor, el método de conteo de celdas y el método del área-perímetro. Para cada uno de estos métodos se ha desarrollado una expresión que se relaciona la dimensión fractal con el exponente de rugosidad, pero, con base a diversos análisis [40, 41], se ha demostrado que el uso de estos métodos constituye una fuente de error muy significativa en la determinación de los parámetros autoafines, por lo tanto, los resultados obtenidos carecen de confiabilidad. Por otro lado, están los métodos que han sido específicamente diseñados para la determinación de estos parámetros autoafines, los cuales han mostrado ser más exactos y precisos.

#### 3.4.1. Método de banda de ancho variable ( $Z_{est}$ )

Este método se basa en un análisis de la desviación estándar de las alturas de un perfil  $Z_{est}$ , en el cual, dicho perfil es dividido en ventanas o bandas de ancho fijo  $r$  a partir de la posición del primer punto de la banda  $i = 1$ . Para este caso, se calcula la media aritmética de la desviación estándar de la altura  $\sigma(i)$  de cada una de las posibles bandas del perfil, es decir

$$W(r) = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \sigma(i) \quad (3.16)$$

El exponente de rugosidad es obtenido a partir de la pendiente de regresión de la curva  $\ln W(r)$  vs  $r$ , como lo demuestra la ecuación 3.17.

$$W(r) \propto r^{\zeta} \quad (3.17)$$

### 3.4.2. Método de banda de ancho variable ( $Z_{max}$ )

Este método de análisis se efectúa de manera similar al método de  $Z_{est}$  explicado antes. La diferencia radica en el parámetro de análisis empleado, el cual para este caso, se basa en el cálculo de la media aritmética de la diferencia entre la altura máxima y mínima  $Z_{max}$  para cada una de las posibles ventanas o bandas del perfil, de tal forma que

$$Z(r) = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \Delta Z(i) \quad (3.18)$$

Finalmente, el exponente de rugosidad es obtenido a partir de la pendiente de regresión de la curva  $\ln Z(r)$  vs  $r$ , como lo demuestra la ecuación 3.14. La ventaja de estos dos métodos radica en que no son afectados por la razón de escalamiento empleada en el análisis, es decir, son independientes del factor de escala.

### 3.4.3. Método de la transformada de ondeletas ( $W$ )

Explotando el hecho de que este método tiene como parámetros una razón de escala  $r$  así como una amplitud  $b$ , Simonsen [42] ha desarrollado un método para calcular el exponente de rugosidad  $\zeta$  de perfiles autoafines con un factor de re-escalamiento  $\lambda$ . Este método se basa en la aplicación de la ecuación

$$W[h](\lambda r) \cong \lambda^{\frac{1}{2}+\zeta} \langle |W[h](r, b)| \rangle_b \quad (3.19)$$

El exponente de rugosidad se determina a partir de la pendiente de regresión de la curva log-log de la media aritmética de los valores absolutos de los coeficientes de la ondeleta,  $W[h]$ , a una amplitud constante, contra la razón de escala  $r$ , esto es

$$\langle |W[h](r, b)| \rangle_b = r^{\frac{1}{2}+\zeta} \quad (3.20)$$

### **3.5. Justificación de la presente investigación**

Los estudios pioneros de Mandelbrot sugirieron que los aceros de diferente tenacidad exhiben variaciones de la dimensión fractal en las superficies de fractura. Los resultados acumulados en los últimos quince años han demostrado que la dimensión fractal no es un parámetro adecuado para caracterizar la autoafinidad de las superficies de fractura. De la misma forma, se ha demostrado que el exponente de rugosidad no varía sistemáticamente con la microestructura. Los más recientes resultados sugieren la existencia de una relación entre la microestructura y un parámetro autoafín; la longitud de correlación. Los estudios propuestos en este proyecto de tesis se encaminan a elucidar esta importante problemática.

# CAPÍTULO 4

## DESARROLLO EXPERIMENTAL

### 4.1. Introducción

Para el desarrollo de esta investigación se llevó a cabo una caracterización tanto microestructural así como de las superficies de fractura del material de estudio con la finalidad de determinar los parámetros autoafines y su posible relación con los parámetros microestructurales.

### 4.2. Material empleado

El desarrollo experimental de esta investigación está basado en un acero al carbono que cumple con la norma SAE-1018, con presentación en barra cilíndrica así como en barra rectangular.

La determinación de la composición química del material fue llevada a cabo mediante la técnica de espectrometría de emisión óptica en vacío y mediante el método de combustión LECO, establecidos en los estándares ASTM E-415 y E-1019, respectivamente.

### 4.3. Tratamientos térmicos

Se llevaron a cabo dos tratamientos térmicos al material de estudio con la finalidad de provocar un aumento en el tamaño de grano de la matriz ferrítica. Tales tratamientos se realizaron en un horno de caja modelo *Linberg Blue* (Fig. 4.1) a 1000° C durante 6 horas para la barra cilíndrica y a 1050° C por 24 horas para la barra rectangular. En ambos casos el enfriamiento se realizó dentro del mismo horno.

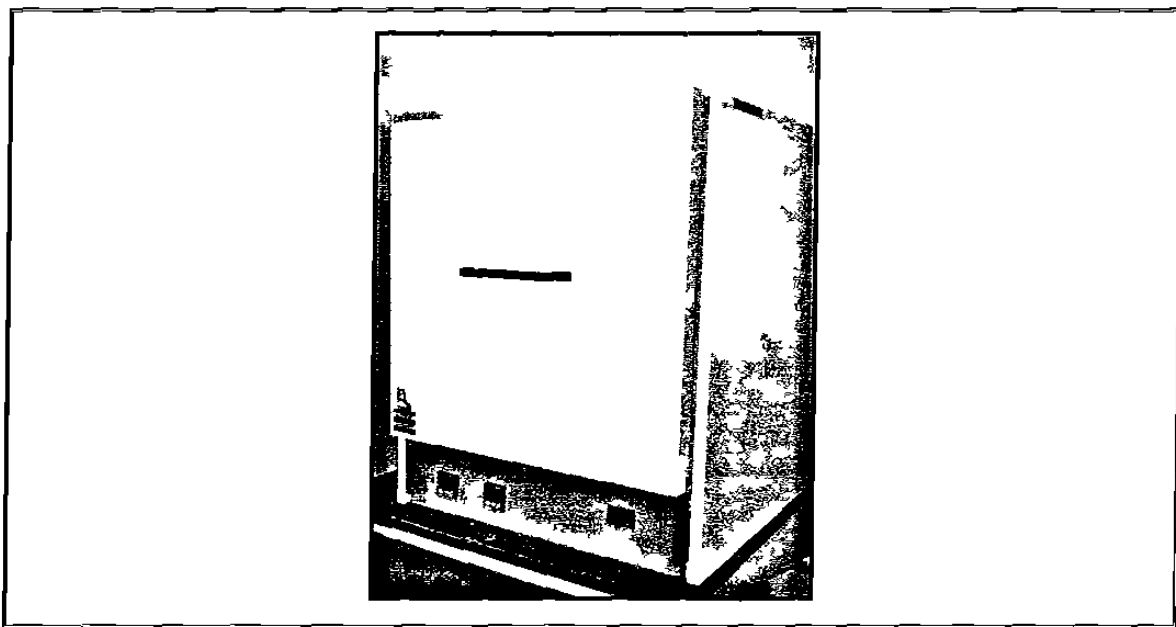


Figura 4.1. Horno en el que se efectuaron los tratamientos térmicos al material de estudio.

### 4.4. Caracterización microestructural

La preparación metalográfica se realizó conforme a la norma ASTM E-3 en cuanto a corte, montaje, desbaste y pulido final para cada una de las cuatro muestras (dos sin tratamiento térmico y dos con tratamiento térmico). El pulido final se realizó en paños de rayón empleando sílice coloidal, obteniendo superficies adecuadas para su análisis metalográfico tanto para los cortes longitudinales así como para los transversales de las probetas a ensayar por tensión e impacto. Las muestras fueron atacadas por inmersión con reactivo Marshall precedidas con nital al 3% y pulidas de nuevo, repitiendo estos

pasos hasta obtener una imagen libre de rayas y con fronteras de grano bien contrastadas con la matriz ferrítica.

El proceso de observación y medición microestructural se realizó mediante el uso de un microscopio óptico modelo *Olympus* en conjunto con el paquete para análisis de imágenes *Image ProPlus*, el cual se muestra en la figura 4.2.

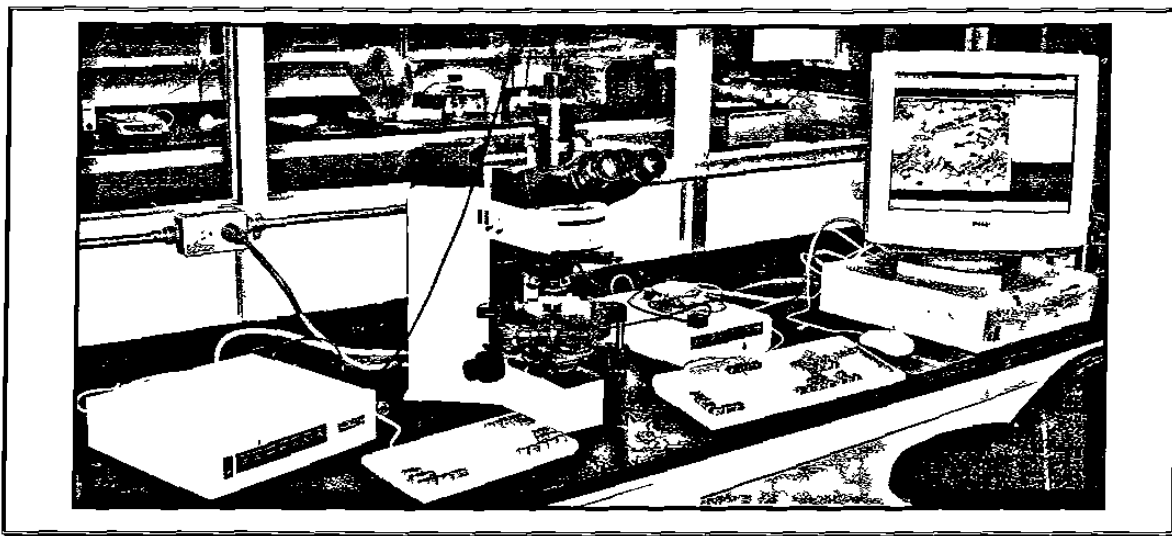


Figura 4.2. Microscopio óptico *Olympus* acoplado al paquete de análisis de imágenes *Image ProPlus*.

Se capturaron imágenes digitales a color con resolución de 640 x 480 píxeles a 200 aumentos para las muestras sin tratamiento térmico y a 100 aumentos para las muestras tratadas térmicamente. Posteriormente, las imágenes a color se convirtieron a imágenes en blanco y negro, en donde las áreas negras corresponden a la fase ferrítica y las blancas corresponden tanto a la fase perlítica como a las fronteras de grano (Fig. 4.3). Una vez obtenidas las imágenes en blanco y negro se procedió a realizar la medición microestructural mediante el paquete para análisis de imágenes *Image ProPlus*.

En cada una de las cuatro muestras se analizaron seis campos de medición diferentes (tres campos en la dirección longitudinal y tres en la dirección transversal) [43], por lo que fue posible generar una cantidad de datos lo suficientemente grande para la construcción de una distribución estadística para cada medición. La más significativa de estas mediciones, para los propósitos de esta investigación, es la correspondiente al

diámetro equivalente, ya que es indicadora directa del tamaño de grano ferrítico del material, que para este caso en particular se considera el tamaño de la mayor heterogeneidad presente en el material.

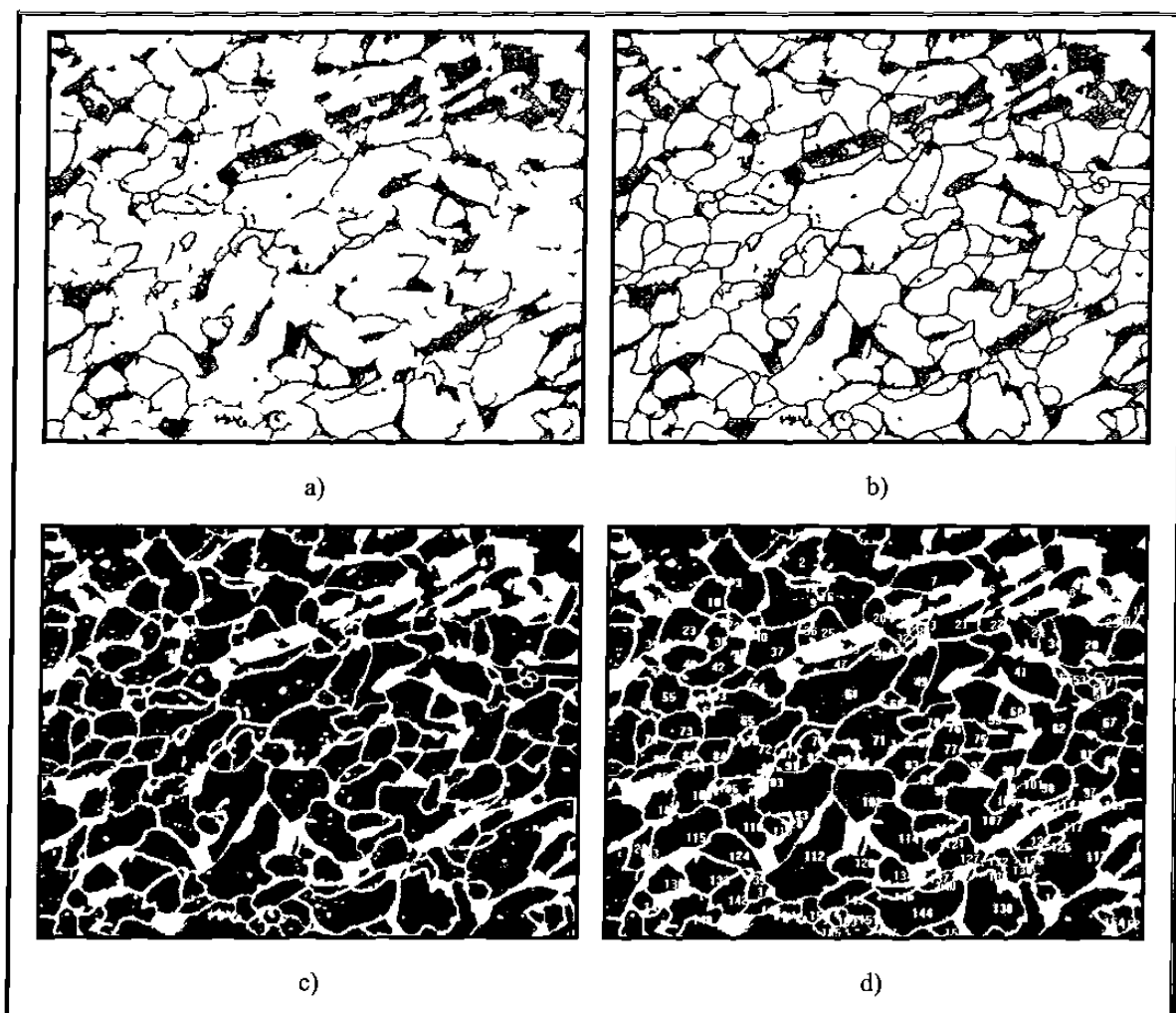


Figura 4.3. Secuencia empleada para la medición del tamaño de grano en cada muestra; a) obtención de la imagen original de la muestra, b) edición de la imagen, c) conversión de la imagen a blanco y negro, y d) medición de la microestructura a través del paquete de análisis de imágenes.

#### 4.5. Preparación de probetas

Una vez realizada la cuantificación de la microestructura del material producida por los diferentes tratamientos térmicos, se procedió a generar las superficies de fractura tanto para las probetas cilíndricas así como para las rectangulares, las cuales fueron ensayadas en tensión e impacto, respectivamente.

Para los ensayos de tensión e impacto se maquinaron tres probetas cilíndricas para cada muestra siguiendo las especificaciones establecidas por la norma ASTM A370 [44], la cual se muestra en la figura 4.4 y 4.5.

