



UNIVERSIDAD MICHOACANA  
SAN NICOLAS DE HIDALGO



---

---

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALURGICAS

DETERMINACION DEL TAMAÑO DE GRANO Y MODULO DE  
YOUNG EN ANILLOS DE ACERO MEDIANTE MEDICIONES

EXPERIMENTALES DE ATENUACION Y VELOCIDAD

ULTRASONICAS Y APROXIMACIONES A LA  
TEORIA UNIFICADA DE STANKE Y KINO

TESIS

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:

MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES

PRESENTA:

ING. ISIS PEREZ MENDOZA

ASESOR DE TESIS:

DR. ALBERTO RUIZ MARINES

MORELIA MICH., A AGOSTO DEL 2007

## **AGRADECIMIENTOS:**

A la Universidad Michoacana de  
San Nicolás de Hidalgo  
Instituto de Investigaciones  
Metalúrgicas

A mi Asesor:  
Dr. Alberto Ruiz Marines

Al Consejo Nacional de  
Ciencia y Tecnología

A mi familia

## ÍNDICE

<b>RESUMEN</b>	xi
<b>OBJETIVO</b>	xii
<b>OBJETIVOS PARTICULARES</b>	xii
<b>CAPITULO I. INTRODUCCIÓN</b>	13
1.1 Justificación	14
1.2 Hipótesis	15
<b>CAPITULO II. REVISION BIBLIOGRAFICA</b>	
2 Introducción	16
2.1 Clasificación de Aceros	16
2.2 Efecto de los elementos de aleación	17
2.2.1 Manganeso	17
2.2.2 Cromo	17
2.2.3 Silicio	18
2.3 Composición química y usos del acero 52100	19
2.4 Laminado en caliente	19
2.4.1 Principio mecánico	20
2.4.2 Efecto de la laminación	20
2.4.3 Efecto de la temperatura de trabajo	21
2.4.4 Tratamientos termomecánicos	21
2.4.5 Recuperación y recristalización	22
2.5 Mecanismos de almacenamiento de energía	24
2.5.1 Variables que afectan la cantidad de energía almacenada	25
2.5.2 Liberación de la energía almacenada	26
2.6 Cambios de propiedad	27
2.7 Mecanismos de recuperación	28
2.8 Mecanismos de nucleación para la recristalización	31
2.9 Trabajo en caliente	32
2.10 Textura	33
2.11 Recristalización secundaria	33
2.12 Proceso de fabricación de los anillos de acero	34
2.13 Generalidades de ultrasonido	35
2.14 Otros métodos no destructivos	37
2.15 Fundamento teóricos de ultrasonido	38
2.15.1 Definición de Onda y Propiedades de una Onda	38
2.15.2 Ondas longitudinales propagándose en una varilla delgada	40
2.15.3 Ondas de volumen	41
2.16 Métodos de caracterización de materiales	45
2.16.1 Método pulso-eco	45

<b>2.16.2</b>	Procesamiento de señales pulso-eco	46
<b>2.16.3</b>	Mediciones de atenuación	47
<b>2.16.4</b>	Cambios de velocidad ultrasónica en materiales con textura cristalina	48
<b>2.17</b>	Organización del resto de la tesis	49
<b>CAPITULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL</b>		
<b>3</b>	Introducción	51
<b>3.1</b>	Efecto de la microestructura en la atenuación ultrasónica.	51
<b>3.2</b>	Atenuación inducida por dispersión en materiales policristalinos	53
<b>3.2.1</b>	Método de retro dispersión	53
<b>3.3</b>	Mediciones de atenuación ultrasónica en muestras de anillos de acero	55
<b>3.4</b>	Desajuste de impedancia acústica	59
<b>3.4.1</b>	Medición experimental de la pérdida por impedancia acústica	60
<b>3.4.2</b>	Divergencia del haz ultrasónico	62
<b>3.4.3</b>	Cálculos para la corrección por difracción	64
<b>3.5</b>	Determinación del tamaño de grano	63
<b>3.5.1</b>	Determinación del tamaño de grano a partir de mediciones de atenuación	69
<b>3.6</b>	Medición de la velocidad de ondas de corte	70
<b>CAPITULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN</b>		
<b>4</b>	Introducción	73
<b>4.1</b>	Impedancia acústica	73
<b>4.2</b>	Corrección por difracción	74
<b>4.3</b>	Determinación del tamaño de grano	76
<b>4.4</b>	Mediciones de velocidad ultrasónica	78
<b>4.5</b>	Determinación del tamaño de grano mediante metalografía	80
<b>4.6</b>	Ensayo de tensión	81
<b>4.7</b>	Resultado de dureza	82
<b>CAPITULO V. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES</b>		
<b>5.1</b>	Conclusiones	84
<b>5.2</b>	Recomendaciones	85
<b>REFERENCIAS</b>		86
<b>APÉNDICE A. ASTM A 370</b>		89

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Figura 2.1</b>	Diagrama de transformación de fase en el acero	18
<b>Figura 2.2</b>	Diagrama que ilustra la acción de laminado simple en una pieza de acero caliente.	20
<b>Figura 2.3</b>	Representación esquemática de la secuencia recuperación-cristalización-crecimiento.	22
<b>Figura 2.4</b>	Cantidad de energía almacenada durante la deformación del Cu	23
<b>Figura 2.5</b>	Representación esquemática de la estructura del grano y del subgrano	25
<b>Figura 2.6</b>	Tres tipos de curvas de liberación de energía	26
<b>Figura 2.7</b>	Variación de algunas propiedades físicas durante la recuperación y la recristalización	28
<b>Figura 2.8</b>	Representación esquemática de la aglutinación de subgranos debido a la rotación de los mismos	29
<b>Figura 2.9</b>	a) Monocristal doblado y el correspondiente patrón de puntos de Laude, b) El cristal poligonizado y su correspondiente patrón de puntos de Laude.	30
<b>Figura 2.10</b>	a) El exceso de dislocaciones de borde producidas por doblez, b) alineación de las dislocaciones de borde después de la poligonización.	30
<b>Figura 2.11</b>	Recristalización durante el laminado en caliente	32
<b>Figura 2.12</b>	Ilustración esquemática de recristalización secundaria	34
<b>Figura 2.13</b>	Figura esquemática de la secuencia de fabricación de anillos de acero por medio de una laminadora radial-axial	35
<b>Figura 2.14</b>	Diagrama de una onda armónica plana que muestra las definiciones de longitud de onda y velocidad de fase	39
<b>Figura 2.15</b>	Sección de una varilla delgada (a) con coordenada $x$ y desplazamiento $u$ y (b) el esfuerzo actuando en un elemento diferencial de la varilla	40
<b>Figura 2.16</b>	Ilustración exagerada de la expansión y contracción de Poisson que resulta de pulsos de esfuerzos longitudinales	42
<b>Figura 2.17</b>	Sección transversal de un transductor ultrasónico usado para caracterización de materiales en la técnica de pulso-eco	46
<b>Figura 2.18</b>	Secuencia usada en el método pulso-eco para encontrar el coeficiente de atenuación, la velocidad se calcula del tiempo de viaje entre pulsos: a) arreglo experimental, b) señales en el dominio del tiempo, c) espectros de frecuencia, d) coeficiente de atenuación versus frecuencia	47
<b>Figura 2.19</b>	Diagrama de un sistema ultrasónico de pulso-eco para determinar la dependencia en la frecuencia de la atenuación.	47
<b>Figura 2.20</b>	Anisotropía introducida por el proceso laminado en frío	45
<b>Figura 3.1</b>	Diagrama esquemático de la técnica de inmersión pulso-eco para las mediciones de atenuación y velocidad ultrasónica	55

<b>Figura 3.2</b>	Señales ultrasónicas de $rf$ correspondientes a las amplitudes de los ecos $A_1$ y $A_2$ obtenidos en nuestras mediciones de atenuación	56
<b>Figura 3.3</b>	Espectros correspondientes a los ecos $A_1$ y $A_2$ obtenidos después de aplicar la FFT, $f_{nominal} = 15\text{MHz}$ , $D = 12.7\text{ mm}$	57
<b>Figura 3.4</b>	Curva de pérdida total medida en acero	58
<b>Figura 3.5</b>	Diagrama esquemático a) de la técnica de inmersión usando en el método pulso-eco b) de múltiples reflexiones en una placa con incidencia perpendicular.	59
<b>Figura 3.6</b>	Demostración de un cruce en cero positivo y negativo para mediciones de velocidad.	62
<b>Figura 3.7</b>	Representación simplificada de la extensión del haz ultrasónico conforme la energía del haz cilíndrico se convierte en un cono en el campo lejano	62
<b>Figura 3.8</b>	Diagrama que muestra las variables que afectan la divergencia del haz ultrasónico.	63
<b>Figura 3.9</b>	Campo acústico de un pistón circular en $a/\lambda = 10$ .	64
<b>Figura 3.10</b>	Magnitud de la corrección por difracción de Lommel para un pistón radiador circular	65
<b>Figura 3.11</b>	Coefficiente normalizado de atenuación para ondas longitudinales en hierro policristalino: a) teoría unificada, b) limite de Rayleigh, c) asíntota estocástica. De F. E. Stanke y and G. S. Kino, <i>J. Acoust. Soc. Am.</i> <b>75</b> (3), (1984) p 665-681.	67
<b>Figura 3.12</b>	Determinación de valores de ejes vertical y horizontal del coeficiente de atenuación normalizado a partir de los resultados de Stanke y Kino.	68
<b>Figura 3.13</b>	Mejor ajuste del modelo de ecuación 3.17 para la determinación del coeficiente de atenuación normalizado a partir de los resultados de Stanke y Kino.	69
<b>Figura 3.14</b>	Separación de una señal en un componente rápido y uno lento cuando la dirección de propagación está entre las direcciones puras debido al fenómeno de birrefringencia.	70
<b>Figura 3.15</b>	Arreglo experimental para las mediciones de velocidad de una onda de corte para el fenómeno de birrefringencia.	72
<b>Figura 4.1</b>	Curvas de atenuación antes y después de las correcciones para dos especímenes diferentes: CT con tratamiento térmico, NT sin tratamiento térmico.	75
<b>Figura 4.2</b>	Coefficiente de atenuación para dos especímenes diferentes: CT con tratamiento térmico, NT sin tratamiento térmico.	76
<b>Figura 4.3</b>	Datos experimentales en el modelo de Stanke y Kino.	77
<b>Figura 4.4</b>	Datos experimentales de velocidad de ondas de corte	79
<b>Figura 4.5</b>	Metalografía a 500× aumentos.	80
<b>Figura 4.6</b>	Curva esfuerzo vs deformación nominal de probetas con sección reducida en sentido de laminación a) 0°, b) 45° y c) 90°	81
<b>Figura 4.6</b>	Probeta utilizada para el ensayo de dureza rockwell	82

## ÍNDICE DE TABLAS

<b>Tabla 2.1</b>	Composición nominal AISI-SAE para aceros al cromo.	31
<b>Tabla 2.2</b>	Densidades, velocidades acústicas e impedancias acústicas de algunos materiales	41
<b>Tabla 3.1</b>	Coefficientes teóricos de atenuación ultrasónica para sólidos elásticos policristalinos.	51
<b>Tabla 3.2</b>	Resultados de las mediciones de densidad para el acero.	58
<b>Tabla 3.3</b>	Valores del mejor ajuste para las constantes de la ecuación 3.17.	68
<b>Tabla 4.1</b>	Resultados de las mediciones de velocidad en impedancia acústica en acero y agua.	73
<b>Tabla 4.2</b>	Resultados de las mediciones de velocidad en impedancia acústica en acero y agua.	73
<b>Tabla 4.3</b>	Resultados de las mediciones de velocidad en impedancia acústica en acero y agua.	74

# RESUMEN

Los métodos de inspección no destructivos, el ultrasonido en particular, ha sido considerado como una alternativa atractiva para la caracterización de las propiedades elásticas a partir de la interacción entre onda acústica y material. En esta interacción, la velocidad y la atenuación ultrasónica juegan un papel muy importante.