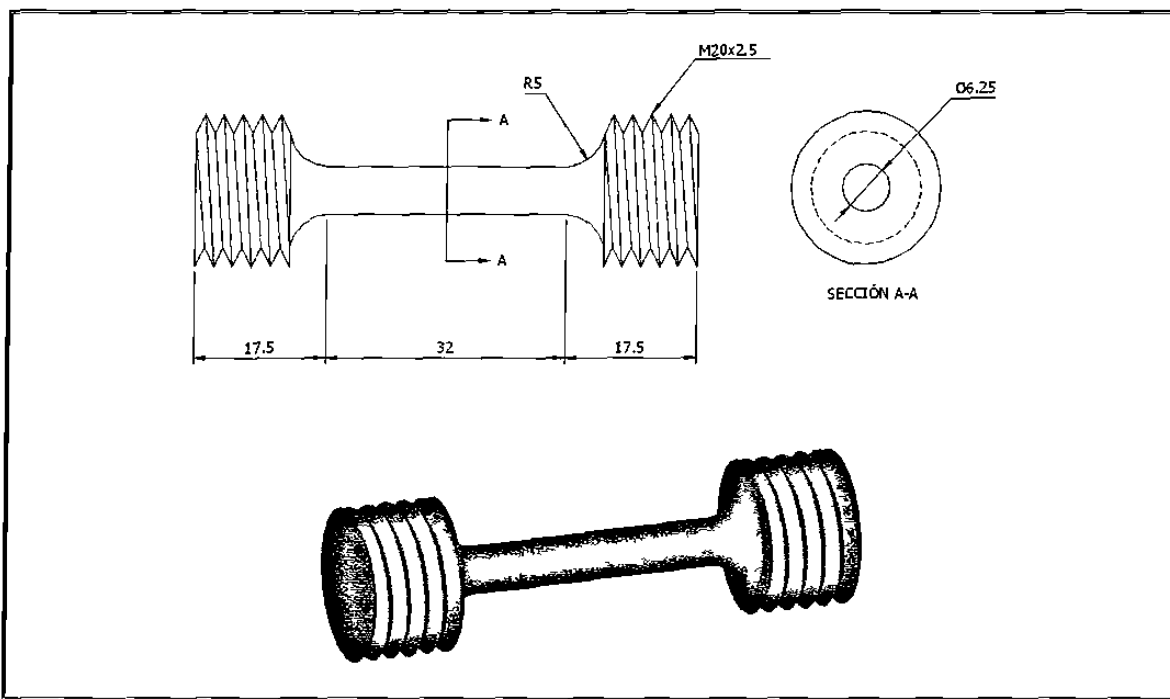


Figura 4.4. Especificaciones para las probetas cilíndricas ensayadas en tensión, unidades en milímetros.

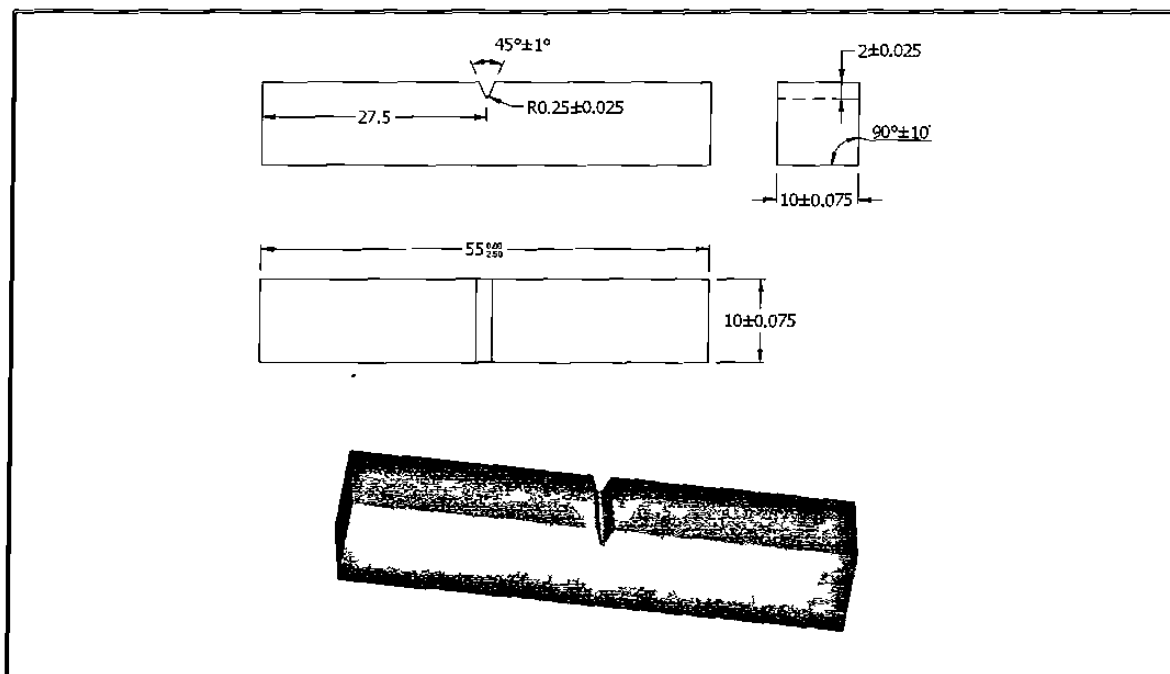


Figura 4.5. Especificaciones para las probetas rectangulares ensayadas en impacto, unidades en milímetros.



#### 4.6. Microscopía electrónica de barrido

Una vez obtenidas las superficies de fractura mediante las pruebas de tensión e impacto, se obtuvieron imágenes de dichas superficies con la finalidad de observar el comportamiento presentado así como los modos de fractura por los cuales se generaron. Las observaciones fueron realizadas en un microscopio electrónico de barrido (MEB) modelo *Leo Leica S440* (Fig. 4.6), con un voltaje de operación de 15KV y a una distancia de trabajo de 29mm empleando electrones secundarios a magnificaciones de 50, 250, 1K y 5KX las cuales fueron digitalizadas en imágenes a escala de grises de 1024 x 768 píxeles.

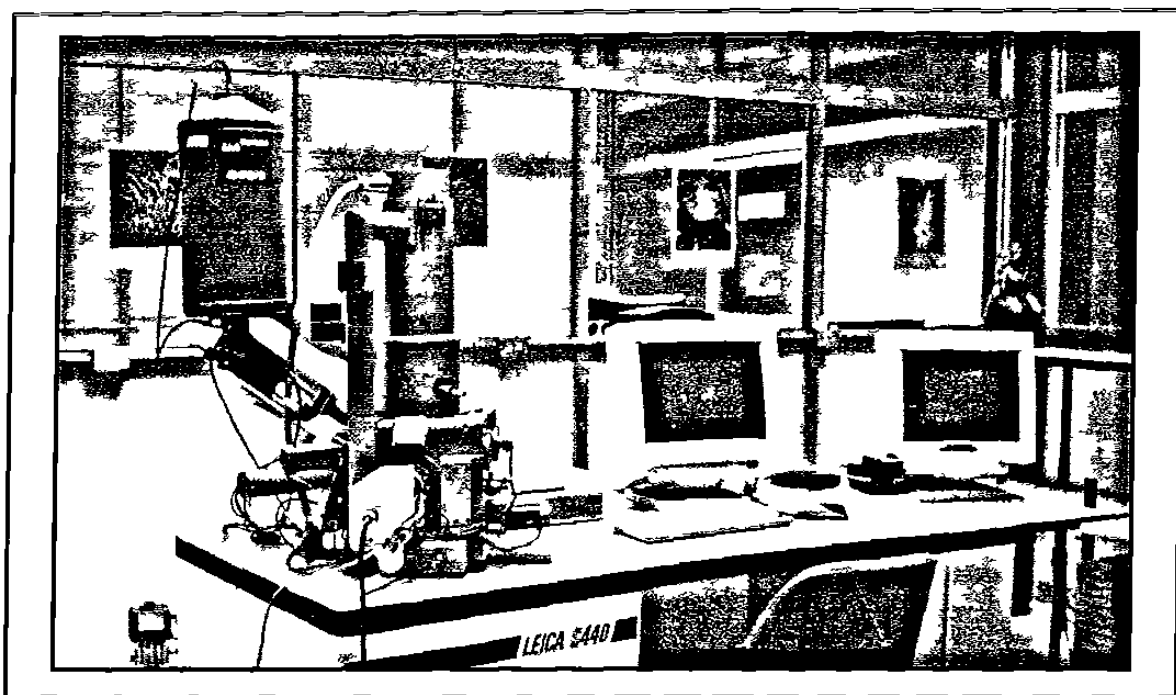


Figura 4.6. Microscopio electrónico de barrido (MEB) modelo *Leo Leica S440* empleado para realizar el análisis fractográfico.

#### 4.7. Microscopía de fuerza atómica

Se empleó la técnica de microscopía de fuerza atómica con la finalidad de obtener perfiles topográficos de las superficies de fractura del material a escalas de observación submicrométricas. El equipo empleado fue un microscopio modelo *Q-Scope 250* marca

*Quesant* (Fig. 4.7), el cual fue operado en modo de contacto con frecuencias de barrido de 0.75 y 1 hertz.

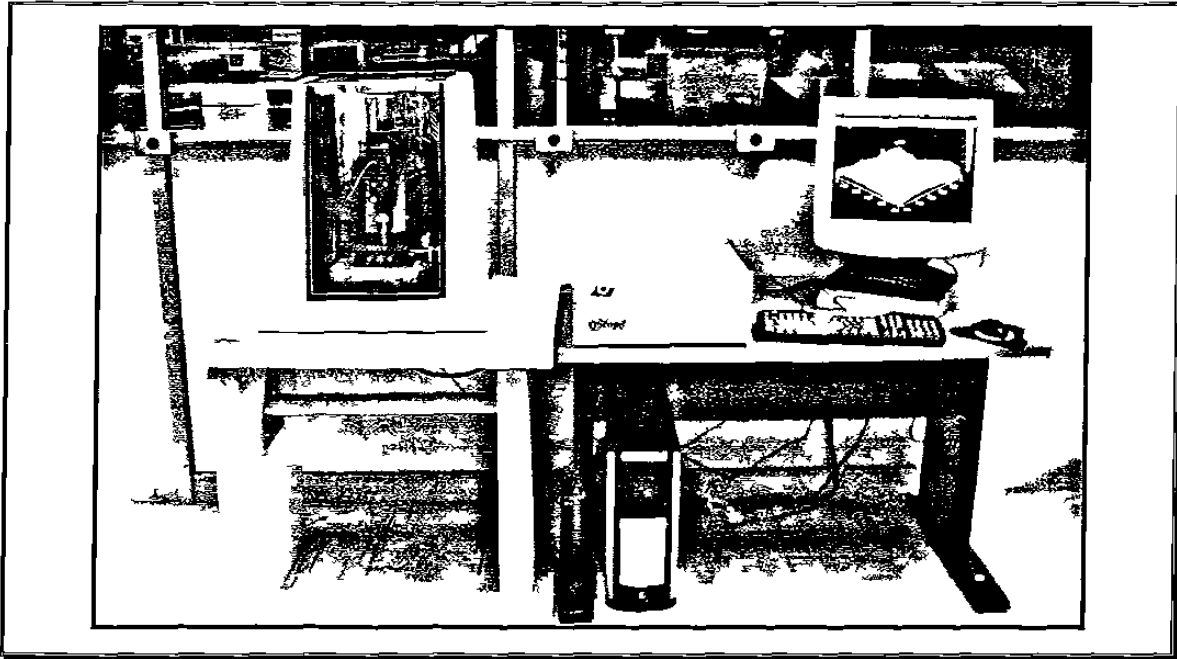


Figura 4.7. Microscopio de fuerza atómica (MFA) modelo *Quesant*.

Se obtuvieron diversas imágenes tridimensionales en 256 tonos de grises con tamaños de barrido de hasta  $4 \times 4 \mu\text{m}$  y digitalizadas con resolución de  $512 \times 512$  píxeles. En el caso de las probetas fracturadas en tensión las trayectorias y las zonas de los barridos realizados fueron aleatorias, mientras que para las probetas fracturadas en impacto se siguieron trayectorias en dirección perpendicular al frente de propagación de la grieta.

#### 4.8. Microscopía óptica

Se hizo uso de la microscopía óptica con la finalidad de obtener perfiles de la superficie de fractura de las probetas. Para la extracción de los perfiles, primeramente se realizaron cortes perpendiculares al plano que contiene la superficie de fractura para después ser montados en una resina epóxica (Fig. 4.8), la cual mostró una excelente adherencia a la superficie de fractura obteniéndose un marcado contraste entre ambos materiales, como se puede observar en la figura 4.9. Posteriormente, cada una de las

muestras fue desbastada y pulida finamente, de manera que pudieron ser claramente observadas con ayuda del microscopio óptico modelo *Olympus* (Fig. 4.2). Se digitalizaron imágenes a color de 640 x 480 píxeles de resolución a 200 aumentos para posteriormente extraer únicamente el contorno del perfil de la superficie de fractura mediante análisis de imágenes (Fig. 4.9).

En el caso de las probetas fracturadas en impacto, se obtuvieron perfiles en la dirección perpendicular al frente de propagación de la grieta, mientras que en las probetas fracturadas en tensión los perfiles se obtuvieron en direcciones aleatorias. Para cada uno de los casos, se obtuvieron 10 perfiles de fractura, sumando un total de 40, suficientes para realizar un estudio estadístico confiable.

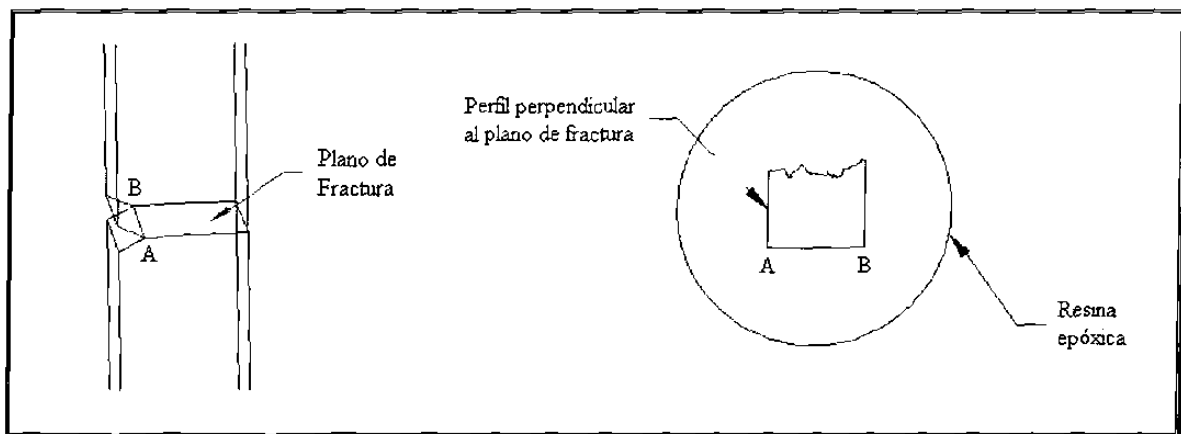
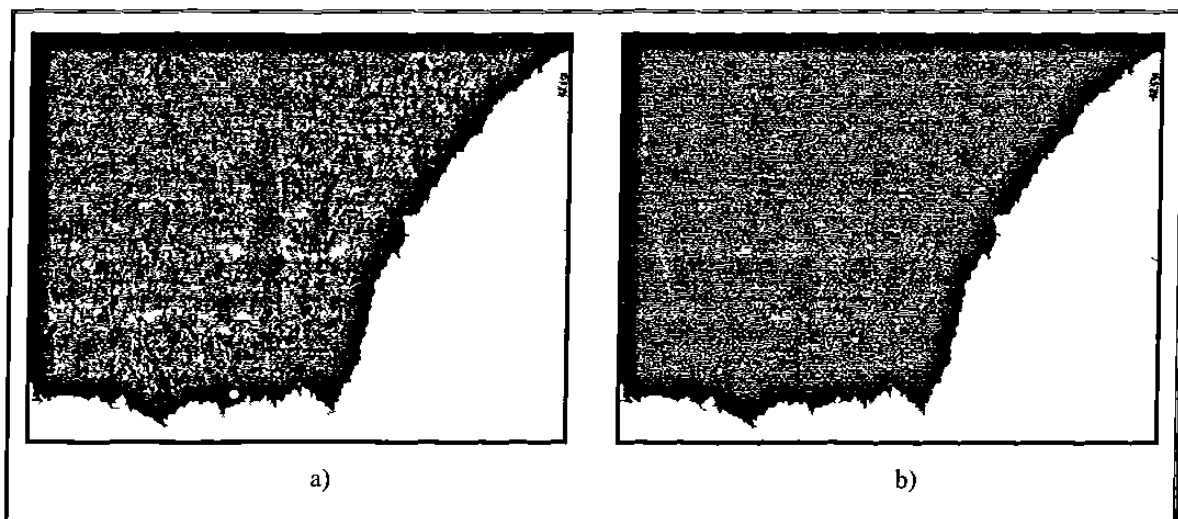


Figura 4.8. Imagen ilustrativa de los cortes realizados para la obtención de perfiles de las muestras fracturadas, tanto en impacto como en tensión.