Desgraciadamente, las ondas acústicas son sensibles a efectos secundarios producto del proceso de fabricación del material; entre algunos de estos efectos tenemos: el tamaño de grano que afecta a la atenuación ultrasónica a través de la dispersión en la frontera de grano y la textura cristalográfica, la cual afecta a la velocidad de la onda ultrasónica a través de la anisotropía.

En este proyecto, se investigó el efecto de la textura cristalográfica y el tamaño de grano en: la birrefringencia de ondas de corte y en la atenuación ultrasónica. En la etapa del desarrollo experimental, se utilizó la técnica ultrasónica de pulso-eco de contacto e inmersión. Los resultados experimentales de atenuación fueron comparados y ajustados de acuerdo con la teoría de Stanke y Kino, para determinar a partir de estas mediciones, el tamaño de grano del acero de estos anillos.

El módulo de Young fue determinado a partir de los resultados experimentales de velocidad de ondas longitudinal y de ondas de corte. Los resultados han demostrado que los tamaños de grano obtenidos de esta forma son comparables con los obtenidos por medio de metalografía. Así mismo el módulo de Young determinado a partir de mediciones ultrasónicas es comparable con el obtenido a partir de ensayos de tensión.

Estos resultados, confirman que el ultrasonido puede ser usado en forma no destructiva para predecir el tamaño de grano de materiales policristalinos a partir de mediciones de atenuación y para determinar propiedades elásticas y propiedades mecánicas de interés.

El conocimiento de la textura y el grado de anisotropía, puede ser utilizado para juzgar si un material es idóneo para una aplicación particular. Por ejemplo, desconocer la textura en una placa de acero estructural podría acarrear problemas de diseño debido a la dependencia direccional de las propiedades elásticas.

# OBJETIVO

Aplicar la técnica ultrasónica para estudiar el efecto de las características microestructurales del acero 52100 en la velocidad y atenuación de ondas ultrasónicas, con el propósito de determinar en forma no destructiva y el módulo de Young y el tamaño de grano.

## Objetivos Particulares

- I). Calcular y aplicar las correcciones necesarias a las mediciones de pérdidas acústicas causadas por factores geométricos e impedancia acústica.
- II) Determinar si se presenta el fenómeno de birrefringencia y a partir de mediciones de velocidad calcular el módulo de Young del acero 52100.
- III). Aplicar el modelo de Stanke y Kino para la determinar el tamaño de grano a partir de resultados experimentales de atenuación ultrasónica.

# CAPITULO I

## INTRODUCCIÓN

En productos primarios de la fabricación de acero y aleaciones de acero tales como barras, placas y tubos constituyen las formas intermedias a partir de las cuales se hacen diferentes componentes. Las barras, son usualmente maquinadas y trabajadas en caliente hasta su forma final. Los productos de placa y tubo son maquinados y conformados para llegar a su condición final. En todos estos casos la fiabilidad del producto terminado depende de la calidad del producto intermedio. Los ensayos no destructivos ultrasónicos son el método más efectivo para detectar defectos superficiales y no superficiales que se encuentran comúnmente en barras, placas y tubos. Como es sabido, la medición de las propiedades elásticas, es la base para predecir el comportamiento de materiales de ingeniería; esta determinación se hace usualmente por métodos destructivos con el consabido aumento en el costo de la producción.

En la conformación de anillos de acero AISI 52100 mediante el proceso de rolado axial radial se tienen las siguientes ventajas en comparación con los *anillos fabricados de placa*: a) desperdicio de materia prima es mínimo, b) la altura del anillo no es un obstáculo, c) el flujo del grano es radial, d) el ahorro del tiempo de maquinado. Comparándolo con *anillos soldados*: a) presenta mejores propiedades mecánicas, b) son recomendables para aplicaciones con gran presión interna y c) flujo de grano radial. Una de las desventajas que presenta el proceso de rolado axial radial es que los anillos tienden a distorsionarse si no se controla el proceso de fabricación, esta distorsión se debe a los esfuerzos residuales causados por el enfriamiento desigual que sufren los anillos al final del proceso de fabricación. Esta distorsión se acrecienta al momento de que los anillos son maquinados para darles las dimensiones finales.

Para analizar la factibilidad de detección de esfuerzos residuales, es necesario primero investigar el efecto de las características microestructurales del acero 52100 en la velocidad y atenuación ultrasónica. Como se mencionó anteriormente, las características microestructurales, y los esfuerzos residuales afectaran en forma independiente a la velocidad de las ondas ultrasónicas.

Usualmente el efecto de la textura es mayor que el efecto acustoelástico por lo que tiende a ocultar al efecto acustoelástico producido por los esfuerzos residuales. Debido a esto, esta investigación se enfocará a realizar una serie de experimentos para medir la velocidad y atenuación de ondas longitudinales mediante la técnica de inmersión y mediciones de birrefringencia acústica de velocidad de ondas de corte mediante la técnica de contacto para determinar el porcentaje de textura presente en muestras de anillos de acero 52100 laminados en caliente.

Otro aspecto que se investiga es la factibilidad de determinar el tamaño de grano en muestras de anillos de acero por medio de mediciones de atenuación ultrasónica utilizando la técnica de inmersión y con el uso de predicciones teóricas de propagación de ondas en materiales policristalinos que hay en la literatura con la finalidad de que algunas propiedades mecánicas puedan ser determinadas durante el proceso de inspección al que son sometidos los anillos durante la evaluación de defectos. Como es sabido, el tamaño de grano influye de manera importante en las propiedades mecánicas de materiales policristalinos. Por lo que la determinación del tamaño de grano en línea permitiría garantizar la calidad del 100 % de la producción.

Esta tesis forma parte de un proyecto de investigación en el que se propone el uso del ultrasonido como una alternativa no destructiva de evaluación de esfuerzos residuales. En orden de que esto sea realizado, primero debe de ser investigado el efecto de las características microestructurales del material. Este trabajo estudiará esta interacción, los resultados de este serán fundamentales para separar los efectos de la microestructura y las variables ultrasónicas. Estos resultados también serán aprovechados para determinar las propiedades elásticas de los anillos.

## **1.1 JUSTIFICACION**

Durante el maquinado de los anillos de acero 52100, estos sufren una distorsión causada por esfuerzos residuales generados durante el proceso de manufactura, por lo que existe el interés de explorar métodos no destructivos para evaluar la presencia de estos esfuerzos.

Cabe mencionar que antes de que cualquier esfuerzo se dirija en esta dirección, es necesario estudiar el efecto de otras características microestructurales en las ondas ultrasónicas para poder discriminar entre los efectos causados por dichas características y el efecto causado por los esfuerzos residuales a través del fenómeno acustoelástico.

Los métodos destructivos han sido utilizados para determinar en las propiedades mecánicas de los materiales, dichas propiedades son la base para predecir el comportamiento mecánico que presentaran los materiales una vez puestos en operación. Entre las desventajas de estos métodos tenemos que el espécimen se destruye, lo que implica un aumento en los costos de producción y por ende que no se inspeccione el 100 % de la producción.

En cambio los métodos no destructivos ofrecen una alternativa interesante a este problema ya que a partir de la interacción entre las ondas acústicas y el material se pueden determinar en forma indirecta el tamaño de grano, la textura y las propiedades elásticas de materiales sin necesidad de destruirlos y sin afectar sus propiedades mecánicas.

## **1.2 HIPOTESIS**

La onda acústica en su propagación por el material se ve afectada en la velocidad y en su intensidad por las características microestructurales de éste, por lo que el tipo de afectación del material en la onda acústica puede ser relacionada a las propiedades mecánicas y características microestructurales dependiendo de la naturaleza de la afectación.

## CAPITULO II

# REVISION BIBLIOGRAFICA

### 2 Introducción

Los anillos de acero 52100 son trabajados en caliente hasta su forma final y posteriormente son maquinados a las dimensiones requeridas por el cliente. En todos estos casos la calidad del producto terminado depende del proceso de fabricación del producto intermedio. Es por ello que en este capítulo discutiremos en forma general la clasificación del acero, los efectos de los elementos de aleación y el proceso de fabricación de estos anillos.

#### 2.1 Clasificación de Aceros

En el sistema AISI-SAE han organizado sistemas de designación que utilizan un número de cuatro a cinco dígitos, Los primeros dos dígitos se refieren a los principales elementos de aleación presentes, y los últimos dos o tres dígitos corresponden a la cantidad de carbono en porcentaje. Por ejemplo el AISI 1040 es un acero medio carbono con 0.40% C. El SAE 10120 es un acero al alto carbono con 1.20% C.

Los aceros al carbono contienen hasta aproximadamente 2% C. Los aceros pueden clasificarse con base a su composición o según la forma en la que han sido procesados.

a) Los aceros al bajo carbono

- Contienen de 0.04 a 0.15% de carbono.
- Estos aceros se utilizan en la fabricación de carrocerías para automóviles, laminas a ser utilizadas en tuberías.
- El incremento en sus propiedades mecánicas se da por deformación en frío.
- Su microestructura consiste de ferrita y perlita.

b) Los aceros de medio carbono contienen de 0.15 a 0.60% de carbono

- Se utilizan en edificios, puentes, tuberías, maquinaria, etc.
- Pueden ser tratados térmicamente por austenizado, templado y revenido.
- Su microestructura consiste en ferrita y perlita.

- c) Los aceros de alto carbono contienen mas de 0.60% de carbono:
- Se usa en la fabricación de muelles, ruedas para ferrocarril y similares.
  - Son aceros mas resistentes y menos dúctiles de los aceros al carbono.
  - Tiene alta resistencia al desgaste.