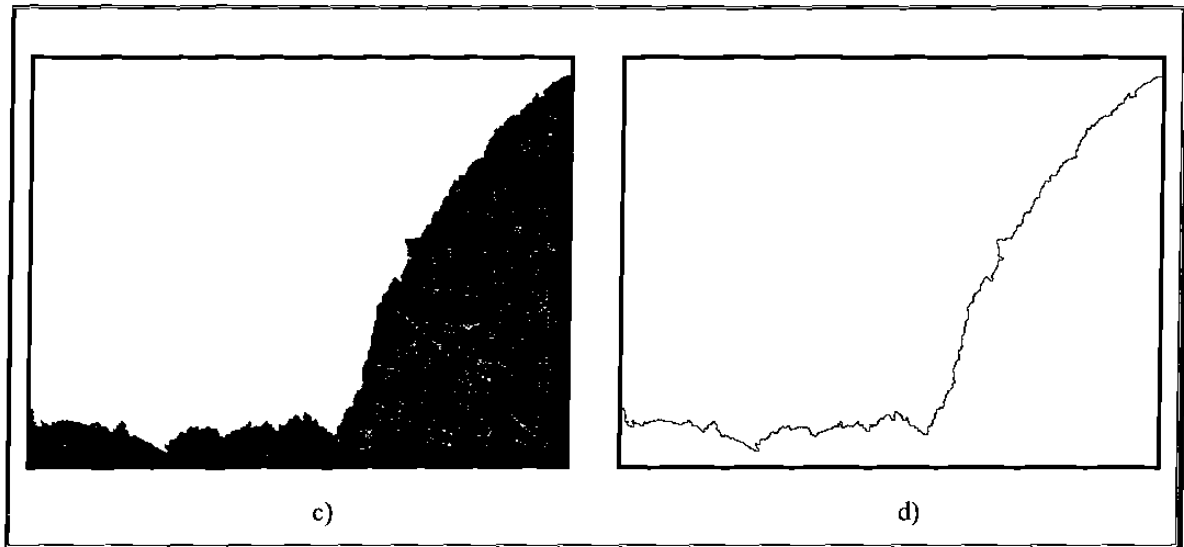


Figura 4.9. Secuencia seguida para obtener los perfiles de la superficie de fractura mediante microscopía óptica; a) imagen obtenida con el microscopio óptico, b) selección del área comprendida por la resina epóxica a través del paquete de análisis de imágenes *Image ProPlus*, c) conversión de la imagen a blanco y negro, d) extracción del perfil de la superficie de fractura.

#### 4.9. Perfiles obtenidos mediante el escáner cama plana

En adición a los perfiles obtenidos por microscopía óptica, se obtuvieron 8 perfiles (2 de cada muestra) mediante un escáner cama plana a 4800 dpi, con la finalidad de realizar el análisis autoafín a escalas de observación del orden de los milímetros. La extracción de los perfiles de fractura se efectuó de una manera análoga a aquella empleada en microscopía óptica.

#### 4.10. Obtención de los parámetros autoafines

Las imágenes obtenidas a partir de MFA se alimentaron directamente a un programa diseñado para efectuar el análisis estadístico autoafín mediante el método de banda de ancho variable por desviaciones estándar a 250 perfiles de los 512 que componen la imagen. La aplicación de este método de análisis autoafín se debe a que ha mostrado ser el más exacto y confiable para este tipo de análisis estadísticos [41]. Así mismo, los perfiles de fractura obtenidos mediante microscopía óptica y mediante el escáner cama plana se alimentaron a un programa diseñado para eliminar la tendencia de inclinación a través de la sustracción de una línea de ajuste que se obtiene estadísticamente mediante

el método de mínimos cuadrados. De esta manera se obtiene como resultado un perfil corregido sin tendencia, como se muestra en la figura 4.10.

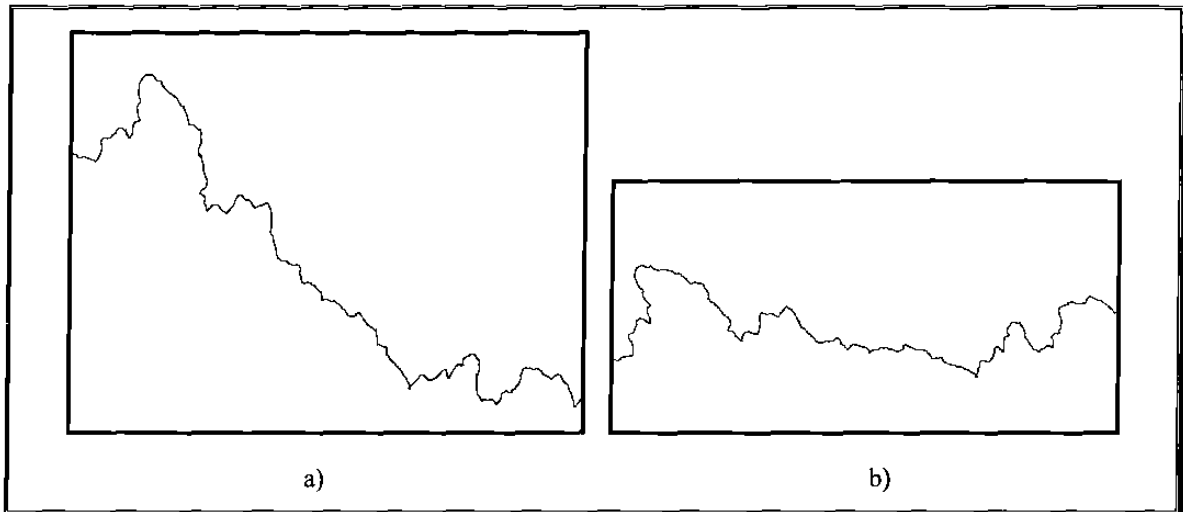


Figura 4.10. Gráfico que representa la sustracción de la línea de tendencia del perfil original; a) perfil original, b) perfil corregido.

Una vez corregidos todos los perfiles, se realizó, al igual que las imágenes obtenidas por MFA, el análisis estadístico autoafín a través del método de banda de ancho variable por desviaciones estándar. En esta ocasión, se aplicó además el método de la envolvente para realizar el análisis; es decir, en los puntos de los perfiles en los cuales a un mismo valor de  $x$  correspondían dos o más valores de  $z$ , se consideraron para el análisis únicamente los valores superiores. De esta manera se evitó analizar los recovecos de los perfiles, por lo que se minimizó el posible ruido del análisis. Esta técnica se ilustra en la figura 4.11.

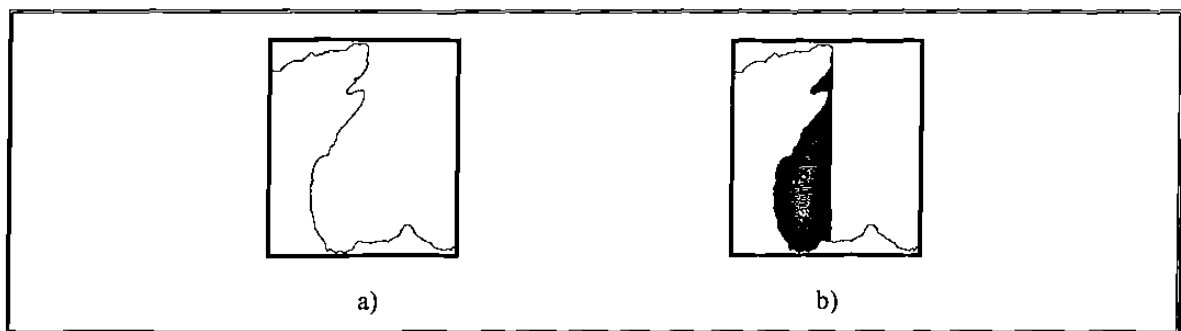


Figura 4.11. Gráfico que ilustra como la técnica de la envolvente desecha los recovecos de los perfiles de fractura; a) perfil original con recoveco, b) forma en que se analizó el perfil; la parte iluminada no se consideró en el análisis, únicamente los puntos superiores del perfil.

## CAPÍTULO 5

### RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 5.1. Composición química

La composición química, tanto de la barra cilíndrica empleada para fabricar las probetas para los ensayos de tensión, así como de la barra rectangular empleada para fabricar las probetas para los ensayos de impacto, se muestra en la tabla 5.1, la cual fue determinada conforme a los estándares ASTM E-415 y E-1019.

Elemento	Porcentaje en peso		
	Barra Cilíndrica	Barra Rectangular	Composición Nominal SAE-1018
<b>C</b>	<b>0.20</b>	<b>0.19</b>	<b>0.15 - 0.20</b>
<b>Mn</b>	<b>0.69</b>	<b>0.68</b>	<b>0.60 - 0.90</b>
<b>P</b>	<b>0.014</b>	<b>0.025</b>	<b>0.040 máximo</b>
<b>S</b>	<b>0.020</b>	<b>0.020</b>	<b>0.050 máximo</b>
<b>Si</b>	0.26	0.26	----
<b>Cr</b>	0.01	0.04	----
<b>Ni</b>	0.03	0.01	----
<b>Mo</b>	0.01	0.00	----
<b>Cu</b>	<b>0.09</b>	<b>0.00</b>	----
<b>Al</b>	0.005	0.026	----
<b>Co</b>	0.01	0.01	----
<b>Fe</b>	Balance	Balance	----

Tabla 5.1. Composición química del material empleado

De acuerdo a los contenidos de carbono, manganeso, fósforo, azufre y cobre se comprueba que el material corresponde a un acero al carbono que cumple con la norma SAE-1018.

## 5.2. Microestructura

En las figuras 5.1 y 5.2 se muestran las microestructuras típicas del acero 1018 en su condición sin y con el tratamiento térmico de recocido en las direcciones longitudinal y transversal, tanto para las probetas empleadas en los ensayos de tensión como para las empleadas en los ensayos de impacto.

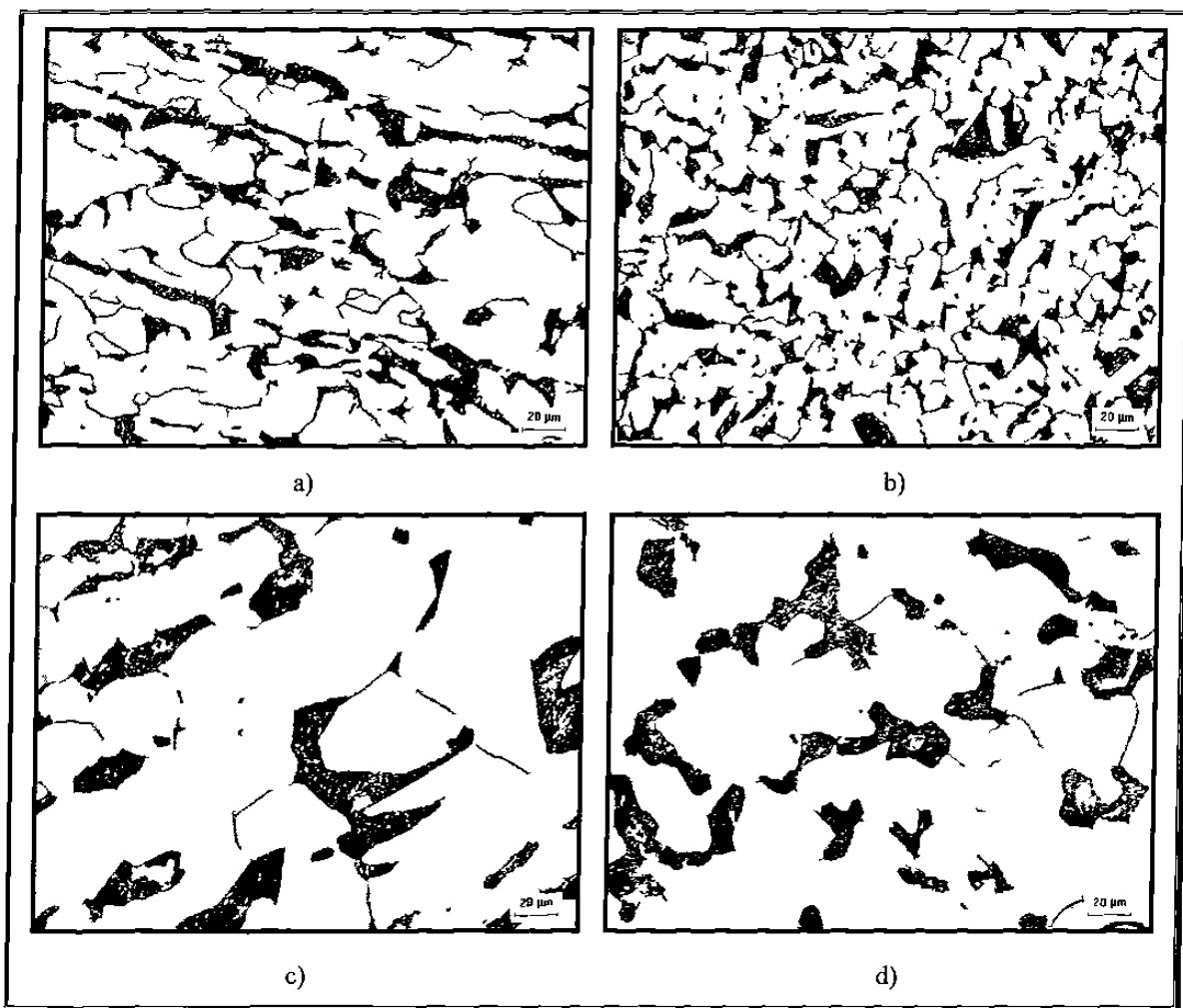


Figura 5.1. Imágenes digitalizadas a 200 aumentos de la microestructura de las probetas empleadas para los ensayos de tensión. En a) y b) se muestra la microestructura en el sentido longitudinal y transversal de las probetas sin tratamiento térmico, respectivamente. En c) y d) se muestra la microestructura en el sentido longitudinal y transversal de las probetas recocidas, respectivamente.

De la microestructura es posible distinguir las dos principales fases presentes en el material, mismas que corresponden a la perlita (fase más oscura) y a la ferrita (la fase más clara). Además es posible observar la dirección de la deformación de la fase perlítica en el sentido longitudinal, con lo que se concluye que el material fue deformado en caliente.

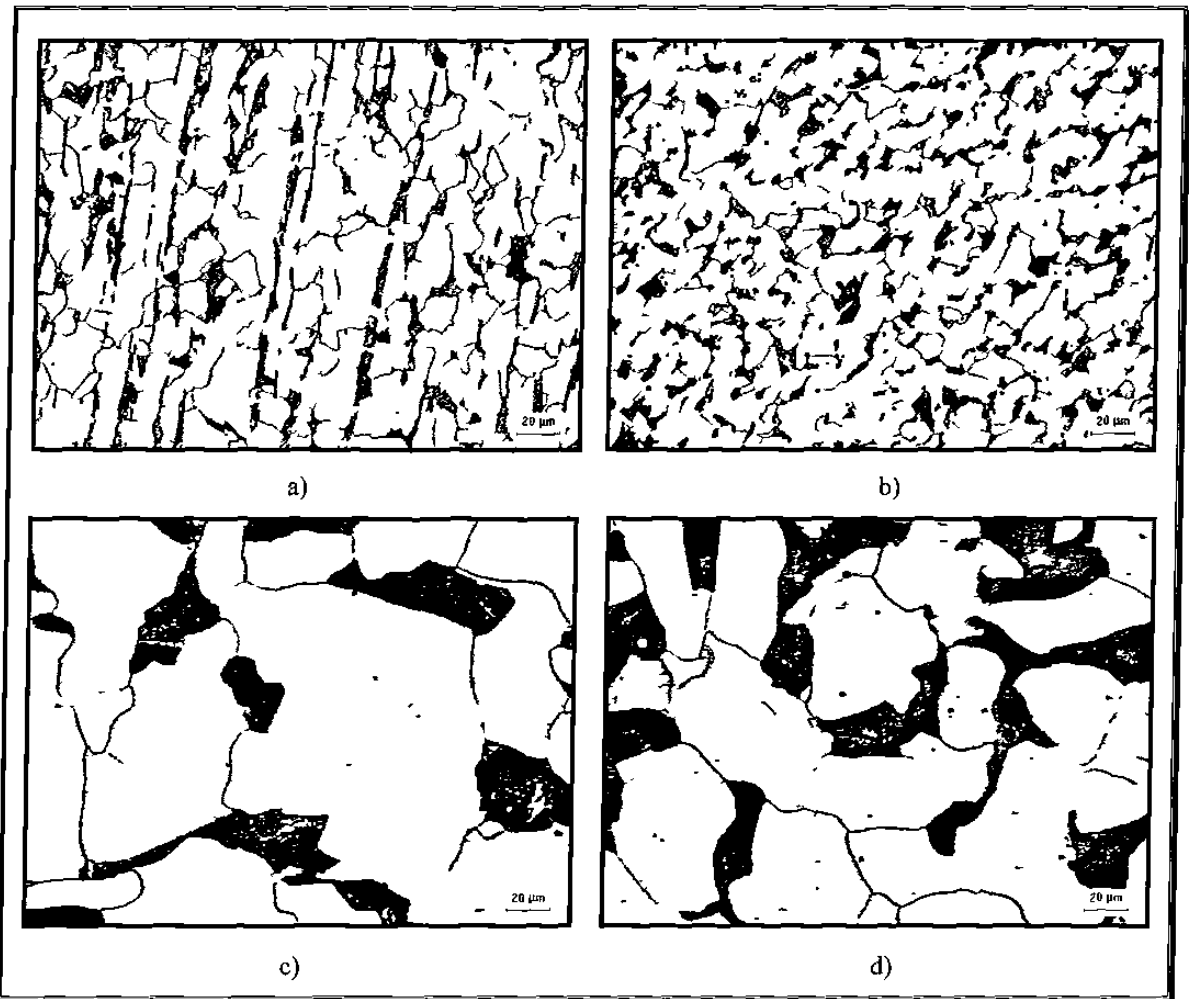


Figura 5.2. Imágenes digitalizadas a 200 aumentos de la microestructura de las probetas empleadas para los ensayos de impacto. En a) y b) se muestra la microestructura en el sentido longitudinal y transversal de las probetas sin tratamiento térmico, respectivamente. En c) y d) se muestra la microestructura en el sentido longitudinal y transversal de las probetas recocidas, respectivamente.