## 2.2 Efecto de los elementos de aleación

Los elementos de aleación se agregan a los aceros con el propósito de:

- a) Proporcionar un endurecimiento de solución sólida de la ferrita,
- b) Causar la precipitación de carburos de aleación en lugar de cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ )
- c) Mejorar la resistencia a la corrosión y otras características especiales del acero
- d) Mejorar la templabilidad (o facilidad del acero para formar martensita) o capacidad de endurecimiento.

### 2.2.1 Manganeso

Este elemento esta presente en todos los aceros, ya que se utiliza ampliamente para la desoxidación y desulfurización del acero fundido. Permanece en los aceros en cantidades menores al 1%. Cuando esta presente en cantidades mayores se toma como elemento de aleación.

Las funciones principales del manganeso son:

- a) Aumenta el esfuerzo de tensión.
- b) Aumenta en forma moderada la capacidad de endurecimiento del acero y promueve la tenacidad y maquinabilidad.
- c) En acero que contiene azufre, el manganeso minimiza la fragilidad en frio y en caliente.

### 2.2.2 Cromo

El cromo es un formador de carburos, formando carburos duros  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  o  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  o alternativamente carburos dobles con hierro. Todos estos carburos son más duros que la cementita ordinaria. Como formador de ferrita, el cromo disminuye la temperatura  $A_1$  y aumenta la temperatura  $A_3$  por lo que estabiliza la fase ferrita a expensas de la fase austenita. Si se agrega más de 11% de cromo la fase austenita se elimina por completo.

Las funciones principales del cromo son:

- a) Aumenta la dureza del acero cuando hay una cantidad suficiente de carbono. Aceros de bajo cromo con cantidades de carbono mayores al 1% son extremadamente duros.
- b) En aceros de bajo carbono, las adiciones de cromo aumentan la resistencia con una pérdida de ductilidad.
- c) Contribuye para aumentar la resistencia a altas temperaturas.
- d) Provee una contribución moderada al endurecimiento.
- e) En aceros al alto carbono aumenta la resistencia al desgaste.
- f) Cuando se adiciona en cantidades hasta del 25%, aumenta la resistencia a la corrosión debido a la capa protectora que se forma en la superficie.

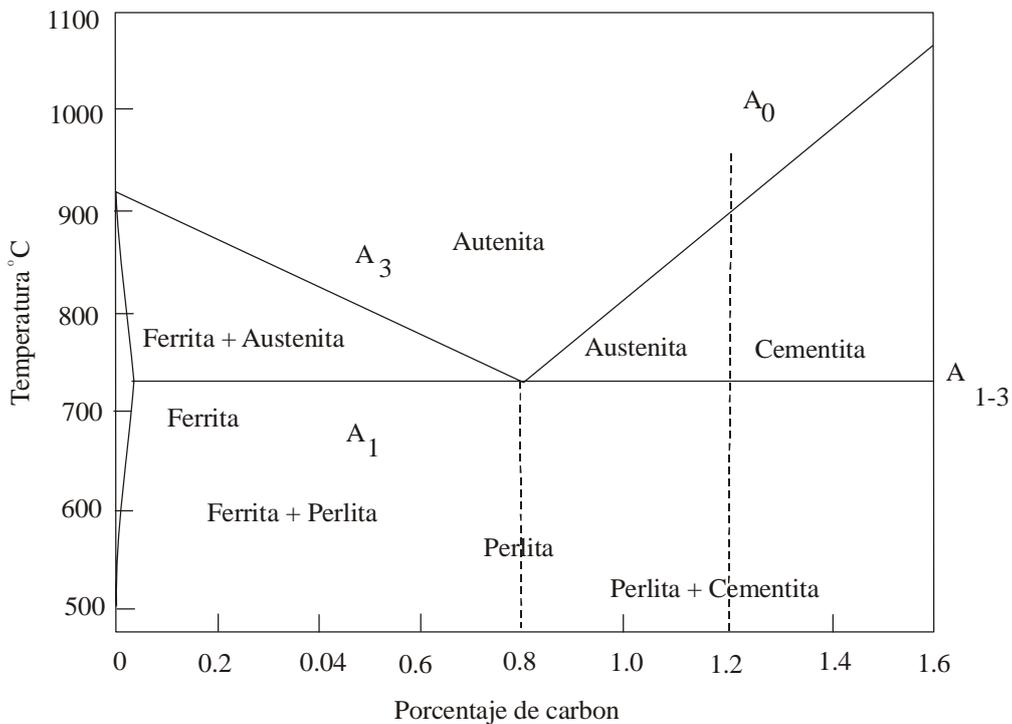


Figura 2.1 Diagrama de transformación de fase en el acero [1]

### 2.2.3 Silicio

El silicio es un formador de ferrita. Este elemento aumenta las temperaturas A<sub>1</sub> y A<sub>3</sub> ya que tiene un efecto grafitizante (figura 2.1), usualmente se combina en aceros con manganeso como un estabilizador de carburos.

Las funciones principales del silicio son:

- a) En laminas de aceros eléctricos, el silicio aumenta la permeabilidad magnética y la resistividad eléctrica y permite obtener pérdidas por histéresis muy bajas. El contenido de silicio en estos aceros esta entre 0.5 y 4.5%
- b) El silicio contribuye a la resistencia a la oxidación en algunos aceros resistentes al calor
- c) En combinación con manganeso, el silicio aumenta la capacidad de endurecimiento, la resistencia y la tenacidad al impacto.

### 2.3 Composición química y usos del acero 52100

#### *Química típica*

Carbón	0.98- 1.1
Manganeso	0.25-0.35
Silicio	0.-15-0.35
Cromo	1.3-1.6
Hierro	balance
Azufre	0.025 máx.

#### *Usos típicos*

Cojinetes	Galgas
Dados del drenaje	Mandriles
Taladros (no ferrosos)	Formación de las herramientas

### 2.4 Laminado en caliente

Este proceso es uno de los métodos principales para darle forma al acero por medio de trabajado en caliente. El laminado en caliente fue introducido por Henry Cort en 1883. Debido a su éxito Cort ha recibido el nombre del *padre del laminado en caliente*. El uso de este principio antecede sus laminadoras por muchos años, por ejemplo existen antecedentes de que en el año de 1553, en Francia se usaron rodillos para producir láminas de espesor uniforme para el acuñado de oro y monedas de plata. Desde los días de Cort hasta el tiempo actual, las laminadoras han pasado por un proceso de desarrollo muy vertiginoso, no solamente en el tamaño, potencia y capacidad de producción, sino que también en su diseño y en la variedad de formas que se pueden impartir a las secciones laminadas.

El proceso metalúrgico de laminado en caliente es usado generalmente para producir laminas de metal o secciones transversales simples a partir de fundiciones. En este método, el metal es pasado entre un juego de rodillos y la temperatura del metal

esta generalmente arriba de la temperatura de recrystalización, en forma opuesta al laminado en frío, el cual toma lugar a temperaturas menores a esta temperatura. Esto permite que se logren grandes deformaciones del metal con un número menor de ciclos [2].

**2.4.1 Principio mecánico**

El proceso de darle forma al acero por medio del laminado, consiste básicamente en pasar el material entre dos rodillos que giran a la misma velocidad periférica y en direcciones opuestas, los cuales se encuentra espaciados por una distancia que es menor al espesor de material que ingresa a ellos, como se muestra en la figura 2.2

En estas condiciones, los rodillos sujetan la pieza y la entregan con una sección transversal reducida y con un incremento en la longitud. La extensión de los lados depende principalmente en la cantidad de reducción y la forma de la sección transversal que entra en los rodillos, de tal forma que en el laminado de placas de ancho considerable, el aumento total es independiente del ancho y tal vez sea menor al que se da en la primera pasada de pequeños billets cuadrados, especialmente si el porcentaje de reducción de la sección transversal es muy grande.

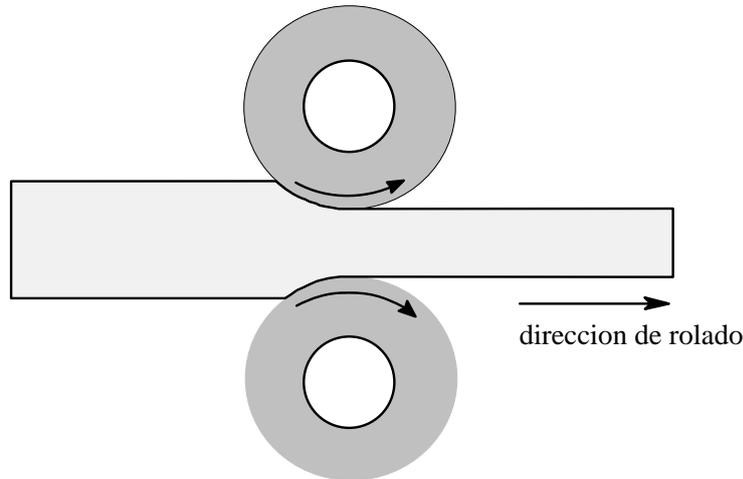


Figura 2.2 Diagrama que ilustra la acción de laminado simple en una pieza de acero caliente.

**2.4.2 Efecto de la laminación**

Los efectos del laminado con respecto a los cambios en las dimensiones físicas de la pieza están influenciados en forma muy marcada por la temperatura de la pieza a ser laminada con respecto al grado y uniformidad del calentamiento. La reducción de la resistencia a la deformación impartida al acero por ligeros incrementos de temperatura resulta en una reducción en la potencia necesaria para laminar y aumenta la facilidad

con la cual el acero caliente puede hacerse fluir plásticamente en la dirección deseada. La composición química de un acero dado y la naturaleza de la operación de laminación pueden limitar respectivamente las temperaturas máximas y mínimas de laminación que son aplicables.

### **2.4.3 Efecto de la temperatura de trabajo**

Los efectos de laminado con respecto a los cambios en las dimensiones físicas de la pieza son influenciados en forma muy importante por la temperatura de la pieza a ser laminada. La reducción de la resistencia a la deformación impartida al acero mediante aumentos pequeños de temperatura da como resultado una disminución en la cantidad de potencia requerida y aumenta la facilidad con la que el acero caliente puede hacerse fluir plásticamente en la dirección deseada. La composición química del acero y la naturaleza de la operación de laminado pueden limitar respectivamente las temperaturas de laminación máximas y mínimas. Prácticas de control de laminación que combinan ciertos porcentajes de reducción a temperaturas específicas son usadas en laminadoras moderna para aumentar la tenacidad en aceros laminados en caliente como se muestra a continuación.