En las figuras 5.3 y 5.4 se muestran las distribuciones del tamaño de grano antes y después del tratamiento térmico de las probetas empleadas para los ensayos de tensión e impacto, respectivamente. Ambas se ajustan a una distribución del tipo Poisson, donde



el valor del punto máximo de las curvas de ajuste corresponde al tamaño de grano más probable.

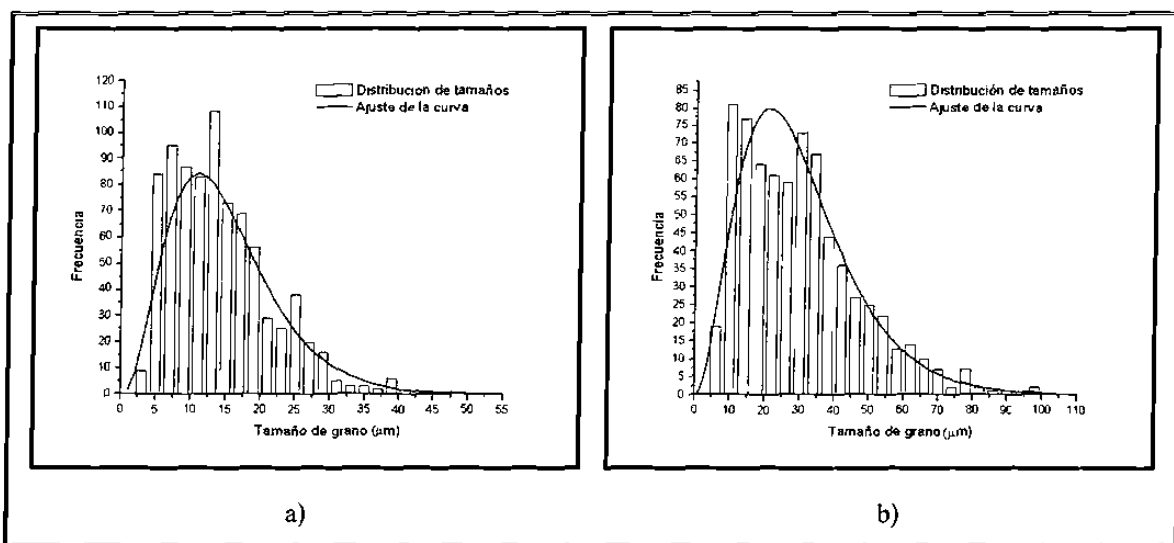


Figura 5.3. Distribuciones del tamaño de grano de las probetas empleadas para los ensayos de tensión, a) antes y, b) después del tratamiento térmico

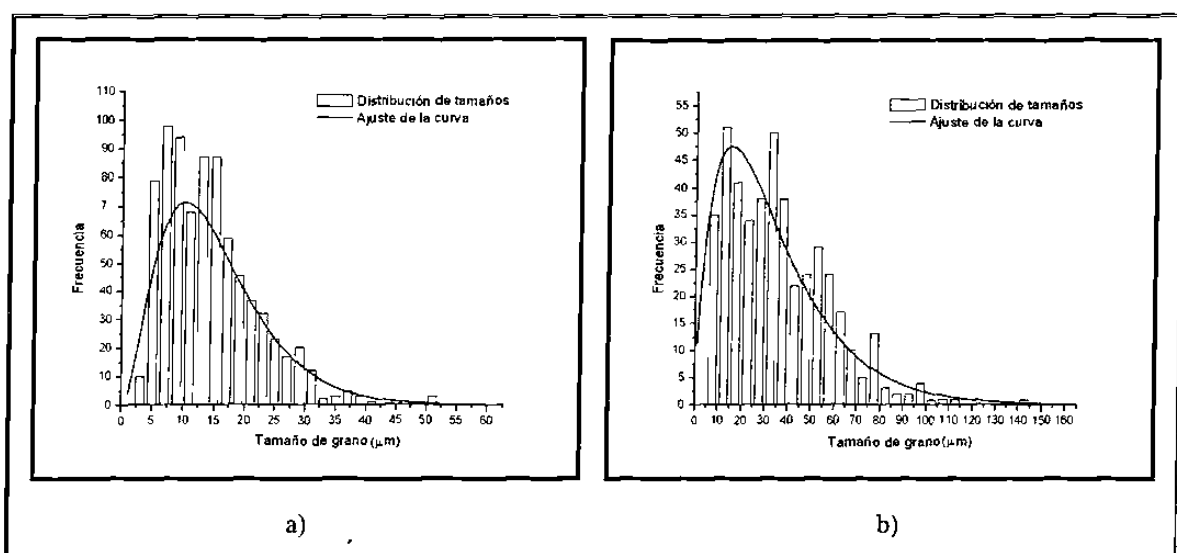


Figura 5.4. Distribuciones del tamaño de grano de las probetas empleadas para los ensayos de impacto, a) antes y, b) después del tratamiento térmico

En las tablas 5.2 y 5.3 se sintetizan los resultados obtenidos a partir de la medición microestructural de las probetas ensayadas en tensión e impacto, respectivamente. Nótese que, de acuerdo al factor de forma, se observa en general que la forma de los granos tiende a ser ovalada.

Medición		Sin tratamiento	Con tratamiento
Tamaño de grano	Más probable	10.83	20.81
	Media	14.16	29.98
	Desviación estándar	7.44	17.11
Factor de forma de los granos	Media	2.22	2.16
	Desviación estándar	1.12	1.06
Relación de radios de los granos	Media	5.16	5.10
	Desviación estándar	12.65	7.46

Tabla 5.2. Resultados de la medición microestructural de las probetas ensayadas en tensión.

Medición		Sin tratamiento	Con tratamiento
Tamaño de grano	Más probable	10.15	15.12
	Media	14.28	36.00
	Desviación estándar	7.87	21.9
Factor de forma de los granos	Media	2.53	2.04
	Desviación estándar	1.85	0.85
Relación de radios de los granos	Media	6.14	4.31
	Desviación estándar	8.83	5.93

Tabla 5.3. Resultados de la medición microestructural de las probetas ensayadas en impacto.

### 5.3. Ensayos de tensión e impacto

En la tabla 5.4 se muestran los resultados obtenidos mediante las pruebas de tensión e impacto. De acuerdo a estos resultados, se observa que las muestras tratadas térmicamente presentan una disminución en su resistencia a la tensión, pero incrementan notablemente su ductilidad, por lo que es de esperarse que sus superficies de fractura sean más rugosas que aquellas que no están tratadas térmicamente.

Pruebas de tensión	Muestra	Resistencia a la tensión
	Sin tratamiento	644 MPa
	Con tratamiento	472 MPa
Pruebas de impacto	Muestra	Energía de impacto
	Sin tratamiento	106 J
	Con tratamiento	172 J

Tabla 5.4. Resultados de las pruebas de tensión e impacto.

### 5.4. Fractografía

Las muestras que se fracturaron bajo tensión presentaron una superficie de fractura de apariencia completamente dúctil, tanto para las probetas con recocido como para las

que no lo tenían. Debido a la morfología de las superficies de fractura fue posible determinar que en todos los casos el mecanismo de fractura a través del cual se propagó la grieta se debió a una coalescencia de microhuecos (ver Figuras 5.5 y 5.6). Este mecanismo de fractura presenta características depresiones en forma de hoyuelos, las cuales son resultado directo de dicha coalescencia.

El tamaño de los hoyuelos en la superficie de fractura está gobernado por el número y distribución de los microhuecos que son nucleados. Cuando los sitios de nucleación son muchos y se encuentran muy cercanos entre sí, los hoyuelos tienden a ser finos, pero, cuando los sitios de nucleación son pocos y muy distanciados entre sí, estos hoyuelos tienden a ser grandes.

Por lo tanto, la apariencia de la superficie de fractura está influenciada significativamente por la distribución de sitios de nucleación de microhuecos. Por esta razón, la superficie de fractura de la muestra sin tratamiento térmico tiende a ser más fina que la muestra con tratamiento térmico, debido a que el tamaño de grano es menor y por lo tanto los sitios de nucleación de microhuecos (preferentemente fronteras de grano, inclusiones y segundas fases) son más abundantes y más cercanos entre sí. Además, se observa claramente que la forma de los hoyuelos tiende a ser esférica, señal del esfuerzo tensil axisimétrico.

Las muestras que se fracturaron bajo impacto presentaron superficies de fractura mixtas, tanto para las probetas sin tratamiento térmico así como en las probetas recocidas (ver Figuras 5.7 y 5.8).

En la parte externa de las superficies de fractura se observó en general la tendencia a formar labios por corte (fractura por corte), mientras que en la parte central de las superficies de fractura se observó la tendencia a formar marcas de río, las cuales le dan un aspecto de brillantez a la superficie debido a la alta reflectividad que poseen dichas marcas, características de una fractura del tipo transgranular mejor conocida como clivaje.

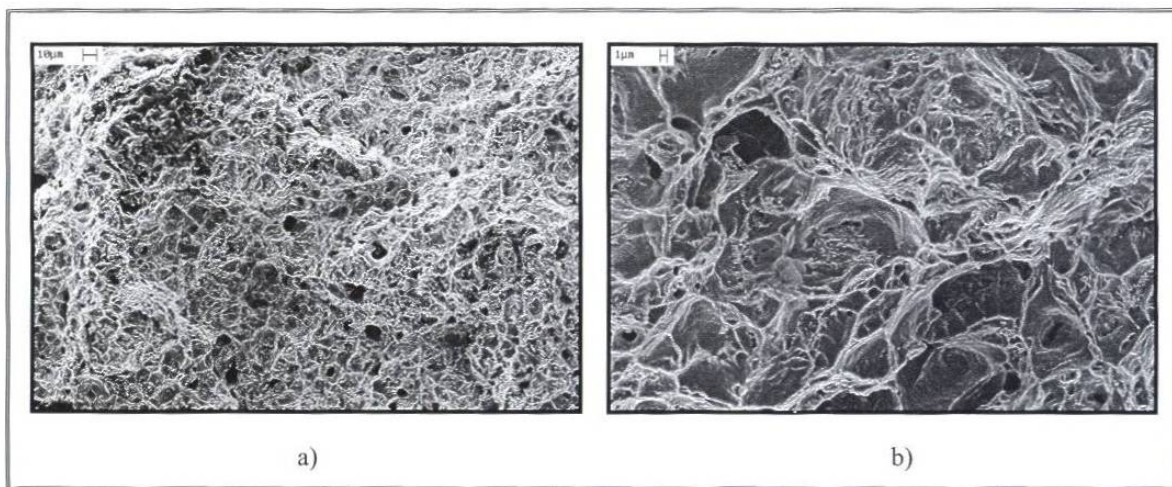


Figura 5.5. Imágenes típicas de las superficies de fractura generadas en los ensayos de tensión de la muestra sin tratamiento térmico; a) imágenes obtenidas a 1000 aumentos y b) 5000 aumentos.

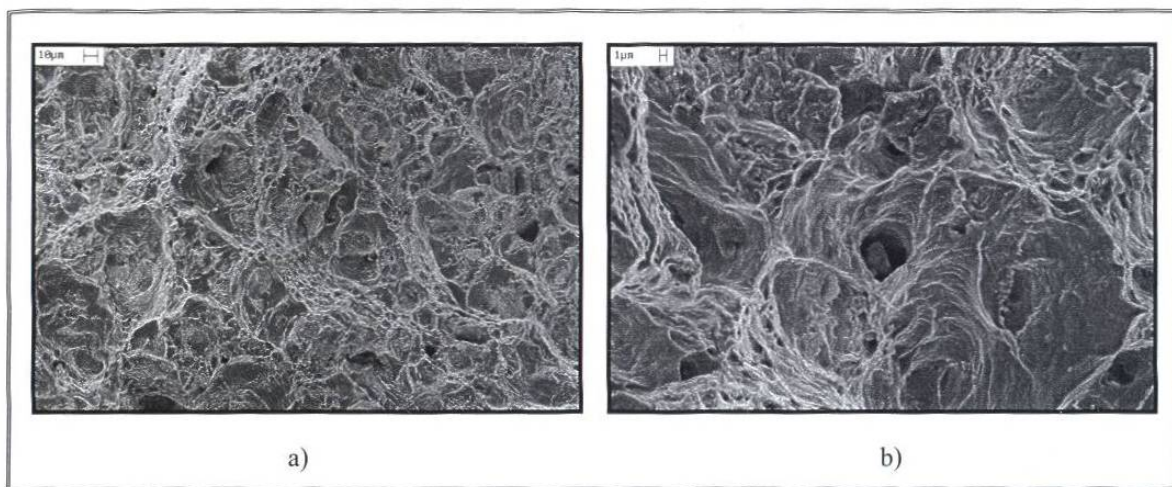
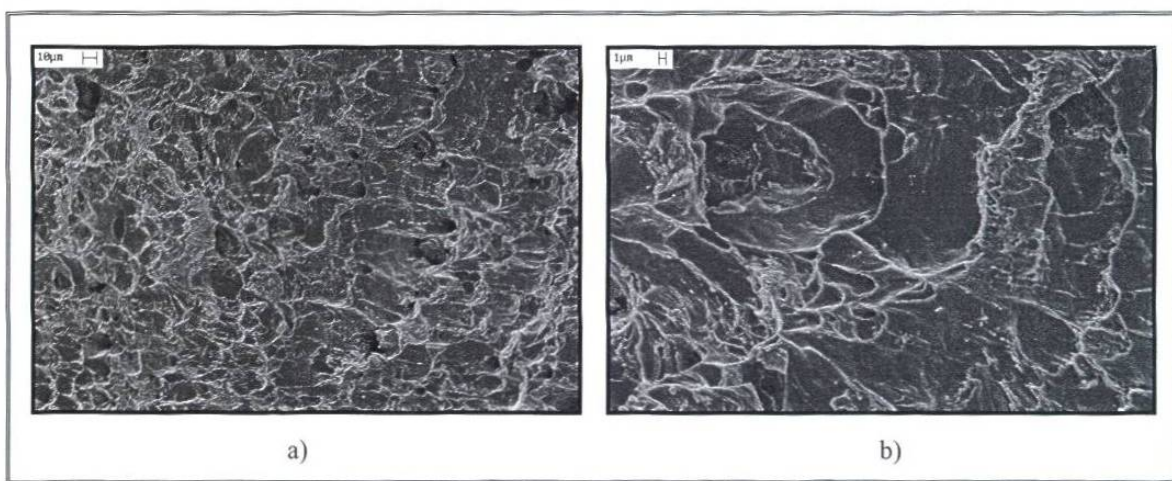


Figura 5.6. Imágenes típicas de las superficies de fractura generadas en los ensayos de tensión de la muestra tratada térmicamente; a) imágenes obtenidas a 1000 aumentos y b) 5000 aumentos.





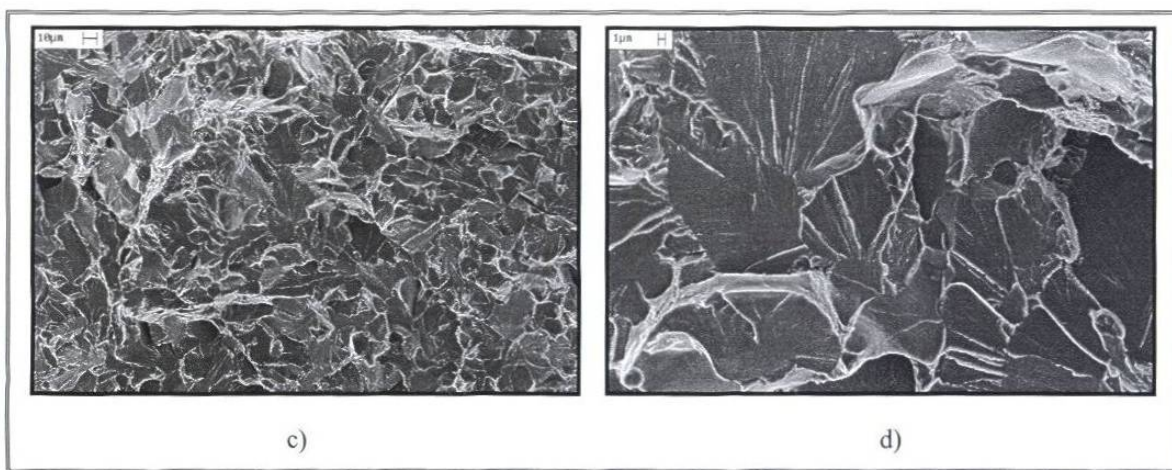


Figura 5.7. Imágenes típicas de las superficies de fractura generadas en los ensayos de impacto de la muestra sin tratamiento térmico; en a) y b) se observa una fractura por corte a 1000 y 5000 aumentos respectivamente, correspondientes a la parte externa de la superficie de fractura; en las imágenes c) y d) se observa que la fractura es del tipo transgranular (clivaje), las cuales fueron tomadas a 1000 y 5000 aumentos respectivamente.

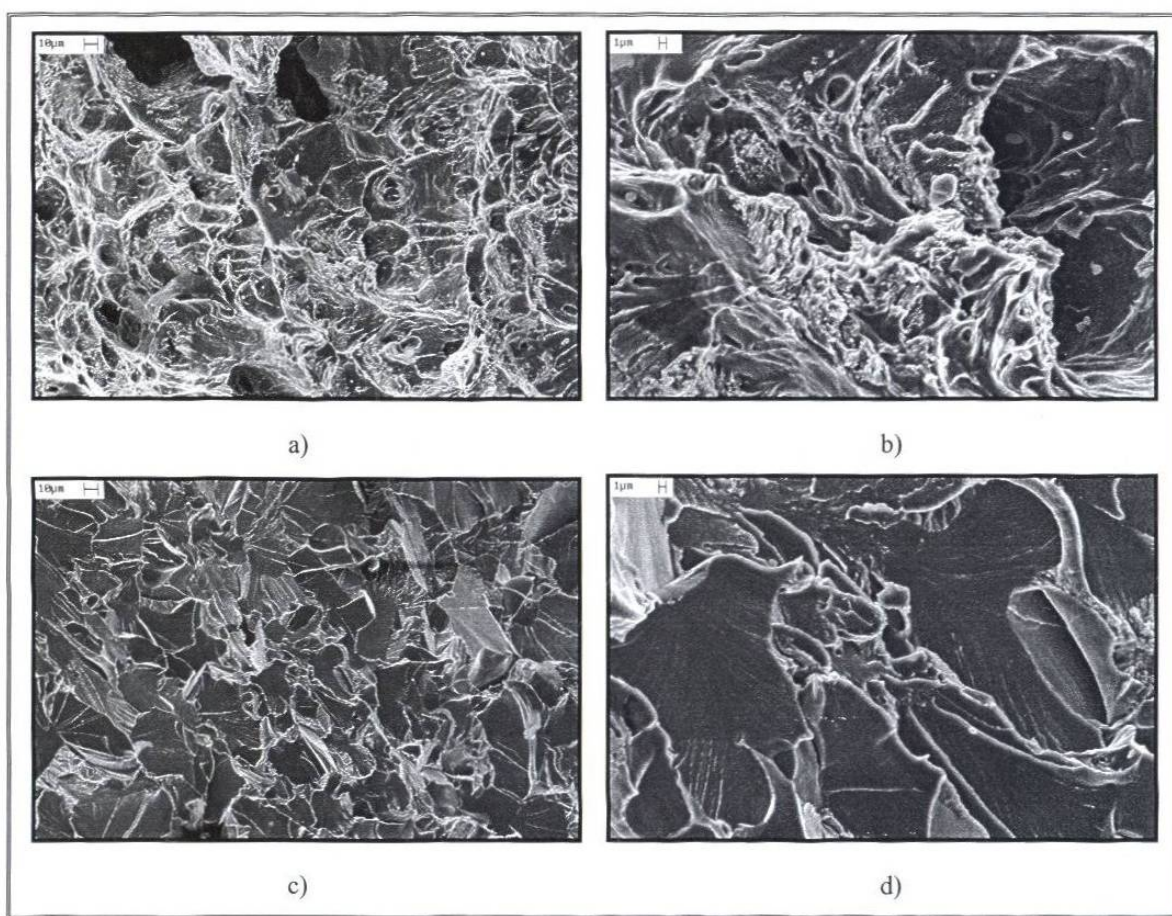


Figura 5.8. Imágenes típicas de las superficies de fractura generadas en los ensayos de impacto de la muestra tratada térmicamente; en a) y b) se observa una fractura por corte a 1000 y 5000 aumentos respectivamente, correspondientes a la parte externa de la superficie de fractura; en las imágenes c) y d) se observa que la fractura es del tipo transgranular (clivaje), las cuales fueron tomadas a 1000 y 5000 aumentos respectivamente.

Además, cualitativamente se observa que la topografía de la superficie de fractura esta influenciada muy significativamente por el tamaño de grano de la muestra. En general, las superficies de fractura de las probetas con tamaño de grano pequeño (sin tratamiento térmico) tienden a ser mucho más finas que aquellas con tamaño de grano grande (recocidas), como lo muestran las figuras 5.7 y 5.8.

### **5.5. Análisis autoafín**

Como punto de partida, se efectuó el análisis autoafín de las imágenes correspondientes a las superficies de fractura obtenidas mediante microscopía de fuerza atómica (MFA) y a los perfiles de fractura obtenidos por microscopía óptica y a través del escáner cama plana. Para la realización de dicho análisis autoafín, se alimentaron las imágenes a los programas correspondientes mencionados en el desarrollo experimental.

En las figuras 5.9 y 5.10 se muestran las imágenes típicas obtenidas mediante microscopía de fuerza atómica, en las cuales es posible observar la topografía de las superficies de fractura provenientes de los ensayos de tensión e impacto. En las gráficas de la figura 5.11 y 5.12 se muestra la curva autoafín así como la distribución de los exponentes de rugosidad de las muestras correspondientes a las imágenes de las figuras 5.9 y 5.10, respectivamente. La muestra fracturada bajo tensión exhibió valores de  $\zeta \sim 0.86$  y  $\zeta \sim 0.82$  para las condiciones sin y con el tratamiento térmico, respectivamente. Así mismo, los valores del exponente de rugosidad obtenidos para las muestras fracturadas bajo impacto fueron de  $\zeta \sim 0.84$  y  $\zeta \sim 0.82$  para las condiciones sin y con el tratamiento térmico, respectivamente.

Además, es posible observar un cambio de pendiente en las curvas de autoafinidad (longitud de correlación), el cual posiblemente se deba a los factores microestructurales presentes en el material (tamaño de grano ferrítico). Para elucidar esta interrogante y, con la finalidad de abarcar la mayor cantidad de décadas de longitud posibles para poder establecer la posible existencia de la conducta autoafín, se analizaron perfiles a menores magnificaciones los cuales fueron obtenidos por microscopía óptica a 200 aumentos y mediante un escáner cama plana a 4800 dpi de resolución.

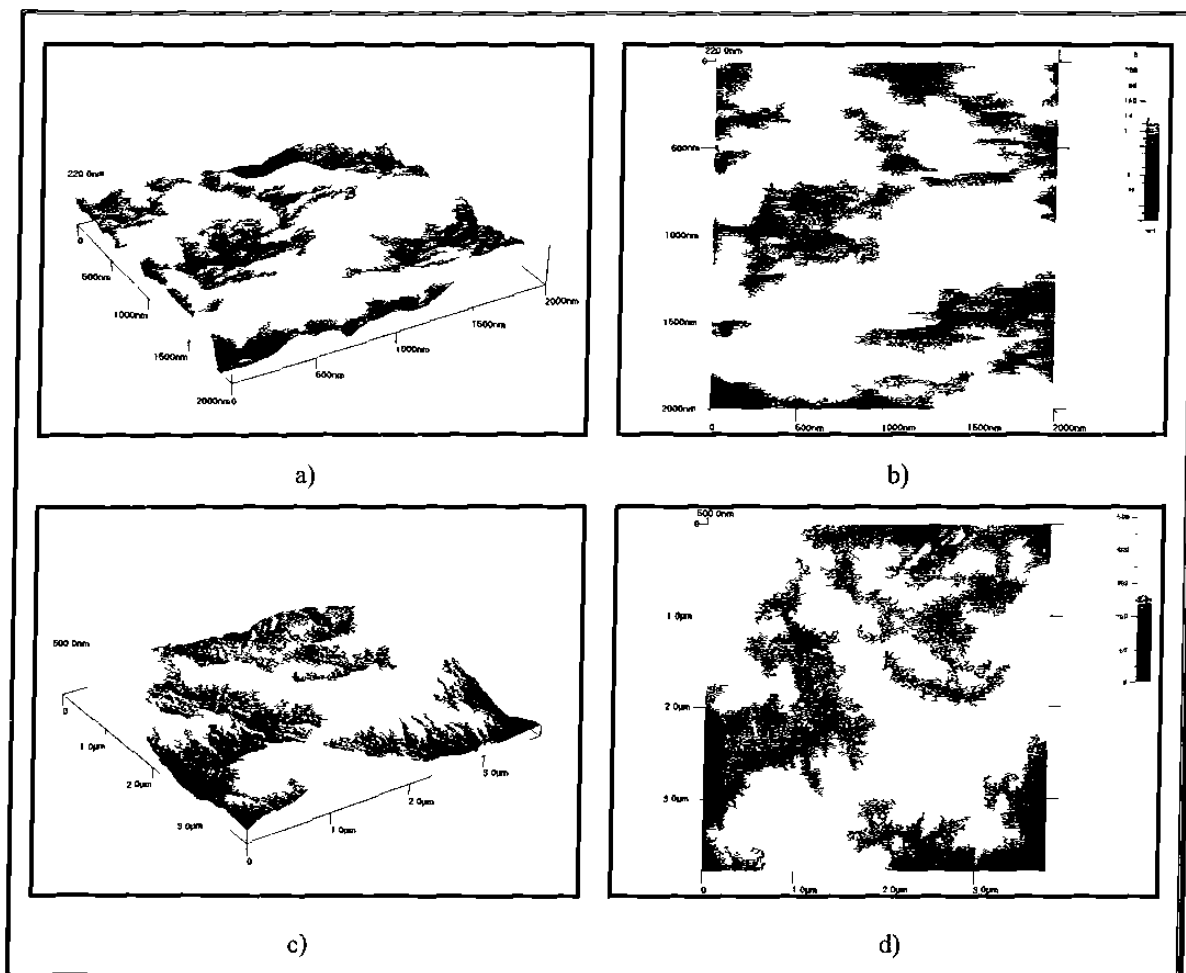
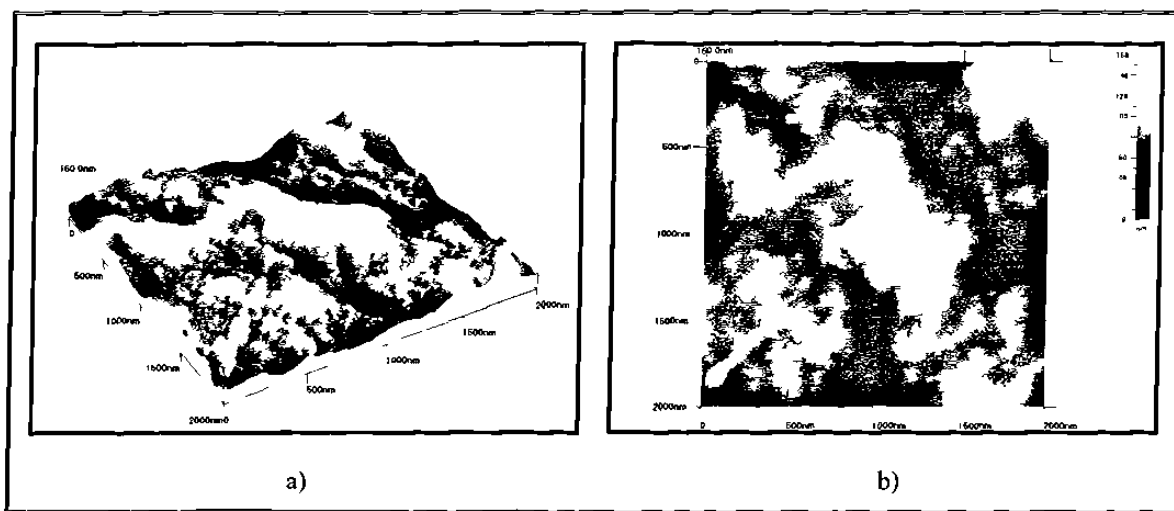


Figura 5.9. Imágenes típicas obtenidas mediante MFA de las superficies de fractura generadas en los ensayos de tensión; En a) y b) se muestran la vista 3D y la vista superior, respectivamente, de la muestra sin tratamiento térmico; en c) y d) se muestran la vista 3D y la vista superior, respectivamente, de la muestra tratada térmicamente. Los tamaños de barrido son de  $2\ \mu\text{m}$  para la muestra sin tratamiento térmico y de  $3.973\ \mu\text{m}$  para la muestra tratada térmicamente.



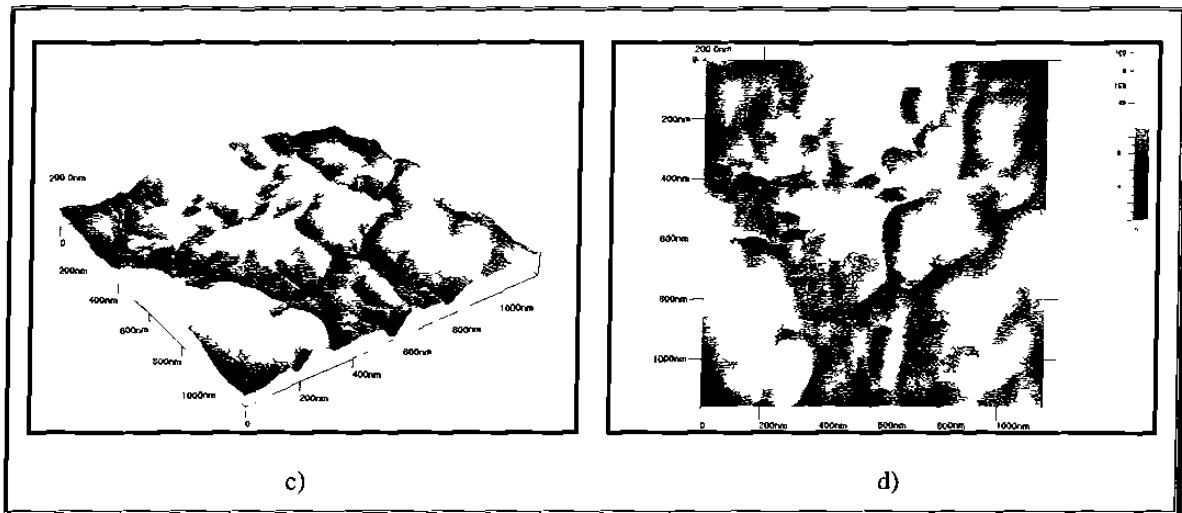
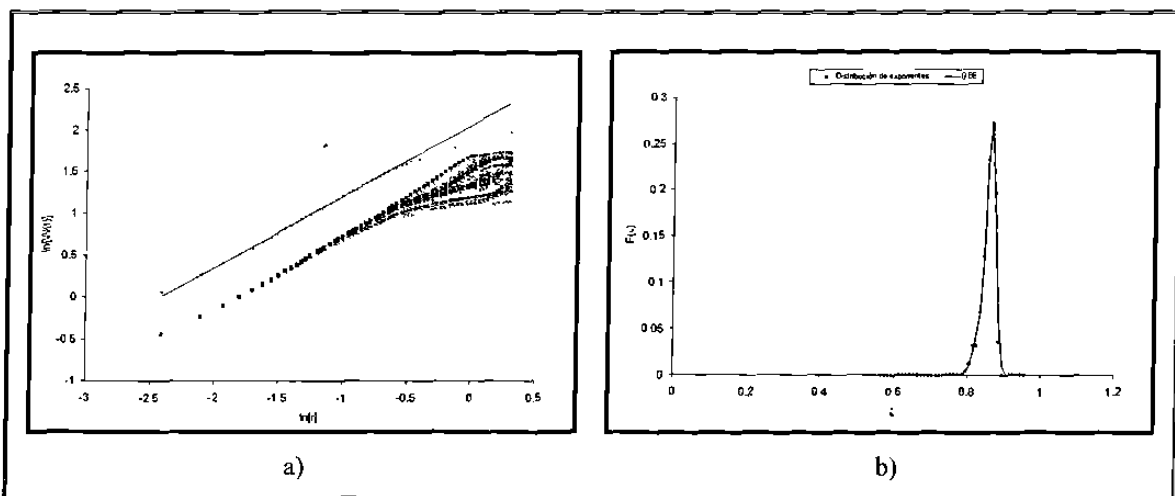


Figura 5.10. Imágenes típicas obtenidas mediante MFA de las superficies de fractura generadas en los ensayos de impacto; En a) y b) se muestran la vista 3D y la vista superior, respectivamente, de la muestra sin tratamiento térmico; en c) y d) se muestran la vista 3D y la vista superior, respectivamente, de la muestra tratada térmicamente. Los tamaños de barrido son de  $2\ \mu\text{m}$  para la muestra sin tratamiento térmico y de  $1.160\ \mu\text{m}$  para la muestra tratada térmicamente.

En la figura 5.13 se muestran algunos de los perfiles de las superficies de fractura que se obtuvieron por microscopía óptica para realizar el análisis estadístico autoafín.