### **2.4.4 Tratamientos termomecánicos**

Los tratamientos termomecánicos consisten en combinar cantidades controladas de deformación plástica con el ciclo de tratamiento térmico para lograr mejorar las propiedades mecánicas por encima de aquellas obtenidas por las prácticas comunes de laminación ya sea solas o laminado seguido de un tratamiento térmico separado. Entre las propiedades mecánicas que pueden ser mejoradas está:

- a) Mayor esfuerzo de fluencia
- b) Aumento en la tenacidad
- c) Mejor soldabilidad
- d) Mayor resistencia a la fractura por clivaje
- e) Mayor resistencia a la fractura de baja energía
- f) y otras propiedades como ductilidad, tenacidad, resistencia al creep, y aumento de la vida a la fatiga.

El proceso termomecánico más importante, es el de *deformación antes de la transformación* (ausformado, austemperado, laminado controlado). En este tipo de tratamiento termomecánico la secuencia deformación/transformación es uno de los

muchas etapas del procesamiento que deben ser controladas para optimizar las propiedades de laminas y placas en la condición de laminado. Por ejemplo, el agrandamiento del tamaño de grano debe de ser limitado durante el recalentamiento, la recrystalización debe de ser controlado durante la laminación, la transformación a través de la velocidad de enfriamiento debe de ser limitada para controlar el tamaño y tipo de productos de la transformación y el enfriamiento posterior a la transformación de regularse para controlar el proceso de precipitación. Todos estos objetivos son conseguidos a través del control del procesamiento y las variables de composición como la adición de microaleantes.

### 2.4.5 Recuperación y recrystalización.

El fenómeno de recrystalización consiste de forma general en la deformación plástica de un metal, esto ocasiona que los granos se alarguen, después se calienta el metal hasta el orden de la mitad de la temperatura de fusión. Se genera una secuencia de etapas de recuperación-recrystalización-crecimiento del grano. Si se observara este proceso por un microscopio óptico se encontraría que no sucede nada hasta un tiempo  $t_1$  en el que empiezan a nuclearse nuevos granos dentro de la matriz trabajados en frío.

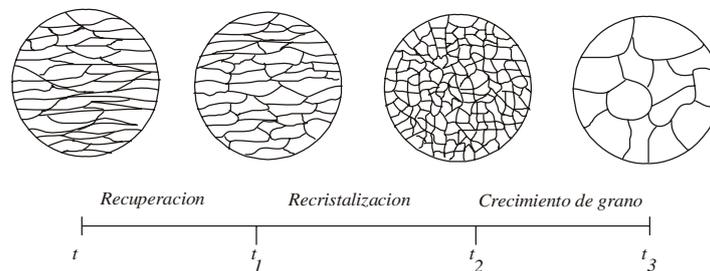


Figura 2.3 Representación esquemática de la secuencia recuperación-cristalización crecimiento [2].

Estos granos crecen rápidamente hasta que todos los granos trabajados en frío llegan al tiempo  $t_2$ . Después, estos granos nuevos crecen en forma más lenta hasta que en el tiempo  $t_3$ , se obtiene un tamaño final.

La etapa de  $t$  a  $t_1$  se le denomina recuperación que la cual se define como todos los fenómenos del recocido que se presentan antes de la aparición de granos nuevos sin deformación.

El proceso que ocurre desde el tiempo  $t_1$  hasta el tiempo  $t_2$  se denomina recrystalización y se define como la nucleación de granos nuevos sin deformación y el consumo gradual de la matriz trabajada en frío debido al crecimiento de estos granos.

La fuerza que provoca impulsa el crecimiento de los granos nuevos sin deformación desde el tiempo  $t_1$  al tiempo  $t_2$  es la energía almacenada de la matriz trabajada en frío. Después del tiempo  $t_2$  la fuerza que impulsa el crecimiento viene a ser únicamente la curvatura de los límites del grano. El proceso que se presenta después de  $t_2$ , se conoce generalmente como un crecimiento de grano. Por consiguiente, se ve que los procesos que se realizan durante el recocido de un metal trabajado en frío se dividen en tres etapas: recuperación, recristalización y crecimiento de grano.

Cuando se deforma plásticamente un metal se consume una cantidad considerable de energía. La mayor parte de esta energía se convierte en calor, pero una pequeña fracción permanece en el metal como energía almacenada; veasé la figura 2.4 dicha energía almacenada da lugar a las dos etapas de relajación del calentamiento, recuperación y recristalización. La tercera etapa, crecimiento del grano, está relacionado sólo indirectamente como estas dos etapas.

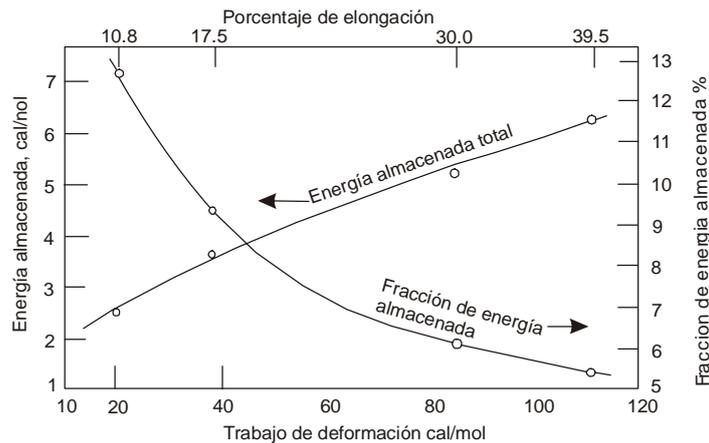


Figura 2.4 Cantidad de energía almacenada durante la deformación del Cu. [2]

Estrictamente hablando, la fuerza para estos dos procesos de relajación es la energía libre de Gibbs por átomo.

$$\bar{G} = \bar{H} - T\bar{S} = \bar{E} + P\bar{V} - T\bar{S} \quad (2.1)$$

y para los procesos a temperatura y presión constantes se obtiene:

$$\Delta\bar{G} = \Delta\bar{E} + P\Delta\bar{V} - T\Delta\bar{S} \quad (2.2)$$

Donde el término  $P\Delta\bar{V}$  representa por lo común sólo un pequeño porcentaje de  $\Delta\bar{E}$ . Este resultado es válido generalmente para procesos de estado sólido a la presión atmosférica debido a que  $\Delta\bar{V}$  es pequeño en el estado sólido. Con el fin de evaluar el

término de entropía se debe determinar el grado de desorden producido en la red por deformación plástica. Los defectos principales producidos por el flujo plástico son las dislocaciones. El término entropía se puede estimar a partir de esta fuente, y el término  $T\Delta\bar{S}$  es sólo un pequeño porcentaje de  $\Delta E$ . De aquí, que en una aproximación bastante buena la fuerza que provoque la recuperación y la recristalización puede tomarse simplemente como la energía almacenada  $\Delta G \approx \Delta E = E_s$  [2].

## 2.5 Mecanismos de almacenamiento de energía.

Cuando una aleación se deforma plásticamente, se producen muchos defectos en la red cristalina y, estos defectos, junto con la deformación elástica sirven como mecanismos para el almacenamiento de energía en la aleación.

*Deformación elástica.* Si se deforma la red una cantidad  $\varepsilon$  tendrá una energía de deformación por unidad de volumen dada como  $\varepsilon^2 E/2$ , en donde  $E$  es el módulo de Young. La deformación reticular producirá un desplazamiento de línea en las radiografías de rayos X de un metal, de modo que se puede calcular la deformación y, de aquí, la energía de deformación a partir del examen por rayos X de los metales. Los experimentos indican que la energía de deformación elástica representa solamente de un 5% a 10% de la energía total que se ha almacenado.

*Defectos reticulares.* La deformación plástica producirá los defectos siguientes en la red cristalina: dislocaciones, vacancias, átomos intersticiales, fallas de apilamiento y límites de macla. La fracción de energía almacenada que es producida por cada uno de estos defectos depende de dos factores, la energía por defecto y la densidad de defectos producida por deformación. Los dos defectos más importantes producidos por deformación a temperatura ambiente son las dislocaciones y las vacancias. Las vacancias son solamente una pequeña fracción de la energía almacenada total de modo que la porción principal de esta energía, generalmente alrededor de un 80 a 90% se debe a la generación de dislocaciones.

El trabajo mecánico severo en frío de un metal recocido incrementará la densidad de dislocaciones desde alrededor de  $10^7$  a  $10^{11}$  dislocaciones por centímetro cuadrado. Se observa que si las dislocaciones tienen una baja movilidad a la temperatura de deformación, aparecen como un arreglo aleatorio en el metal deformado. Sin embargo las dislocaciones pueden tener deslizamiento transversal inmediatamente empiezan a condensarse en grupo de modo que el metal tiene regiones de alta y baja densidad de

dislocaciones. Véase la figura 2.5a. Las regiones de baja densidad se le llaman células o subgranos. En general, se observa que si después de la deformación no están ya presentes en grupos o laberintos de dislocaciones distintas en un metal, el recocido hará que se formen y el recocido general hará que se condensen los grupos para formar límites de subgrano. Véase la figura 2.5b. Entonces la red de las dislocaciones puede disminuir su energía al formar grupos en vez de arreglos al azar.

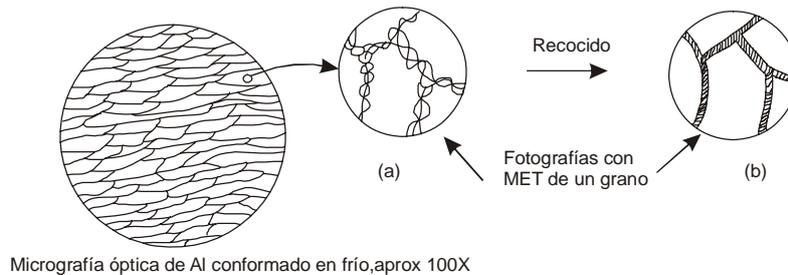


Figura 2.5 Representación esquemática de la estructura del grano y del subgrano [2].

Por lo tanto los granos trabajados en frío que aparecen como pequeños monocristales perfectos pueden consistir de millones de subgranos pequeñísimos con orientaciones cristalográficas eventualmente diferentes, separado por paredes celulares compuestas de conglomerados de dislocaciones condensadas [3].

### 2.5.1 Variables que afectan la cantidad de energía almacenada.

*Pureza.* La adición de átomos de impureza a un metal incrementa la cantidad de energía almacenada para una deformación determinada. Aparentemente los átomos de impureza estorban el movimiento de las dislocaciones y, por eso producen una multiplicación aumentada de dislocaciones.

*Deformación.* Los procesos más complejos de deformación producen energías almacenadas más altas. Una tensión simple puede activar el deslizamiento únicamente sobre dos planos de deslizamiento en un metal ccc, mientras que una deformación más compleja, como la extrusión, activará generalmente el deslizamiento en las cuatro posibles familias de planos de deslizamiento. En el último caso la intersección de dislocaciones será mucho más frecuente, dando lugar a densidades más altas de dislocación.