En tales imágenes se observa que los perfiles de las muestras con el tratamiento térmico de recocido tienden a ser más rugosos en apariencia que aquellos sin el tratamiento térmico, no obstante, los exponentes de rugosidad obtenidos a partir del análisis autoafín para ambas condiciones no muestran variación significativa entre sí, tendiendo a un valor constante de  $\zeta \sim 0.81$ .





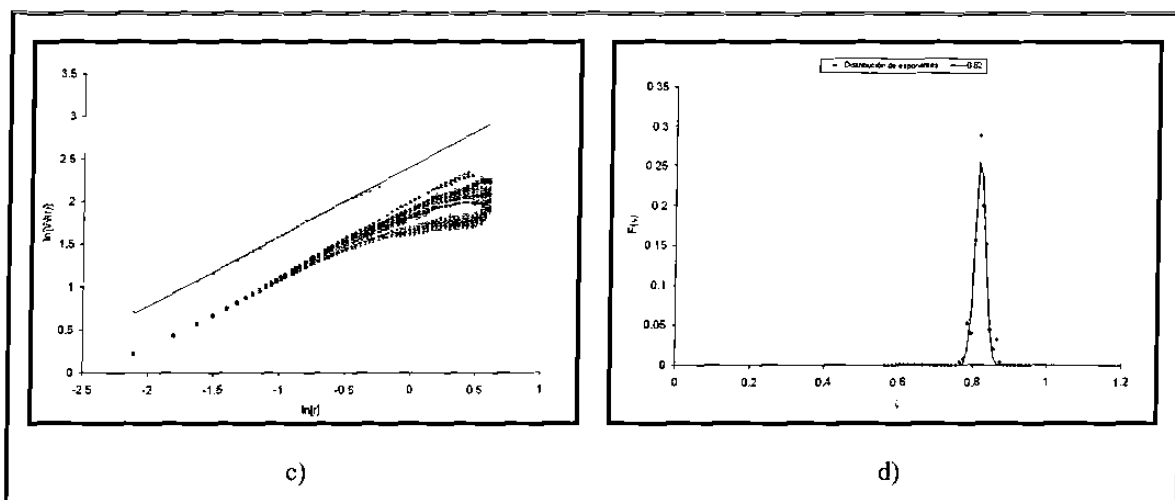


Figura 5.11. Resultados del análisis autoafín obtenido de las muestras fracturadas en tensión; a) curva autoafín más probable de los 250 perfiles y b) distribución de los exponentes de rugosidad para la muestra sin tratamiento térmico; c) curva autoafín más probable de los 250 perfiles y d) distribución de los exponentes de rugosidad para la muestra con tratamiento térmico.

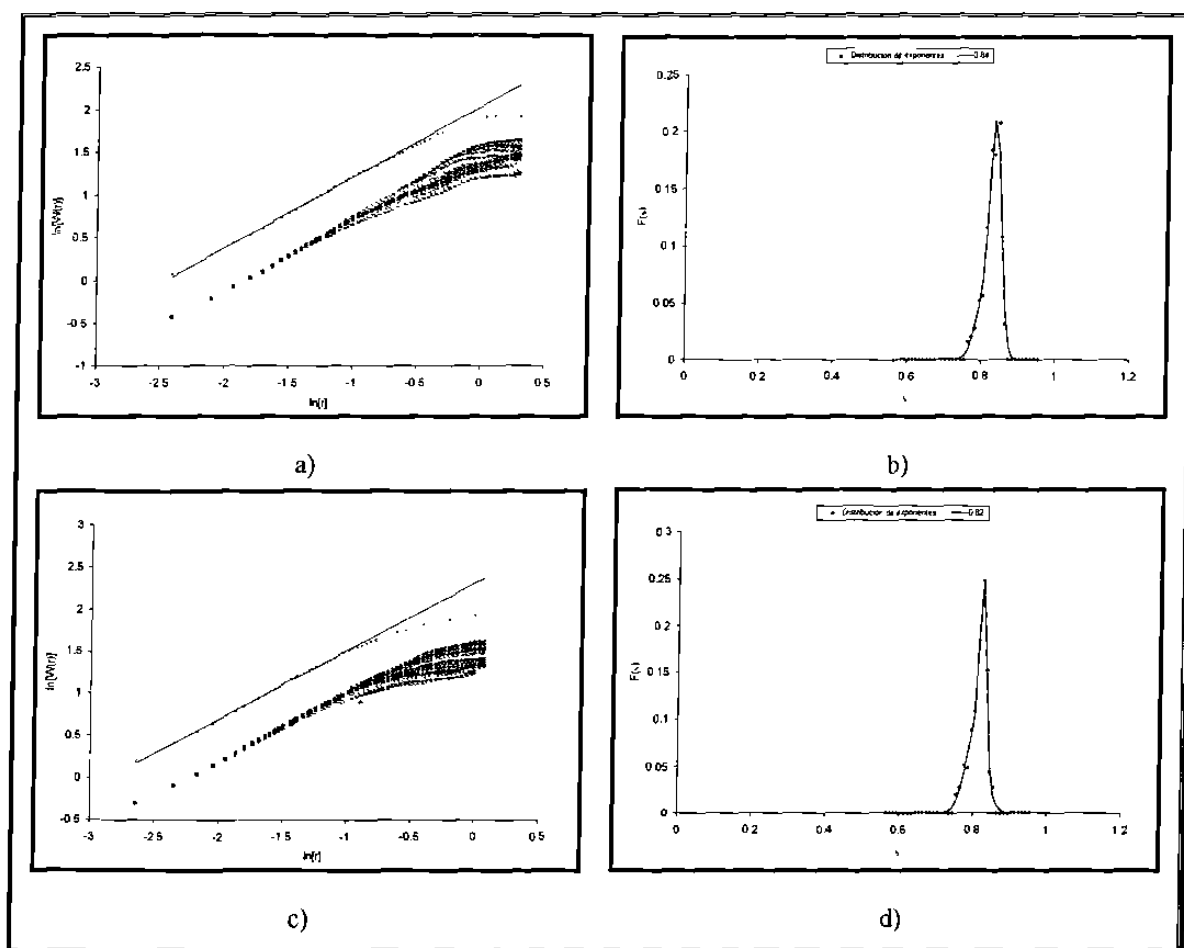


Figura 5.12. Resultados del análisis autoafín obtenido de las muestras fracturadas en impacto; a) curva autoafín más probable de los 250 perfiles y b) distribución de los exponentes de rugosidad para la muestra sin tratamiento térmico; c) curva autoafín más probable de los 250 perfiles y d) distribución de los exponentes de rugosidad para la muestra con tratamiento térmico.

En las gráficas de la figura 5.14 se muestran los resultados obtenidos del análisis autoafín de las muestras correspondientes a los perfiles obtenidos por microscopía óptica. Se observa que en las cuatro muestras el exponente de rugosidad tiende a permanecer constante con un valor promedio de  $\zeta \sim 0.81$ , el cual no muestra una variación sistemática con la variación del tamaño de grano ferrítico, ni con el modo en que se fracturaron las probetas. Además, es posible observar el mismo cambio de pendiente observado por MFA en las curvas de autoafinidad, por lo que es probable que este efecto se deba al método estadístico en sí, más no a algún rasgo característico de la microestructura de las muestras.

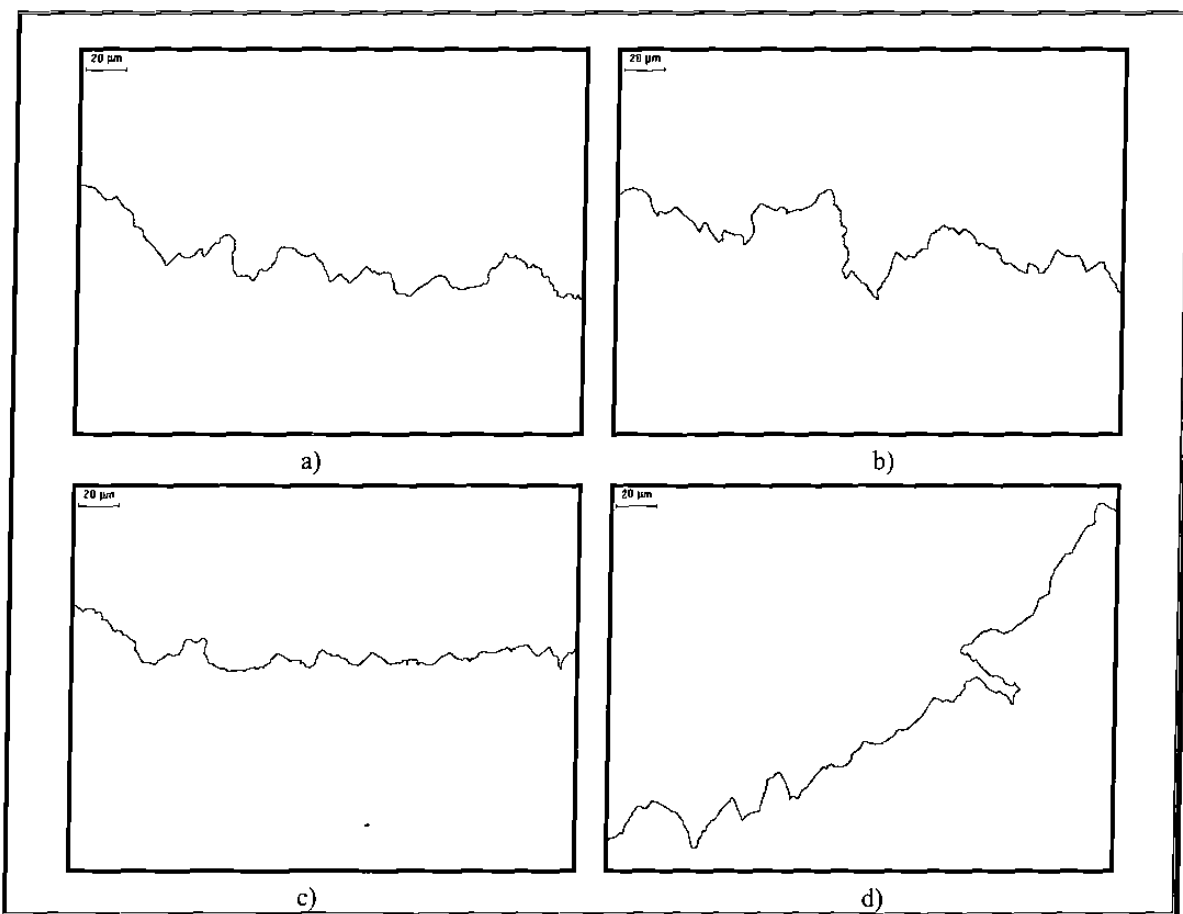


Figura 5.13. Perfiles de fractura obtenidos mediante microscopía óptica a 200 aumentos; a) muestra sin tratamiento térmico fracturada en tensión; b) muestra tratada térmicamente fracturada en tensión; c) muestra sin tratamiento térmico fracturada en impacto; d) muestra tratada térmicamente fracturada en impacto.

En la figura 5.15 se muestran algunos de los perfiles de las superficies de fractura obtenidos a través del escáner cama plana. En ellos se observa la tendencia, al menos en

apariciencia, a ser más planos que los obtenidos por microscopía óptica; esto se debe a que la escala de observación es mucho menor, por lo que causa una disminución en la resolución de los perfiles. De la misma manera, se observa la similitud con los perfiles obtenidos por microscopía óptica, por lo que se consideran autosimilares estadísticos, es decir, exhiben un cierto grado de similitud al variar la escala de observación.

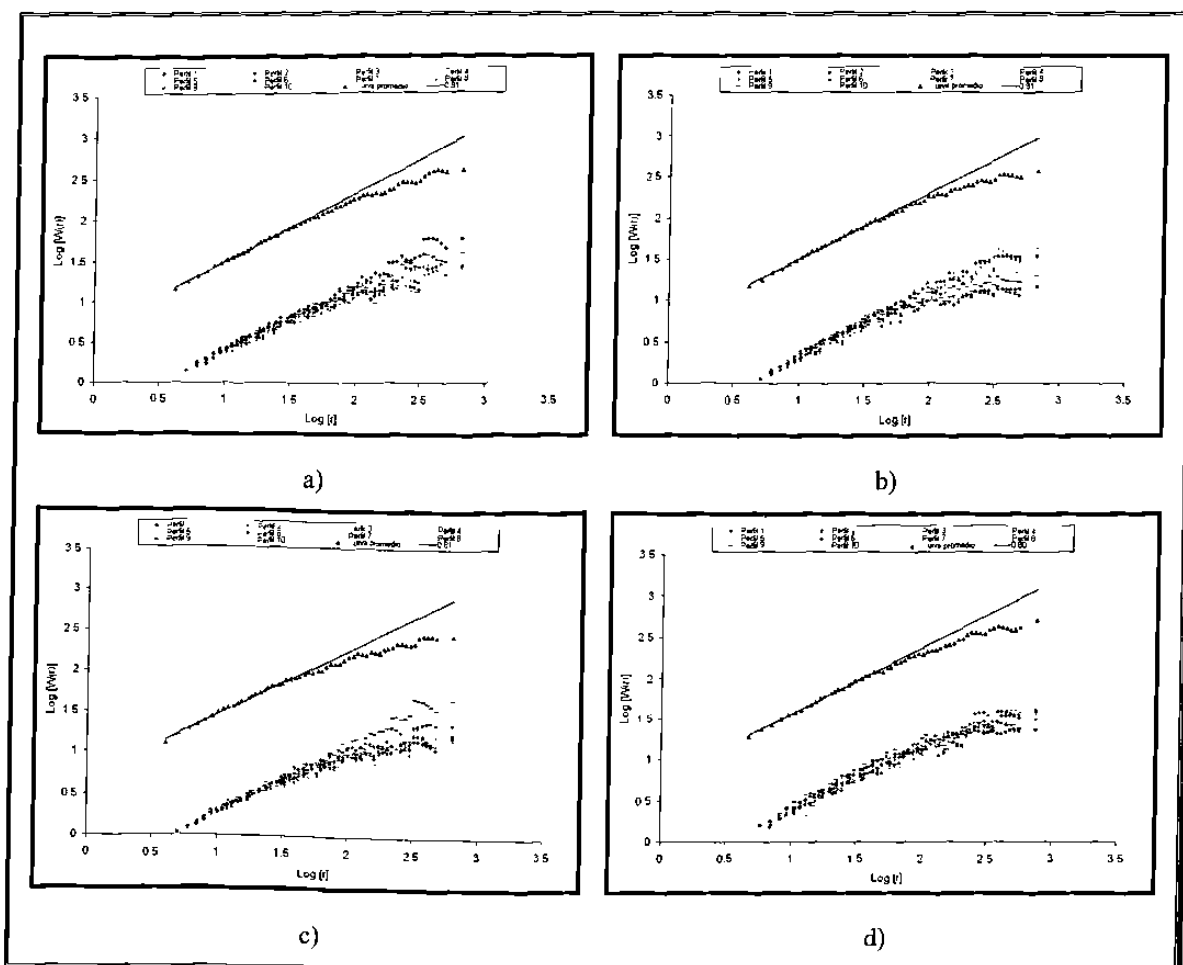


Figura 5.14. Análisis estadístico autoafín efectuado a los perfiles de fractura obtenidos mediante microscopía óptica; a) muestra sin tratamiento térmico fracturada en tensión; b) muestra tratada térmicamente fracturada en tensión; c) muestra sin tratamiento térmico fracturada en impacto; d) muestra tratada térmicamente fracturada en impacto.

En las gráficas de la figura 5.16 se muestran los resultados obtenidos del análisis autoafín de las muestras correspondientes a los perfiles obtenidos mediante el escáner cama plana. De nueva cuenta, se observa que el exponente de rugosidad no muestra una variación sistemática con la variación del tamaño de grano ferrítico, ni con el modo en que se fracturaron las probetas. Además, se observa la misma tendencia a sufrir el

cambio de pendiente en la parte correspondiente a las ventanas de mayor tamaño (parte derecha de las curvas de autoafinidad).