*Temperatura.* La deformación a temperaturas más bajas incrementa la cantidad de energía almacenada. Esto se debe a que hay menos energía térmica que ayude a la liberación de energía y reduzca la interacción entre los defectos durante la deformación.

*Tamaño de grano.* La cantidad de energía almacenada se incrementa al disminuir el tamaño de grano. Considérese un grano grande que es deformado una cantidad dada. Ahora, imagínese este mismo volumen dividido en muchos granos pequeños y, luego, deformado la misma cantidad. En este segundo caso la deformación generaría muchas más interacciones grano-límite-dislocación. Ya que los límites de grano son eficaces para bloquear las dislocaciones, el tamaño menor de grano ayuda a la interacción y la multiplicación de las dislocaciones. Se ha demostrado que la densidad de dislocaciones producida por deformación es inversamente proporcional al tamaño del grano[2].

### 2.5.2 Liberación de la energía almacenada

Al calentarse un metal trabajado en frío, la energía almacenada se libera cuando la temperatura es suficiente para permitir que se efectúen los procesos de relajación. Esta liberación de energía puede medirse comparando el comportamiento de recocido de un espécimen trabajado en frío y uno recocido. Una técnica implica calentar una muestra trabajada en frío y otra que haya sido recocida en tanto que se mide la diferencia de potencia,  $\Delta P$ , requerida para incrementar la temperatura de ambas muestras en igual forma. Utilizando esta técnica se obtienen diferentes tipos de curvas como las graficadas en la figura 2.6. En relación con estas curvas hay tres puntos importantes:

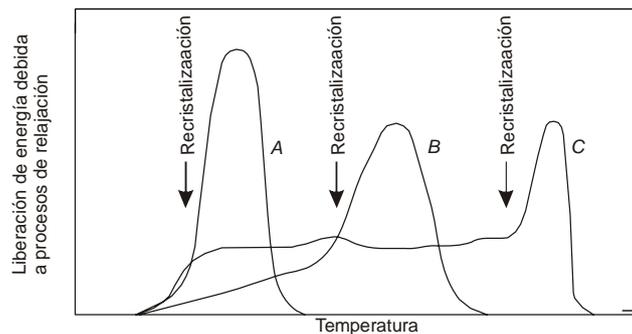


Figura 2.6 Tres tipos de curvas de liberación de energía

- a) En cada caso los granos recristalizados aparecen primero en el inicio de un máximo de potencia.
- b) La fracción de energía almacenada que es liberada durante la recuperación es pequeña para el tipo A y grande para el tipo C.

- c) Las curvas del tipo A se obtienen por lo general para metales puros, y las del tipo B o C para metales impuros.

Sea  $S$  la energía almacenada total y  $S_r$  la energía liberada durante la recuperación, de modo que  $S_r/S$  es la fracción de energía almacenada que se libera durante la recuperación. En un estudio se encontró que esta fracción varía desde 0.03 para metales de alta pureza hasta 0.7 para algunas aleaciones. Es evidente que los átomos de impureza inhiben la nucleación de los granos recristalizados y, por ello, permiten que una fracción mayor de la energía almacenada sea liberada por procesos de recuperación antes de que se inicie la recristalización [2].

## 2.6 Cambios de propiedad

Los cambios en las propiedades físicas que se presentan durante el recocido se ilustran en la figura 2.7 para un metal policristalino, en donde la curva de liberación de energía se muestra en la parte inferior como referencia.

*Dureza.* Por lo general, sólo hay un pequeño cambio en dureza durante la recuperación, cerca de una quinta parte del cambio total. Puesto que la dureza disminuye con la reducción de las densidades de dislocaciones, la figura 2.7 indica solamente una pequeña caída en la densidad de las dislocaciones durante la recuperación, pero señala una gran caída durante la recristalización. Se espera el último resultado debido a que los nuevos granos recristalizados no tienen esencialmente deformación.

*Resistividad.* La resistividad eléctrica de los metales es una medida de la resistencia presentada por la red metálica al flujo de electrones que es producido por un campo eléctrico. Los defectos de la red pueden actuar como sitios de dispersión para los electrones movilizables, y por ello pueden incrementar la resistividad. Los defectos puntuales, como las vacancias y los átomos intersticiales, son más eficaces para la dispersión que las dislocaciones, de tal manera que los cambios en la resistividad reflejan cambios en la concentración de vacancias y de átomos intersticiales.

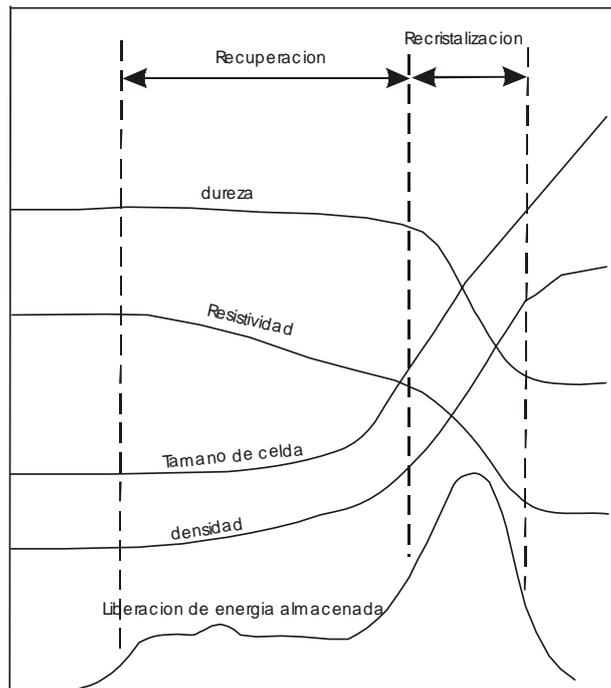


Figura 2.7 Variación de algunas propiedades físicas durante la recuperación y la recristalización [2]

*Densidad.* La densidad de un metal trabajado en frío disminuye debido a la generación de vacancias. Las dislocaciones de borde contribuyen también a la reducción de la densidad debido a la dilatación de la red cerca de este tipo de dislocación. Los datos de densidad de la figura 2.7 muestran que los mecanismos de recuperación deben implicar una disminución en la concentración de vacancias y, probablemente, alguna disminución en la densidad de las dislocaciones de borde.

*Tamaño de la celda.* Los datos de tamaño de celda de la figura 2.7 se explican por sí mismos. El tamaño de la celda aumenta ligeramente sólo en la primera parte de la etapa de recuperación, pero muestra un incremento definido justo antes de la recristalización.

## 2.7 Mecanismos de recuperación.

Los mecanismos que operan en el intervalo de temperatura baja implican movilización de vacancias; los que operan en el intervalo de temperaturas medias implican movilización de dislocaciones sin trepado; aquellos del intervalo alto de

temperatura implican movilización de dislocaciones con trepado. Este orden de recurrencia es un reflejo de la relativa activación térmica que se requiere para los diferentes mecanismos.

*Crecimiento de subgranos.* El origen de los subgranos Después de la deformación, los laberintos de dislocaciones aíslan regiones de la celda con densidad de dislocaciones relativamente baja, según se muestra en la figura 2.8a. Estas celdas están levemente desalineadas entre sí y su tamaño es del orden de 0.1 a 1  $\mu$ .

Con el recocido, los laberintos de dislocaciones se condensan en límites bidimensionales agudos y disminuye la densidad de dislocaciones dentro de las celdas; véase la figura 2.8b. Cerca del final de la de recuperación estos granos empiezan a aumentar de tamaño.

*Aglutinación de subgranos.* En algunos casos, los límites entre los subgranos simplemente desaparecen en la etapa de recuperación. El Proceso se ilustra esquemáticamente en la figura 2.8. Por procesos que no están claros aun, desaparece el desajuste en la orientación entre los dos granos vecinos. Esto probablemente se efectúa por el movimiento de las dislocaciones de la intercara, el cual implica "escalamiento" por lo que se requiere la difusión.

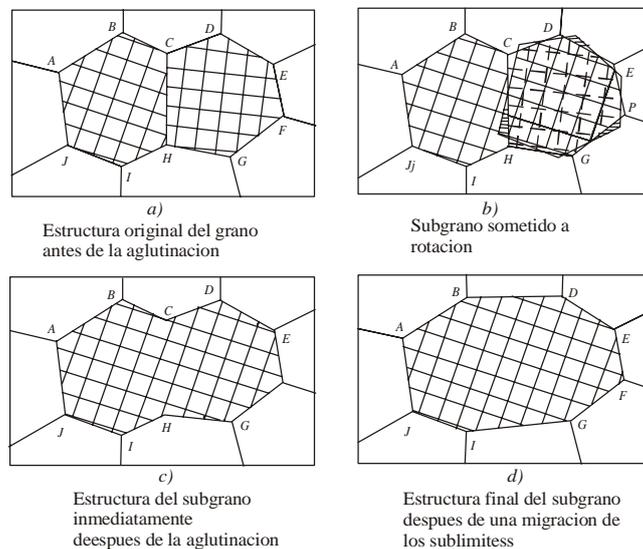


Figura 2.8 Representación esquemática de la aglutinación de subgranos debido a la rotación de los mismos.

*Poligonización.* Cuando un monocristal se dobla ligeramente como se muestra en la figura 2.9a y, luego se recocido se fragmenta en pequeños bloques monocristalinos como se indica en la figura 2.9b. El registro de Laue de un cristal como el de la figura

2.9a muestra una mancha de los puntos de difracción debida a los planos cristalinos curvados. Con el recocido, cada punto manchado se fragmenta en una serie de puntos bien definidos, pero más pequeños los cuales indican la estructura poligonizada de la figura 2.9b. Después de que se dobla el monocristal se genera un exceso de dislocaciones positivas de borde según se muestra en la figura 2.10a [2].

El recocido hace que estas dislocaciones de borde se alineen una con otra en límites de ángulo pequeño según se señala en la figura 2.10b. Para que las dislocaciones se alineen debe haber deslizamiento y "escalamiento". La poligonización no está bien definida en los materiales policristalinos debido a la complejidad de la deformación. Sin embargo, se puede decir que, en general, a) la poligonización requiere un exceso de dislocaciones de borde, b) se produce únicamente a temperaturas de recuperación más altas debido a que está implicado el "escalamiento" de dislocaciones, y c) produce subgranos que son casi 10 veces más grandes que los que se producen vía condensación de los laberintos o grupos de dislocaciones.

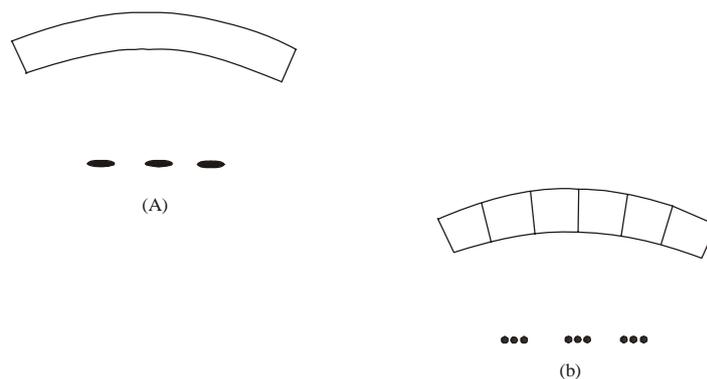


Figura 2.9 a) Monocristal doblado y el correspondiente patrón de puntos de Laue  
 b) El cristal poligonizado y su correspondiente patrón de puntos de Laue.

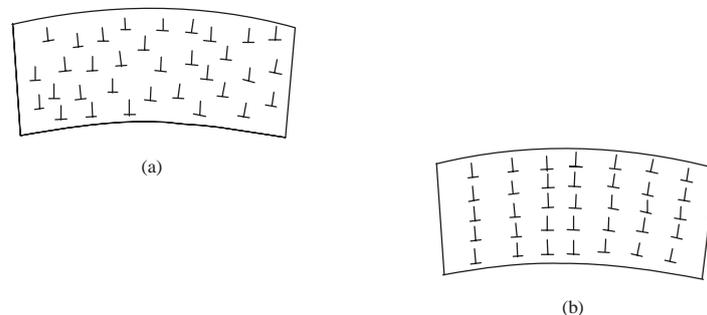


Figura 2.10 a) El exceso de dislocaciones de borde producidas por doblado  
 b) alineación de las dislocaciones de borde después de la poligonización.

## 2.8 Mecanismos de nucleación para la recrystalización.

Se han observado dos mecanismos para el fenómeno de nucleación en la recrystalización dependiendo del metal y del grado de deformación. El metal deformado contiene dos tipos principales de intercaras, los límites de grano preexistentes y los límites de subgrano que resultan de la deformación. Se ha observado que la "nucleación" se origina por el crecimiento repentino de uno u otro de estos dos tipos de límite.

*Crecimiento repentino de límites de grano preexistentes.* El límite entre un grano original de alta densidad de dislocaciones y de un grano original de baja densidad de dislocaciones crece repentinamente. De aquí que el fenómeno de nucleación es esencialmente un fenómeno de crecimiento.

*Crecimiento repentino de los límites del subgrano.* Parece haber dos mecanismos esenciales que conducen al crecimiento repentino de los límites del subgrano. En el primero, los subgranos crecen ya sea por el mecanismo de aglutinación o por la migración del límite del subgrano. Finalmente se forma un límite de alta movilidad el cual crece de pronto. El mecanismo parece ser, que hay ajustes dentro de los sublímites a una escala atómica. Estos ajustes modifican un límite existente de alta movilidad, el cual crece entonces dando lugar al fenómeno de "nucleación". Este mecanismo es más común en metales muy deformados debidos tal vez a que requieren la preexistencia de un límite de alta movilidad. Es necesaria una gran deformación para producir desajustes grandes en la orientación entre los subgranos con los consiguientes sublímites de alta movilidad.

*Tamaño previo de grano.* Para una deformación dada se espera que haya más energía almacenada en un metal de grano fino debido a la deformación más compleja requerida por los dichos granos, a)  $T_{recr}$  disminuye con los granos finos, ya incrementa la energía almacenada b)  $d$  disminuye debido a los granos finos. Los granos más pequeños hacen que se incremente la difusión local.

*Impurezas.* La adición de impurezas incrementa la cantidad de energía almacenada para una deformación determinada, así que se podría esperar que se incremente la velocidad de crecimiento. Sin embargo, las impurezas son extremadamente eficaces para disminuir la movilidad de la intercara. Este último efecto sobresale, de modo que se espera que las impurezas disminuyan la velocidad de

crecimiento y la de nucleación. a)  $T_{\text{recr}}$  aumenta con la adición de impurezas del orden de la mitad del punto de fusión, b) Para una deformación dada, la presencia de impurezas permite una energía almacenada más alta, es posible que las impurezas ayuden a lograr un grano recristalizado de tamaño más pequeño.

*Temperatura de la deformación previa.* La deformación a altas temperaturas permite que haya más recuperación, por lo que se espera que menos energía almacenada.

## 2.9 Trabajo en caliente

Si se somete una barra de soldadura blanda a una serie de dobleces alternados en uno y otro sentido varias veces, se encuentra que la barra permanece blanda aun después de los dobleces. Con la misma operación realizada sobre una barra de cobre recocido se produce un endurecimiento rápido de manera que después de algunos dobleces el cobre ya no puede doblarse en forma manual. En este lugar, la cuestión de interés es saber por qué la soldadura no se endurece por trabajo mecánico. La razón es que la temperatura de recristalización de la soldadura es lo suficientemente baja como para permitir que se produzca la recristalización durante el doblez. Los nuevos granos sin deformación tienen una densidad de dislocaciones baja, por lo cual evitan el endurecimiento por trabajo mecánico que se presentaría en el caso contrario. Durante el trabajado en caliente se producen simultáneamente la recristalización y la deformación, lo cual se ilustra en la figura 2.11.

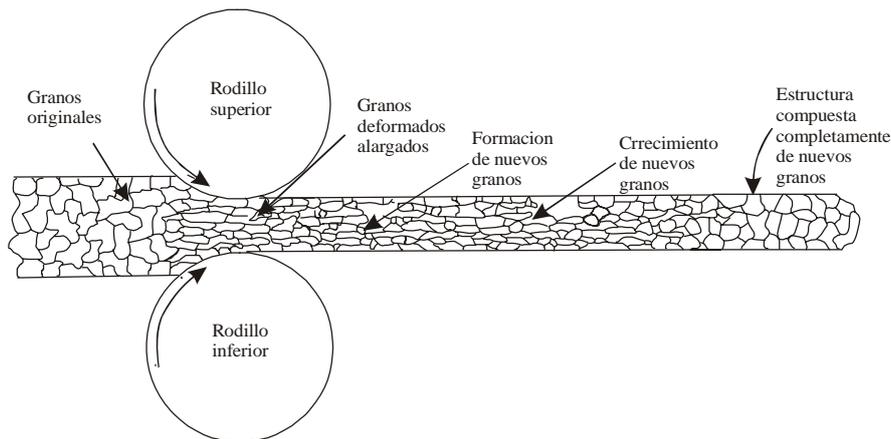


Figura 2.11 Recristalización durante el laminado en caliente.

Como resultado del trabajo en caliente, los microconstituyentes se rompen distribuyéndose físicamente los fragmentos; también se rompen las redes de límites

granulares de los constituyentes de fragilización que se encuentran presentes frecuentemente en las piezas de fundición [3].

### **2.10 Textura**

Cuando un metal es severamente trabajado en frío, los granos tenderán a girar de manera de que haya una orientación cristalográfica de marcada preferencia en la dirección de la deformación. A esta orientación elegida se le conoce generalmente como textura de deformación.

Cuando un metal que contiene una textura de deformación se recoce para producir recristalización se podría esperar que los nuevos granos se orienten al azar. Por lo general, este no es el caso y, a menudo, se obtiene lo que se denomina textura de recocido o textura de recristalización. Este resultado significa que los granos nuevos recristalizados deben formarse con una orientación cristalográfica preferida con relación a los granos deformados. La orientación elegida de los granos recristalizados debe originarse por una de las siguientes dos causas o por ambas, a) El núcleo se forma con una orientación preferida, b) Únicamente los granos que tienen orientación preferida crecen hasta un volumen apreciable; la movilidad de los otros granos es demasiado baja y son suprimidos por crecimiento competitivo. Estos límites especiales se denominan límites coincidentes. La evidencia experimental sugiere que la textura de recocido proviene del crecimiento preferido por aquellos granos que forman límites coincidentes con los granos de la textura primaria. La alta movilidad de estos granos particulares explicaría su crecimiento elegido, y sus orientaciones especiales con relación a los granos de deformación explicarían la textura de recristalización.

### **2.11 Recristalización secundaria.**

El tipo de recristalización que hasta ahora se ha estudiado y que se ilustra en la figura 2.3 se denomina frecuentemente recristalización primaria. En algunos casos, durante la etapa de crecimiento de grano que se señala en la figura 2.3, se formarán algunos granos grandes que crecerán siguiendo una dirección y, de ahí, darán lugar a la estructura más pequeña de granos recristalizados. Este fenómeno se llama generalmente recristalización secundaria. Su apariencia es muy similar a la recristalización primaria, según se ilustra esquemáticamente en la figura 2.12.

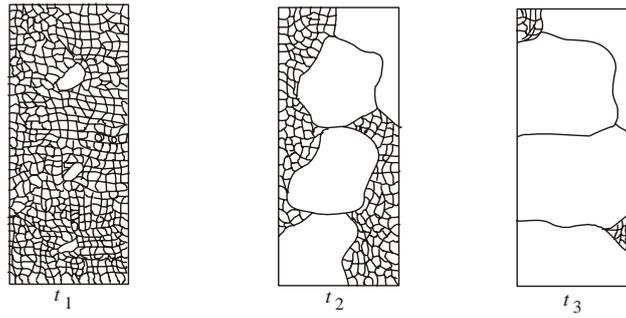


Figura 2.12 Ilustración esquemática de recristalización secundaria.

La recristalización secundaria se encuentra por lo común en metales que han alcanzado un tamaño pequeño de grano relativamente estable. Tal condición se obtiene por tres formas comunes. 1) El metal se trabaja lo suficiente como para obtener una textura de deformación y, luego, se forma una textura de recristalización después de la recristalización primaria. Ya que los granos recristalizados tienen una orientación similar, no hay límites de ángulo alto. Por lo tanto, las movibilidades de los límites son bajas y la estructura de grano es relativamente estable. 2) El metal contiene inclusiones que provocan un tamaño limitativo de grano, la fuerza restringente por área de intercara producida por las partículas.

**2.12 Proceso de fabricación de los anillos de acero**

El acero del cual están fabricados los anillos tiene una clasificación AISI 52100. De acuerdo a esta clasificación este acero es un acero al cromo con una composición nominal mostrada en la tabla 2.1.

Tabla 2.1 Composición nominal AISI-SAE para aceros al cromo.

AISI-SAE Número	%C	%Mn	%Si	%Cr
52100	0.98-1.10	0.25-0.45	0.15-0.30	1.30-1.60

La figura 2.13 muestra en forma esquemática el proceso de fabricación de los anillos seguido en FRISA S.A de C.V. Como primera etapa del proceso, los billets son cortados en secciones requeridas como se muestra en la figura 2.13 , posteriormente los trozos de acero son metidos a tratamiento térmico hasta una temperatura de 900 °C, para posteriormente ser forjados hasta las dimensiones requeridas del proceso. Después del forjado, las secciones de acero son medidas nuevamente en el horno para recalentarlas hasta 900 °C. Después de que la temperatura es alcanzada el acero es perforado en el centro por medio de un mandril y una prensa mecánica.