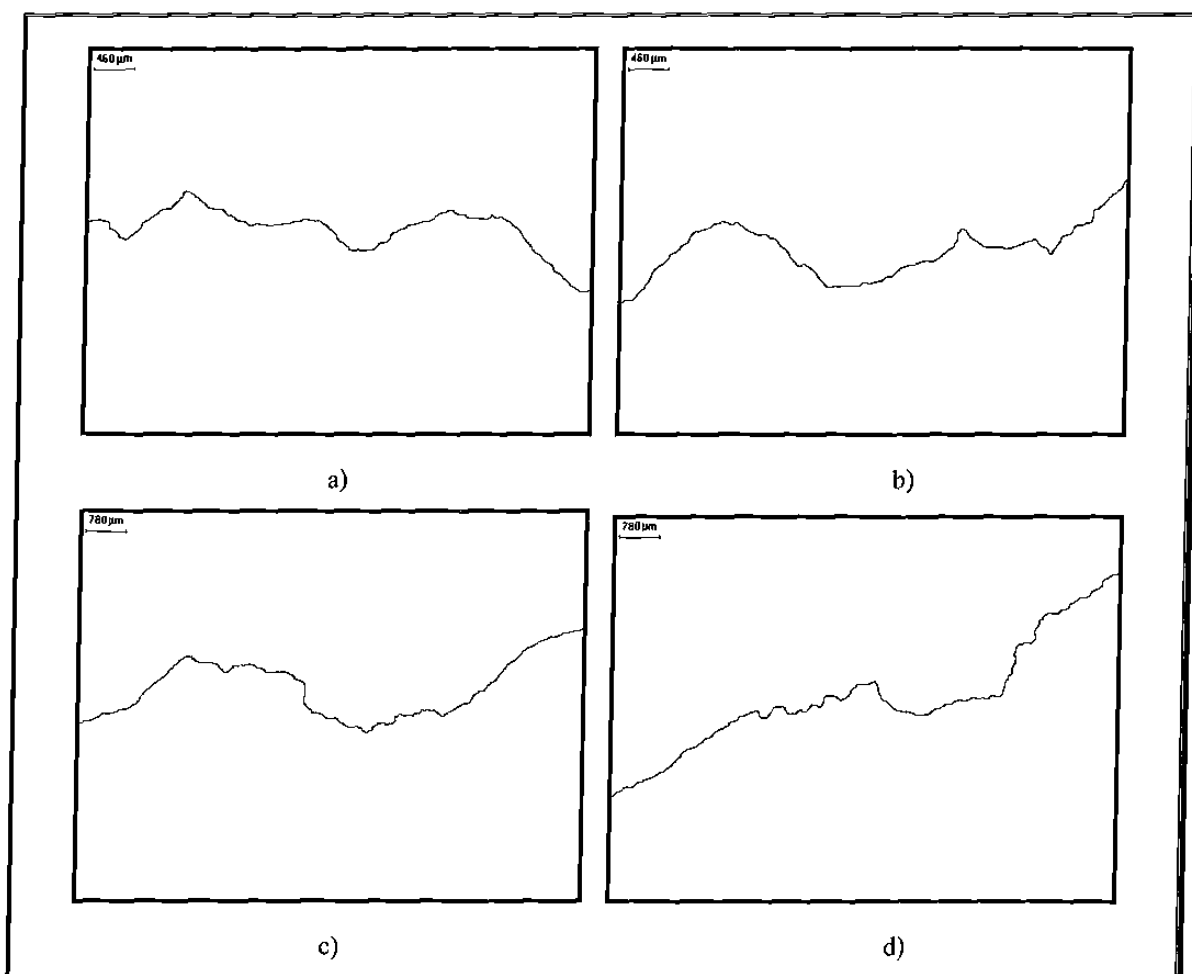


Figura 5.15. Perfiles de fractura obtenidos mediante el escáner cama plana a 4800 dpi; a) muestra sin tratamiento térmico fracturada en tensión, b) muestra recocida fracturada en tensión, c) muestra sin tratamiento térmico fracturada en impacto, d) muestra recocida fracturada en impacto.

En la tabla 5.5 se muestran todos los resultados del análisis autoafín obtenidos mediante las tres diferentes técnicas empleadas (MFA, microscopía óptica y escáner cama plana). En general se observa que el exponente de rugosidad tiende a ser constante, no obstante el tipo de fractura ni el tamaño de las heterogeneidades presentes en el material. El cambio de pendiente observado en todas las curvas de autoafinidad se atribuye al método estadístico y no a las características microestructurales de las muestras, debido a que se observa en las tres técnicas de análisis empleadas.

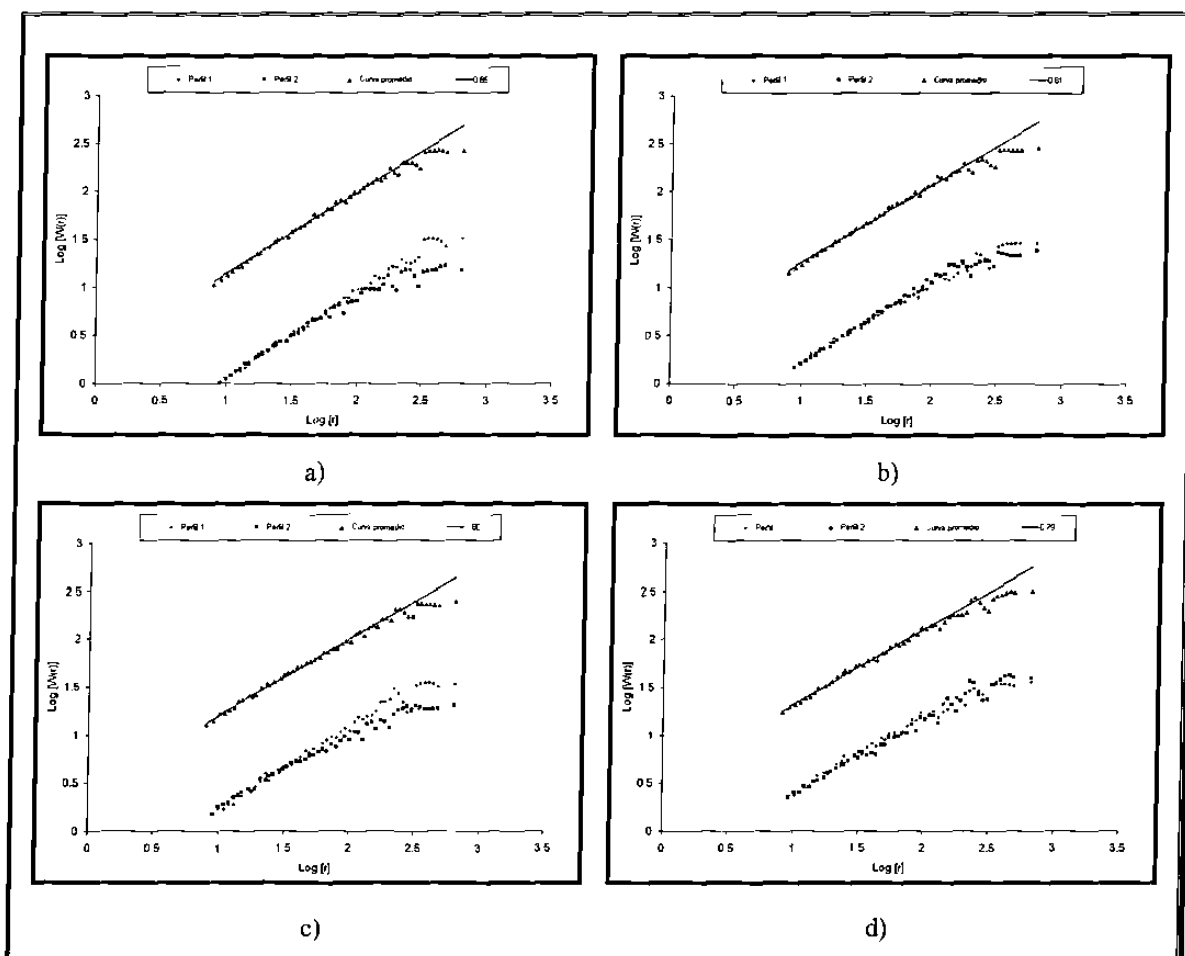


Figura 5.16. Análisis estadístico autoafín efectuado a los perfiles de fractura obtenidos mediante el escáner cama plana; a) muestra sin tratamiento térmico fracturada en tensión; b) muestra tratada térmicamente fracturada en tensión ; c) muestra sin tratamiento térmico fracturada en impacto; d) muestra tratada térmicamente fracturada en impacto.

No.	Muestra		Técnica		
	Modo de fractura	Condición	Microscopía de fuerza atómica	Microscopía óptica	Escáner cama plana
1	Tensión	Sin tratamiento	0.86	0.81	0.85
2		Con tratamiento	0.82	0.81	0.81
3	Impacto	Sin tratamiento	0.84	0.81	0.80
4		Con tratamiento	0.82	0.80	0.79

Tabla 5.5. Exponentes de rugosidad ( $\zeta$ ) más probables obtenidos con el análisis autoafín mediante el método de desviaciones estándar.

En la figura 5.17 se muestran las curvas de autoafinidad finales para cada una de las muestras estudiadas. Los resultados provenientes de los datos obtenidos a través de las tres técnicas empleadas (MFA, microscopía óptica y mediante el escáner cama plana) resultaron cualitativamente compatibles, por lo que fue posible construir un gráfico

único para cada caso (tensión sin y con tratamiento e impacto sin y con tratamiento), sobre cerca de 6 décadas de escalas de longitud. Cabe recordar que las gráficas fueron construidas utilizando el método de banda de ancha variable mediante desviaciones estándar. En los cuatro casos se encontró que el comportamiento de las superficies de fractura se ajusta a una ley de potencia, donde ese exponente de rugosidad  $\zeta$  presenta un valor del orden de  $\zeta \sim 0.82$ . Este resultado es consistente con el reportado en investigaciones anteriores para superficies de fractura obtenidas mediante condiciones cinéticas de propagación de grieta altas, como las generadas en tensión e impacto [2, 3, 4, 5, 39].

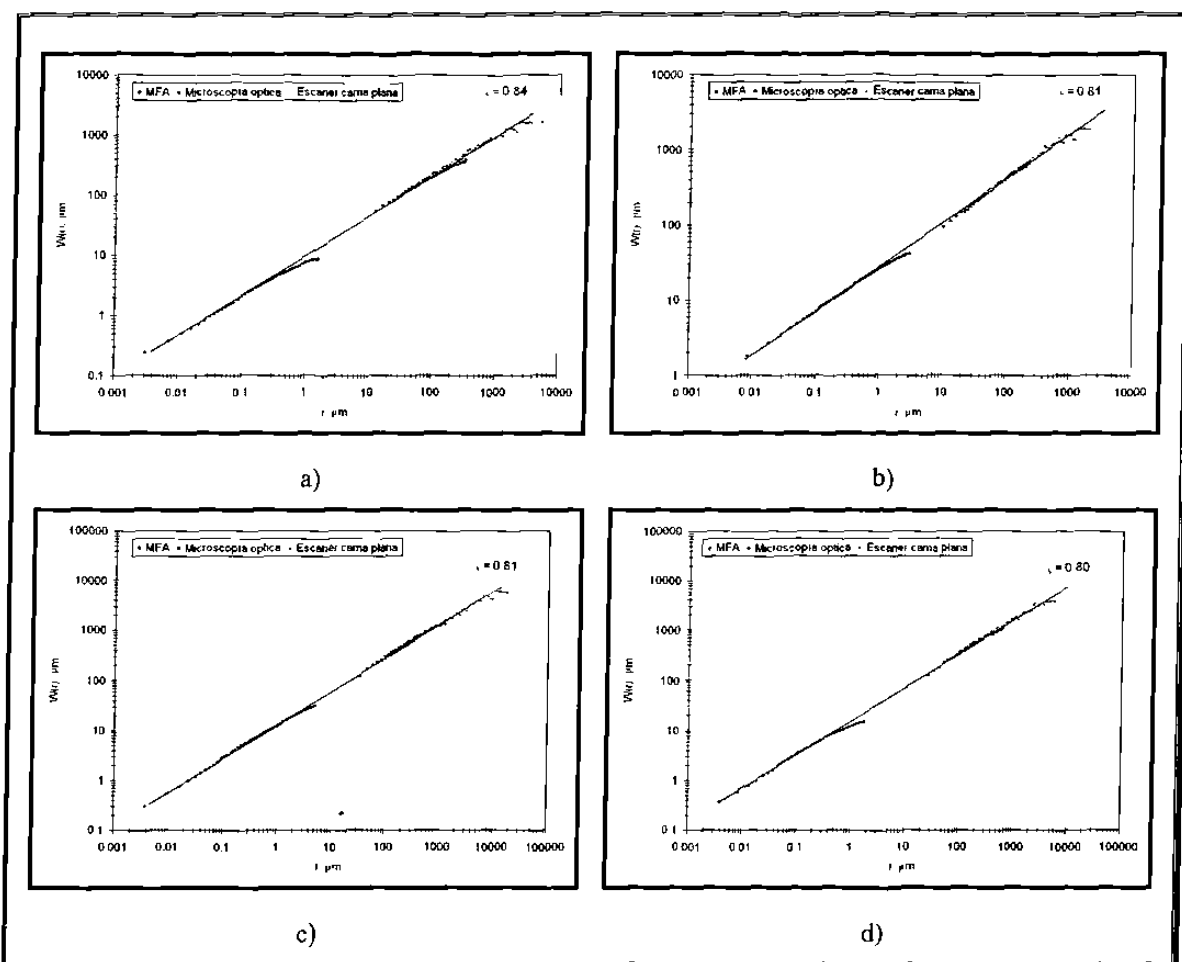


Figura 5.17. Curvas autoafines de las cuatro muestras; a) muestra sin tratamiento térmico fracturada en tensión, la curva se ajusta a la función  $Z_{max} \propto r^{0.84}$ ; b) muestra tratada térmicamente fracturada en tensión, la curva se ajusta a la función  $Z_{max} \propto r^{0.81}$ ; c) muestra sin tratamiento térmico fracturada en impacto, la curva se ajusta a la función  $Z_{max} \propto r^{0.81}$ ; d) muestra tratada térmicamente fracturada en impacto, la curva se ajusta a la función  $Z_{max} \propto r^{0.80}$ .

# CAPÍTULO 6

## CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

### 6.1. Conclusiones

Las superficies de fractura presentan un comportamiento fractal autoafín que puede ser caracterizado eficazmente a través del método de banda de ancho variable, el cual es independiente de factores de escala.

Así mismo, quedó claramente establecido que el uso de las tres técnicas experimentales empleadas para la caracterización autoafín de las superficies de fractura proporcionaron resultados cuantitativamente compatibles, por lo que fue posible construir curvas autoafines a lo largo de casi 6 décadas de escala de longitud, encontrando que el valor del exponente de rugosidad o de Hurst  $\zeta$  presenta un valor que tiende a ser constante en el orden de  $\zeta \sim 0.82$ , el cual resulta ser congruente con otros resultados en donde las superficies de fractura son obtenidas en condiciones cinéticas de

propagación de grieta altas, independientemente de las características microestructurales presentes en el material.

Finalmente, se comprobó que el valor límite de la conducta autoafín, denominado longitud de correlación, el cual ha sido relacionado al tamaño de las mayores heterogeneidades presentes en algunos materiales en anteriores investigaciones, no presentó relación alguna con la microestructura del material, por lo que es posible que dicho “*quiebre*” en la curva autoafín (punto en el que el fractal autoafín se comporta como un objeto euclidiano de dimensión 2) se deba primordialmente al método estadístico de caracterización autoafín, más no a las características microestructurales presentadas por el material fracturado. Esto se debe a que el análisis correspondiente a los tamaños de ventana más grandes, el error tiende a ser mayor que cuando las ventanas son pequeñas. Algunas veces esto da pie a la confusión y por ende a una mal interpretación de los datos, ya que en ocasiones se llega a relacionar esta dispersión de puntos con el quiebre de la curva autoafín, y en consecuencia con las características microestructurales de su superficie de fractura.

Los resultados sugieren que la longitud de correlación no está necesariamente determinada por la microestructura, la cual probablemente sea de un valor de varios milímetros, por lo que no pudo ser detectada mediante los métodos empleados en esta investigación.

## **6.2. Recomendaciones**

A continuación se presentan una serie de recomendaciones para continuar con esta línea de investigación:

- Establecimiento de un modelo matemático que explique el comportamiento de las curvas autoafines provenientes de superficies de fractura aleatorias, es decir, sin importar el material, ni las condiciones microestructurales. Esto con la finalidad de comprobar definitivamente que el cambio de pendiente en la curva



autoafín se debe al método estadístico sin importar la procedencia de las superficies de fractura.

- Continuación del análisis autoafín de las superficies de fractura provenientes de ensayos de fatiga para diversos materiales, así como su caracterización autoafín a escalas sub-micrométricas con la finalidad de confirmar la existencia del exponente de rugosidad que rige la fractura en esas condiciones de análisis, el cual tiene un valor de 0.5.
- Obtención del exponente de rugosidad en las dos direcciones restantes, para el caso de las superficies de fractura obtenidas a partir de probetas ensayadas en impacto.

## REFERENCIAS

- [1] Mandelbrot B.B., Passoja D.E., Paullay A.J., "Fractal Character of Fracture Surfaces of Metals", *Nature* Vol. 308, pp. 721, 1984.
- [2] Hinojosa M., Bouchaud E., Nghiem B., "Long Distance Roughness of Fracture Surfaces in Heterogeneous Materials", *Materials research symposium*, Vol. 539, pp. 203-208, 1999.
- [3] Garza F., Tesis de Maestría de la Universidad Autónoma de Nuevo León, 1999.
- [4] Chávez L., "Fractografía y fractometría del vidrio", Tesis de Licenciatura de la Universidad Autónoma de Nuevo León, 2001.
- [5] Aldaco J., "Autoafinidad De Superficies De Fractura En Una Aleación Aluminio Silicio", Tesis de Maestría de la Universidad Autónoma de Nuevo León, 2001.
- [6] Tipper C. F., "The Brittle Fracture Story", Cambridge University, London Press, 1962.
- [7] Meyers M., Chawla K., "Mechanical Metallurgy Principles And Applications", Prentice Hall, New Jersey, pp. 128, pp. 150, pp. 153, pp. 158, 1984.
- [8] Inglis C.E., "Stresses in a Plate due to the Presence of Cracks and Sharp Corners", *Proc. Inst. Naval Arch.*, Vol. 55, pp. 219-241, 1913.
- [9] Griffith A.A., "The Phenomenon of Rupture and Flow in Solids", *Phil. Trans. Royal Society, London, Series A*, Vol. 221, pp. 163-198, 1920.
- [10] Dieter G., "Mechanical Metallurgy", SI Metric Edition, McGraw Hill, pp. 246-249, pp. 254, 1988.
- [11] Orowan E., "Fatigue and Fracture of Metals", Symposium at Massachusetts Institute of Technology, John Wiley & Sons, Inc. New York, 1952.
- [12] Irwin G.R., "Relation of Stress Near a Crack to the Crack Extension Force", *Proc. 9<sup>th</sup> Int. Congr. Appl. Mech.*, Vol. VIII, pp. 245-251, 1957.
- [13] Irwin G.R., "Fracture", in *Encyclopedia of Physics*, Vol. VI – Elasticity and Plasticity, pp. 551-59, Springer Verlag: Berlin, 1958.
- [14] Hull D., "Fractography: Observing, Measuring and Interpreting Fracture Structure Topography", pp. 35-42, 2000.
- [15] Biringuccio V. "De La Pirotecnia", Venice, 1540.
- [16] Zapffe C.A., Moore G.A. *Trans. AIME*, 154, pp. 335-59, 1943.
- [17] *Metals Handbook*, "Fractography", Vol. 12, 9th edition, ASM International, pp. 13, 1987.
- [18] Mandelbrot B.B., "Fractals: Form, Chance and Dimension", W.H. Freeman and Co San Francisco, 1977. .
- [19] Balankin A., "Physics of Fracture and Mechanics of Self-affine Cracks", Pergamon Press, pp. 141, 1997.
- [20] Feder J., "Fractals", Plenum Press, New York and London, pp. 8, pp. 13, 1988.
- [21] Mandelbrot B.B., "How Long is the Coast of Britain? Statistical Self-similarity and Fractal Dimension", *Science* Vol. 156, No. 3775, pp. 636-638, 1967.
- [22] Mu Z. Q., Lung C. W., *J. Phys. D: Appl Phys*, Vol. 21, pp. 848, 1988.
- [23] Mecholsky J. J., Mackin T. J., Passoja D. E., *Adv. Ceram.* Vol. 22, pp. 127, 1988.
- [24] Mecholsky J. J., Passoja D. E., Feinberg-Ringel K. S., *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 72, pp. 60, 1989.

- [25] Dauskardt R. H., Haubensak F., Ritchie R. O., *Acta Metall. Mater*, Vol. 38, pp. 143, 1990.
- [26] Bouchaud E., Lapasset G., Planès J., *Europhys. Lett*, Vol. 13, pp. 73, 1990.
- [27] Måløy K., Hansen A., Hinrichsen E. L., Roux S., *Phys. Rev. Lett.*, Vol. 68, pp. 213, 1992.
- [28] Bouchaud E., Lapasset G., Planès J., Navéos S., "Statistics of Branched Fracture Surfaces" *Phys. Rev. B*, Vol. 48, pp. 2917, 1993.
- [29] Schmittbuhl J., Gentier S., Roux S., *Geophys. Res. Lett.*, Vol 20, pp. 8, 1993.
- [30] Schmittbuhl J., Gentier S., Roux S., *Geophys. Res. Lett.*, Vol 20, pp. 639, 1993.
- [31] Schmittbuhl J., Roux S., Berthaud Y., *Europhys. Lett.*, Vol. 28, pp. 585, 1994.
- [32] Bouchaud E., Bouchaud J.-P., "Fracture Surfaces: Apparent Roughness, Relevant Length Scales, and Fracture Toughness" *Phys. Rev. B*, Vol. 50, pp. 17 752, 1994.
- [33] Milman V. Y., Blumenfeld R., Stelmashenko N. A., Ball R. C., *Phys. Rev. Lett.*, Vol. 71, pp. 204, 1993.
- [34] Milman V. Y., Stelmashenko, Blumenfeld R., *Prog Mater. Sci.*, Vol. 38, pp. 425, 1994.
- [35] McAnulty P., Meisel L. V., Cote P. J., *Phys. Rev. A*, Vol. 45, pp. 3523, 1992.
- [36] Bouchaud E., Navéos S., "Form Quasi-static to Rapid Fracture" *J. Phys. I, France*, Vol. 5, pp. 547, 1995.
- [37] Daguiet P., Bouchaud E., "Scaling and Universality in Real Cracks" *MRS Congress*, Boston, MA (USA), 1995.
- [38] Daguiet P., Henaux S., Bouchaud E., Creuzet F., "Quantitative Analysis of a Fracture Surface by Atomic Force Microscopy" *Phys. Rev. E*, Vol. 53, pp. 5637-5642, 1996.
- [39] Bouchaud E., "Scaling Properties of Cracks" *J. Phys.: Condens. Matter* 9, pp. 4319-4344, 1997.
- [40] Schmittbuhl J., Vilotte J.-P., "Reliability of Self-affine Measurements" *Phys. Rev. E*, Vol. 51, pp. 131-147, 1995.
- [41] González V., Chacón O., Hinojosa M, Guerrero C., "Statistical Assessment of Self-affine Methods Applied to Short Profiles" *Fractals*, Vol. 10, pp. 373-386, 2002
- [42] Simonsen I., Hansen A., Nes O. M., *cond-mat/e*, 1997.
- [43] Vander Voort, G. F., "Grain Size Measurement", *Practical Applications of Quantitative Metallography*, ASTM STP 839, J. L. McCall and J. H. Steele, Jr., Eds, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 85-131, 1984.
- [44] American Society for Testing and Materials Designation A370-92, "Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products", 1992.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1. Los primeros buques Liberty que fueron producidos en los Estados Unidos de Norteamérica solían fracturarse de manera catastrófica (fractura frágil) [6]. .....	4
Figura 2.2. Modelo de grieta elíptica de Inglis [7]. .....	5
Figura 2.3. Los esfuerzos están concentrados cerca de la punta de la grieta de manera análoga a las bien conocidas líneas de fuerza magnética. En este diagrama, las líneas han sido generadas por computadora para simular cuantitativamente las líneas de esfuerzo debidas a la presencia de la grieta. ....	7
Figura 2.4. Balance de energías. ....	9
Figura 2.5. Modos clásicos de carga: (a) Modo I: abertura tensil, (b) Modo II: corte deslizante, (c) Modo III: corte tangencial [7]. .....	12
Figura 2.6. Un material idealmente frágil se fractura sin deformarse plásticamente. ....	15
Figura 2.7. Cuando un cilindro de material idealmente dúctil es sometido en tensión, éste desarrolla una región de inestabilidad plástica la cual finaliza con la fractura del material en un punto. ....	15
Figura 2.8. Fractura frágil con mecanismo dúctil. ....	16
Figura 2.9. Propagación del clivaje (fractura transgranular) [7]. .....	16
Figura 2.10. Marcas de río producidas por clivaje en un acero 1040. ....	17
Figura 2.11. Cuasi-clivaje en un acero HY 80. ....	17
Figura 2.12. Forma de propagación de la grieta en la fractura intergranular [7]. ....	18
Figura 2.13. Fractura frágil a través de las fronteras de grano (intergranular). ....	18
Figura 2.14. Influencia del estado de esfuerzos en la forma de los hoyuelos que se forman mediante la coalescencia de microhuecos; a) en tensión se tienden a formar hoyuelos equiaxiales, b) en corte se forman hoyuelos ovalados (elípticos) apuntando en direcciones opuestas de sus superficies de fractura correspondientes y c) en corte por tensión se forman hoyuelos ovalados (elípticos) con dirección hacia el origen de la fractura de sus respectivas superficies [17]. ....	19
Figura 2.15. Fractura dúctil caracterizada por una coalescencia de microhuecos. ....	20
Figura 3.1. Construcción de la curva cuadrática de Koch [19]. .....	23
Figura 3.2. Medición de una superficie [20]. .....	24
Figura 3.3. Longitud medida para la costa sur de Noruega, en función del tamaño de la unidad de medición $\delta$ de los cuadros $\delta \times \delta$ empleados para cubrir la línea costera en el mapa [20]. ....	25
Figura 4.1. Horno en el que se efectuaron los tratamientos térmicos al material de estudio. ....	35
Figura 4.2. Microscopio óptico <i>Olympus</i> acoplado al paquete de análisis de imágenes <i>Image ProPlus</i> . ....	36
Figura 4.3. Secuencia empleada para la medición del tamaño de grano en cada muestra; a) obtención de la imagen original de la muestra, b) edición de la imagen, c) conversión de la imagen a blanco y negro, y d)	

medición de la microestructura a través del paquete de análisis de imágenes.....	37
Figura 4.4. Especificaciones para las probetas cilíndricas ensayadas en tensión. ....	38
Figura 4.5. Especificaciones para las probetas rectangulares ensayadas en impacto.....	38
Figura 4.6. Microscopio electrónico de barrido (MEB) modelo <i>Leo Leica S440</i> empleado para realizar el análisis fractográfico.....	39
Figura 4.7. Microscopio de fuerza atómica (MFA) modelo <i>Quesant</i> . ....	40
Figura 4.8. Imagen ilustrativa de los cortes realizados para la obtención de perfiles de las muestras fracturadas, tanto en impacto como en tensión.....	41
Figura 4.9. Secuencia seguida para obtener los perfiles de la superficie de fractura mediante microscopía óptica; a) imagen obtenida con el microscopio óptico, b) selección del área comprendida por la resina epóxica a través del paquete de análisis de imágenes <i>Image ProPlus</i> , c) conversión de la imagen a blanco y negro, d) extracción del perfil de la superficie de fractura. ....	42
Figura 4.10. Gráfico que representa la sustracción de la línea de tendencia del perfil original; a) perfil original, b) perfil corregido. ....	43
Figura 4.11. Gráfico que ilustra como la técnica de la envolvente desecha los recovecos de los perfiles de fractura; a) perfil original con recoveco, b) forma en que se analizó el perfil; la parte iluminada no se consideró en el análisis, únicamente los puntos superiores del perfil.....	43
Figura 5.1. Imágenes digitalizadas a 200 aumentos de la microestructura de las probetas empleadas para los ensayos de tensión. En a) y b) se muestra la microestructura en el sentido longitudinal y transversal de las probetas sin tratamiento térmico, respectivamente. En c) y d) se muestra la microestructura en el sentido longitudinal y transversal de las probetas recocidas, respectivamente.....	45
Figura 5.2. Imágenes digitalizadas a 200 aumentos de la microestructura de las probetas empleadas para los ensayos de impacto. En a) y b) se muestra la microestructura en el sentido longitudinal y transversal de las probetas sin tratamiento térmico, respectivamente. En c) y d) se muestra la microestructura en el sentido longitudinal y transversal de las probetas recocidas, respectivamente.....	46
Figura 5.3. Distribuciones del tamaño de grano de las probetas empleadas para los ensayos de tensión, a) antes y, b) después del tratamiento térmico .....	47
Figura 5.4. Distribuciones del tamaño de grano de las probetas empleadas para los ensayos de impacto, a) antes y, b) después del tratamiento térmico.....	47
Figura 5.5. Imágenes típicas de las superficies de fractura generadas en los ensayos de tensión de la muestra sin tratamiento térmico; a) imágenes obtenidas a 1000 aumentos y b) 5000 aumentos.....	50
Figura 5.6. Imágenes típicas de las superficies de fractura generadas en los ensayos de tensión de la muestra tratada térmicamente; a) imágenes obtenidas a 1000 aumentos y b) 5000 aumentos.....	50
Figura 5.7. Imágenes típicas de las superficies de fractura generadas en los ensayos de impacto de la muestra sin tratamiento térmico; en a) y b) se observa una fractura por corte a 1000 y 5000 aumentos	

- respectivamente, correspondientes a la parte externa de la superficie de fractura; en las imágenes c) y d) se observa que la fractura es del tipo transgranular (clivaje), las cuales fueron tomadas a 1000 y 5000 aumentos respectivamente. .... 51
- Figura 5.8. Imágenes típicas de las superficies de fractura generadas en los ensayos de impacto de la muestra tratada térmicamente; en a) y b) se observa una fractura por corte a 1000 y 5000 aumentos respectivamente, correspondientes a la parte externa de la superficie de fractura; en las imágenes c) y d) se observa que la fractura es del tipo transgranular (clivaje), las cuales fueron tomadas a 1000 y 5000 aumentos respectivamente. .... 51
- Figura 5.9. Imágenes típicas obtenidas mediante MFA de las superficies de fractura generadas en los ensayos de tensión; En a) y b) se muestran la vista 3D y la vista superior, respectivamente, de la muestra sin tratamiento térmico; en c) y d) se muestran la vista 3D y la vista superior, respectivamente, de la muestra tratada térmicamente. Los tamaños de barrido son de 2  $\mu\text{m}$  para la muestra sin tratamiento térmico y de 3.973  $\mu\text{m}$  para la muestra tratada térmicamente. .... 53
- Figura 5.10. Imágenes típicas obtenidas mediante MFA de las superficies de fractura generadas en los ensayos de impacto; En a) y b) se muestran la vista 3D y la vista superior, respectivamente, de la muestra sin tratamiento térmico; en c) y d) se muestran la vista 3D y la vista superior, respectivamente, de la muestra tratada térmicamente. Los tamaños de barrido son de 2  $\mu\text{m}$  para la muestra sin tratamiento térmico y de 1.160  $\mu\text{m}$  para la muestra tratada térmicamente. .... 54
- Figura 5.11. Resultados del análisis autoafín obtenido de las muestras fracturadas en tensión; a) curva autoafín más probable de los 250 perfiles y b) distribución de los exponentes de rugosidad para la muestra sin tratamiento térmico; c) curva autoafín más probable de los 250 perfiles y d) distribución de los exponentes de rugosidad para la muestra con tratamiento térmico. .... 55
- Figura 5.12. Resultados del análisis autoafín obtenido de las muestras fracturadas en impacto; a) curva autoafín más probable de los 250 perfiles y b) distribución de los exponentes de rugosidad para la muestra sin tratamiento térmico; c) curva autoafín más probable de los 250 perfiles y d) distribución de los exponentes de rugosidad para la muestra con tratamiento térmico. .... 55
- Figura 5.13. Perfiles de fractura obtenidos mediante microscopía óptica a 200 aumentos; a) muestra sin tratamiento térmico fracturada en tensión; b) muestra tratada térmicamente fracturada en tensión ; c) muestra sin tratamiento térmico fracturada en impacto; d) muestra tratada térmicamente fracturada en impacto. .... 56
- Figura 5.14. Análisis estadístico autoafín efectuado a los perfiles de fractura obtenidos mediante microscopía óptica; a) muestra sin tratamiento térmico fracturada en tensión; b) muestra tratada térmicamente

- fracturada en tensión ; c) muestra sin tratamiento térmico fracturada en impacto; d) muestra tratada térmicamente fracturada en impacto. .... 57
- Figura 5.15. Perfiles de fractura obtenidos mediante el escáner cama plana a 4800 dpi; a) muestra sin tratamiento térmico fracturada en tensión, b) muestra recocida fracturada en tensión, c) muestra sin tratamiento térmico fracturada en impacto, d) muestra recocida fracturada en impacto. .... 58
- Figura 5.16. Análisis estadístico autoafín efectuado a los perfiles de fractura obtenidos mediante el escáner cama plana; a) muestra sin tratamiento térmico fracturada en tensión; b) muestra tratada térmicamente fracturada en tensión ; c) muestra sin tratamiento térmico fracturada en impacto; d) muestra tratada térmicamente fracturada en impacto. .... 59
- Figura 5.17. Curvas autoafines de las cuatro muestras; a) muestra sin tratamiento térmico fracturada en tensión, la curva se ajusta a la función  $Z_{max} \propto r^{0.84}$ ; b) muestra tratada térmicamente fracturada en tensión, la curva se ajusta a la función  $Z_{max} \propto r^{0.81}$ ; c) muestra sin tratamiento térmico fracturada en impacto, la curva se ajusta a la función  $Z_{max} \propto r^{0.81}$ ; d) muestra tratada térmicamente fracturada en impacto, la curva se ajusta a la función  $Z_{max} \propto r^{0.80}$ . .... 60

## LISTA DE TABLAS

Tabla 5.1. Composición química del material empleado.....	44
Tabla 5.2. Resultados de la medición microestructural de las probetas ensayadas en tensión. ....	48
Tabla 5.3. Resultados de la medición microestructural de las probetas ensayadas en impacto. ....	48
Tabla 5.4. Resultados de las pruebas de tensión e impacto. ....	48
Tabla 5.5. Exponentes de rugosidad ( $\zeta$ ) más probables obtenidos con el análisis autoafín mediante el método de desviaciones estándar.....	59