Figura 2.13 Diagrama esquemático de la secuencia de fabricación de anillos de acero por medio de una laminadora radial-axial.

El paso siguiente es montar el anillo en un transportador para ser llevado a la laminadora de rodillos cónicos donde se le dan las dimensiones requeridas a el anillo.

### 2.13 Generalidades de ultrasonido

Ultrasonido es el nombre dado al estudio y aplicación de las ondas de sonido que no pueden ser detectadas por el oído humano. Estas frecuencias están el rango de 20,000 Hz hasta el orden de los giga-hertz (GHz). Históricamente, los pruebas no destructivos (PND) han sido usados para la detección macroscópica de discontinuidades o defectos en estructuras. Se ha hecho evidente que debido a su relación costo-efectividad que la aplicación de los PND se puede expandir a todos los aspectos de producción del material y aplicaciones. En tiempos recientes, se han incrementado los esfuerzos para desarrollar y perfeccionar técnicas no destructivas que tengan la capacidad de monitorear (1) procesos de producción de materiales, (2) integridad de materiales ya sea después de la fabricación o el transporte (3) La velocidad de degradación en el servicio. Las técnicas ultrasónicas juegan un rol muy importante en estos desarrollos ya que ellas aportan métodos útiles y versátiles para evaluar microestructura, propiedades mecánicas así como la detección de defectos a escala macroscópica y microscópica.

La principal diferencia entre las técnicas ultrasónicas tradicionales y las más especializadas como la evaluación no destructiva (END) ultrasónica estriba en la forma en que se considera al medio elástico. En el ultrasonido tradicional, el medio elástico se asume que es ideal, es decir, isotropito, homogéneo, lineal, libre de atenuación, libre de

dispersión, etc., En los ensayos no destructivos el medio se considera hecho de un materiales reales, la razón para ello, estriba en que los procesos de fabricación y conformado que se usan para fabricar la mayoría de los materiales con aplicaciones de ingeniería no generan una distribución aleatoria en la orientación cristalográfica y por lo general no producen una estructura uniforme de los granos. Es por ello que la mayoría de los materiales policristalinos poseen una textura que afecta fuertemente las propiedades mecánicas del material ahora anisotrópico esto le da propiedades elásticas más complejas; entre las que tenemos, anisotropía, in homogeneidad, no-linealidad, atenuación, dispersión, etc. Todas estas afectan la propagación de ondas ultrasónicas.

El propósito principal de la END ultrasónica es el de entender la interacción onda-material y establecer las propiedades mecánicas buscadas a partir de la desviación observada e la respuesta ultrasónica de aquella respuesta en un medio ideal libre de defectos. Para ello, se requiere que tiene como prerequisite que se tenga un conocimiento profundo de las características de la propagación de ondas ultrasónicas.

En general, tres ondas elásticas lineales y diferentes (llamadas ondas longitudinales y de corte y superficiales) pueden propagarse en una dirección dada de un material anisotrópico. Estas tres ondas, generalmente no son modos puros ya que cada onda normalmente tiene componentes de desplazamiento de las partículas paralelo y perpendicular a la propagación de la onda y uno de estos componentes es usualmente mucho mayor al otro. La onda que presente un componente de polarización paralela mayor se llama onda cuasi-longitudinal. Por otra parte, las ondas con un componente de polarización perpendicular mayor se conocen como cuasi-corte. En el caso de que por algún proceso se produzca un material isotrópico todos estos modos se convierten en modos puros.

Conforme una onda se propaga en un material, esta sufre una atenuación como resultado de una pérdida de energía causada por diversos mecanismos. Las mediciones de atenuación ultrasónica sirven como un indicador muy sensible de las pérdidas internas de energía causados por microestructura y alteraciones microestructurales del material de prueba. Esta sensibilidad de las ondas ultrasónicas estriba en la capacidad de interactuar con una variedad de discontinuidades las cuales incluyen grietas, inclusiones y fronteras de grano entre otras.

Aunque la posibilidad del uso de ondas ultrasónicas fue sugerida por científicos rusos y alemanes al comienzo de la década los treintas, fue hasta la decada de los

cuarentas cuando la tecnología necesaria llegó a estar disponible y fue Floyd Firestone quien desarrolla en los Estados Unidos de América, el detector ultrasónico de la técnica pulso-eco. Desde entonces, la prueba ultrasónica ha progresado notablemente como resultado de adelantos en electrónica y en informática. El método ultrasónico es actualmente uno de los métodos de prueba más extensamente utilizado debido al ahorro de tiempo y dinero que ofrece en el proceso de producción. Podemos decir que las principales ventajas la técnica ultrasónica son: a) la interacción onda-material brinda información importante de las propiedades mecánicas del material, b) un alto grado de la penetración es posible en muchos materiales de uso general, que está en contraste con el grado más bajo de la penetración encontrado con la prueba radiológica de metales, c) exactitud en localización y medición de defectos, d) sensibilidad de detectar y clasificar defectos muy pequeños, e) compatibilidad con los dispositivos de exploración automática. Algunas desventajas son: a) Los operadores deben ser entrenados b) se requiere un alto grado de contacto entre el transductor y la superficie que se explorará, c) el costo elevado del equipo.

#### **2.14 Otros métodos no destructivos.**

De los métodos de uso general, solamente las técnicas ultrasónicas y radiológicas pueden detectar defectos internos con un grado muy alto de la certeza aunque, la detección puede ser posible en materiales dieléctricos con microondas y en materiales ferromagnéticos con métodos magnéticos. El uso de los otros métodos se restringe principalmente en detectar los defectos superficiales y sub-superficiales para los cuales la prueba ultrasónica es a menudo acertada, pero debe ser considerado que estos otros métodos, especialmente la partícula magnética y los líquidos penetrantes se pueden realizar más rápidamente. Sin embargo, estas últimas técnicas no pueden proporcionar resultados confiables, en cambio se puede indicar la profundidad de la grieta que se pueden medir exactamente con ultrasonido, las corrientes eddy y caída de potencial de la CA y medidas del campo magnético. Para los metales, las corrientes eddy son muy utilizadas para evaluar las grietas bajo la superficie en metales y, aunque las medidas de la CA se pueden utilizar para una detección y medidas más profundas de la grieta, la técnica ultrasónica tiene la ventaja de localizar exactamente extremidades de la grieta y así proporciona las indicaciones de los ángulos de grietas.

## 2.15 Fundamento teóricos de ultrasonido.

La técnica ultrasónica no destructiva utiliza como parámetro indicativo algunas características particulares de una onda de esfuerzo propagándose. Estas ondas esfuerzo están en el rango ultrasónico, esto es, tiene frecuencias superiores a los 20,000 Hz. Mas aun, las ondas de esfuerzo de mayor interés existen como pulso de corta duración en lugar de ondas continuamente producidas.

Esta parte describe los conceptos fundamentales para describir matemática y físicamente el fenómeno de propagación de ondas. Estos fenómenos son la base para el entendimiento de la propagación de ondas ultrasónicas usadas en la evaluación no destructiva.

### 2.15.1 Definición de onda y propiedades de una onda

En ultrasonido se involucra la propagación de ondas por lo que es necesario entender las características básicas de la propagación de ondas y algunas de sus ecuaciones matemáticas.

Una onda es una perturbación que transmite energía a través del espacio en una forma que depende de la posición y del tiempo. La representación matemática más simple es la de una onda que se propaga en una dimensión y esta dada por la expresión

$$u(x,t) = A \cos(kx - \omega t) = A \cos k(x - c_0 t) \quad (2.1)$$

donde  $u(x,t)$  = el valor de la perturbación en el espacio en determinada posición y tiempo:

$A$  = la amplitud de la perturbación [volts];

$\omega$  = la frecuencia angular [rad/s];

$k$  = el número de onda

$c_0$  = velocidad de la onda

La frecuencia angular  $\omega$  esta relacionada a la frecuencia  $f$  de la onda por la expresión  $\omega = 2\pi f$  la frecuencia es el número de ondas que pasan por un punto determinado en una unidad de tiempo sus unidad es el ciclo/seg o hertz (Hz). Por lo que por ejemplo si por un punto pasan 20 ondas cada segundo, la frecuencia es 20 Hz. El número de onda  $k$  esta relacionado al inverso de la longitud de onda por  $k = 2\pi/\lambda$ . En otras palabras,  $k$  es el número de ondas contenidas en una distancia con escala  $2\pi$ . El

número de onda y la frecuencia angular (o la longitud de onda y la frecuencia) están relacionadas a la velocidad a la cual un punto de la onda se mueve o propaga a través del espacio por la relación

$$c_0 = \frac{\omega}{k} = f\lambda \quad (2.2)$$

La figura 2.14, muestra la representación esquemática de una onda que se propaga en la dirección positiva  $x$  para un valor particular de longitud de onda  $\lambda$ . Ya que  $k = 2\pi/\lambda$ , podemos dibujar  $u(x,t)$  para varios valores de tiempo  $t$ . El ángulo de fase  $\phi$  es el argumento de la función coseno

$$\phi = kx - \omega t = k(x - c_0 t) \quad (2.3)$$

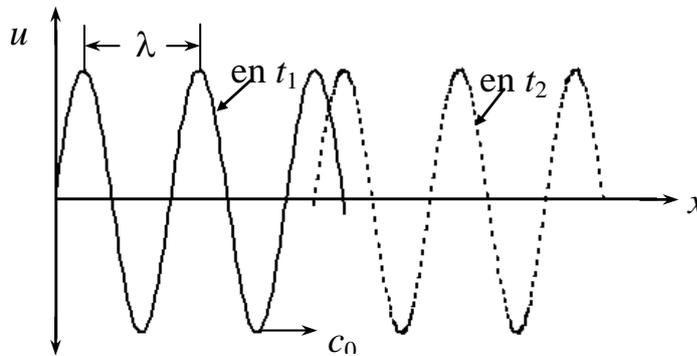


Figura 2.14 Diagrama de una onda armónica plana que muestra las definiciones de longitud de onda y velocidad de fase.

Haciendo un análisis de la ecuación 2.3 se observa que, conforme el tiempo aumenta,  $x$  debe de aumentar una cantidad  $c_0\Delta t$  para mantener una fase constante, es decir para que todos los puntos de la onda se propaguen a la misma velocidad. Ya que  $x = c_0\Delta t$  dos cosas pueden ocurrir:

- a)  $f(x - c_0 t)$  una onda que se propague a la izquierda ya que  $x$  debe de ser positiva
- b)  $f(x + c_0 t)$  una onda que se propague a la derecha ya que  $x$  debe de ser negativa.

### 2.15.2 Ondas longitudinales propagándose en una varilla delgada

Ahora investigaremos las ecuaciones más básicas que gobiernan la propagación de ondas en muchos sistemas mecánicos. El caso de una varilla elástica delgada será usado aquí. Como se muestra en la figura 2.15

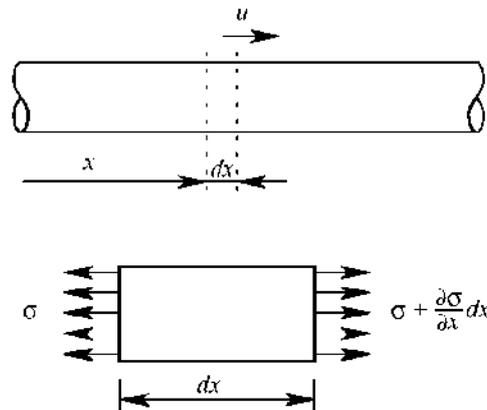


Figura 2.15 Sección de una varilla delgada (a) con coordenada  $x$  y desplazamiento  $u$  y (b) el esfuerzo actuando en un elemento diferencial de la varilla.

Aplicando la ecuación de movimiento de Newton  $F = ma$  en el elemento de la varilla nos da

$$\sigma A + \frac{\partial \sigma}{\partial x} dx A - \sigma A = \rho A dx \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (2.4)$$

Aquí,  $A$  es el área de la sección transversal y  $\rho$  es la densidad de masa. Esta ecuación se reduce a

$$\frac{\partial \sigma}{\partial x} = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (2.5)$$

Aplicando la ley de Hook para un material elástico tenemos

$$\sigma = E \varepsilon \quad (2.6)$$

Donde  $\varepsilon$  es la deformación del material la cual es definida como

$$\varepsilon = \frac{\partial u}{\partial x} \quad (2.7)$$

Nota: En mecánica de materiales  $\varepsilon$  se define como  $\varepsilon = \Delta L / L$ . En nuestro desarrollo hacemos,  $\Delta u \approx \Delta L$ ,  $\Delta x \approx L$  lo que nos lleva a  $\varepsilon = \Delta u / \Delta x$ . Tomando esto en forma diferencial sería  $\varepsilon = du / dx$ . Ya que  $u = u(x, t)$ , esto se convierte en derivadas parciales,  $\varepsilon = \partial u / \partial x$ . Sustituyendo (2.7) en (2.6) y esta en (2.5) nos da lo siguiente

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( E \frac{\partial u}{\partial x} \right) = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}$$

simplificando tenemos la siguiente ecuación en una varilla delgada

$$E \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \tag{2.8}$$

donde  $E$  es el módulo de Young, la ecuación (2.8) puede ser escrita en una forma más usual como:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \frac{1}{c_0^2} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}, \quad c_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \tag{2.9}$$

La ecuación (2.9) es conocida como *ecuación de onda*. Esta ecuación es la forma en una dimensión de la ecuación de una onda longitudinal plana. La constante  $c_0$  es la velocidad de viaje de la perturbación y queda claramente demostrada la dependencia de la magnitud de esta velocidad en las propiedades del material  $E$  y  $\rho$ .

La misma ecuación puede ser derivada para la propagación de la onda de corte, para ello, la fuente se sujeta a las tensiones de corte periódicas y realizando así vibraciones transversales a la dirección esto da como resultado

$$c_S = \sqrt{\frac{\mu}{\rho}} \tag{2.10}$$

En esta ecuación  $\mu$  es el módulo de corte del material. Las ondas longitudinales y de corte difieren básicamente en dos aspectos. Primero, análisis de las ecuaciones (2.9) y (2.10) muestra que la velocidad de la onda longitudinal es aproximadamente el doble de la velocidad de la onda de corte. Segundo, el movimiento de las partículas de la onda longitudinal es paralelo a la dirección de viaje del pulso, y el movimiento de las partículas de la onda de corte es perpendicular a la dirección de viaje del pulso.

### 2.15.3 Ondas de volumen

Con el objetivo de realizar mediciones precisas de atenuación ultrasónica se tienen que comparar señales transmitidas sin atenuación y con atenuación. En muchos casos esto no es posible y se tienen que medir la contribución de otras fuentes de

pérdidas ultrasónicas. Entre las más comunes e importantes tenemos: *pérdidas por reflexión y transmisión* y *pérdidas por difracción*. Para tomar en cuenta estas pérdidas, en esta parte del desarrollo experimental se describen los fenómenos de impedancia acústica y difracción, y realizan los cálculos matemáticos para la corrección de estas pérdidas presentes en nuestras mediciones de atenuación.

La inspección ultrasónica es realizada en la mayoría de los casos usando ondas de volumen. Es decir que se usa un transductor piezoeléctrico. Con estas condiciones, las características de propagación son descritas por un campo tridimensional en comparación con el caso del campo unidimensional descrito en la sección anterior. En el caso unidimensional el efecto de Poisson fue ignorado es decir, que se asumía que el movimiento longitudinal solo producía deformaciones longitudinales. Este efecto causa expansiones y contracciones laterales al propagarse un pulso. Este efecto es grandemente exagerado en la figura 2.16

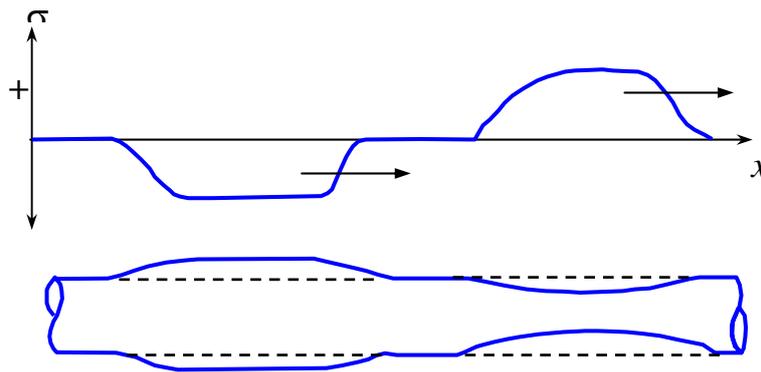


Figura 2.16 Ilustración exagerada de la expansión y contracción de Poisson que resulta de pulsos de esfuerzos longitudinales.

La ecuación tridimensional de movimiento para materiales isotrópicos se escribe usando notación vectorial y en ausencia de fuerzas de cuerpo

$$(\lambda + \mu)\nabla \cdot \mathbf{u} + \mu\nabla^2\mathbf{u} = \rho\ddot{\mathbf{u}} \tag{2.11}$$

La formulación matemática de la obtención de la ecuación de onda va mas allá de los aspectos de aplicación de esta tesis, por lo que aquí se muestran las ecuaciones de onda obtenidas utilizando la descomposición de Helmholtz las ecuación (2.12) se separan y se obtienen las ecuaciones de onda escalar ec.(2.13) y vectorial ec.(2.14)

$$\nabla^2\varphi = \frac{1}{c_d^2} \frac{\partial\varphi}{\partial t^2} \tag{2.12}$$

y

$$\nabla^2 \psi = \frac{1}{c_s^2} \frac{\partial \psi}{\partial t^2} \quad (2.13)$$

Aquí,  $\nabla^2$  el operador de Laplace dado por  $\nabla^2 = \frac{\partial^2}{\partial x_1^2} + \frac{\partial^2}{\partial x_2^2} + \frac{\partial^2}{\partial x_3^2}$ . Las velocidades de

onda son

$$c_d = \sqrt{\frac{\lambda + 2\mu}{\rho}} \quad (2.14)$$

y

$$c_s = \sqrt{\frac{\mu}{\rho}} \quad (2.15)$$

donde,

$\nabla^2 \phi$  = Notación vectorial para el movimiento dilatacional en el frente de onda

$\nabla^2 \psi$  = Notación vectorial para el movimiento torsional en el frente de onda

$\lambda, \mu$  = Constantes Elásticas o de Lamé

$\rho$  = Densidad

$c_d$  = Velocidad de propagación del componente dilatacional de la onda

$c_s$  = Velocidad de propagación del componente torsional de la onda.

Las ecuaciones (2.15) y (2.16) indican que dos ondas se pueden propagar en el interior de un sólido elástico con dos velocidades diferentes  $c_d$  y  $c_s$ .

El cociente de las dos velocidades al sustituir los valores de  $c_d$  y  $c_s$  puede ser expresado como se muestra a continuación

$$k = \frac{c_d}{c_s} = \frac{\sqrt{\frac{\lambda + 2\mu}{\rho}}}{\sqrt{\frac{\mu}{\rho}}} = \sqrt{\frac{\lambda + 2\mu}{\mu}}$$

utilizando la identidad de Poisson  $\nu = \lambda/2(\lambda + \mu)$  tenemos

$$k = \sqrt{\frac{2 - 2\nu}{1 - 2\nu}} \quad (2.16)$$

Es útil enfatizar entonces que el módulo elástico (módulo de Young) puede ser calculado a partir de mediciones de velocidad de onda utilizando las siguientes relaciones entre el modulo de elasticidad  $E$ , la razón de Poisson  $\nu$ , y el módulo de volumen  $K$

$$E = \frac{\mu(3\lambda + 2\mu)}{\lambda + \mu} \quad (2.17)$$

$$\nu = \frac{\lambda}{2(\lambda + \mu)} \quad (2.18)$$

$$K = \frac{3\lambda + 2\mu}{3} \quad (2.19)$$

Después de una manipulación algebraica obtenemos

$$E = \rho c_s^2 \left[ \frac{3 \left( \frac{c_d}{c_s} \right)^2 - 4}{\left( \frac{c_d}{c_s} \right)^2 - 1} \right] \quad (2.20)$$

$$\nu = \frac{\left( \frac{c_d}{c_s} \right)^2 - 2}{2 \left[ \left( \frac{c_d}{c_s} \right)^2 - 1 \right]} \quad (2.21)$$

$$K = \rho c_s^2 \left[ \left( \frac{c_d}{c_s} \right)^2 - \frac{4}{3} \right] \quad (2.22)$$

Las ecuaciones (2.20) a (2.21) muestran que el ultrasonido es una técnica muy poderosa para estudiar materiales ya que utilizando equipo de laboratorio, se pueden obtener los valores de  $c_d$ ,  $c_s$  y  $\rho$  que sean lo suficientemente precisos para experimentalmente y en forma no destructiva medir las constantes elásticas de cualquier material. En la tabla 2.2 muestra algunos valores de velocidad, densidad e impedancia acústica. Los valores de velocidad fueron obtenidos a partir de datos de constantes elásticas para varios materiales.

Tabla 2.2 Densidades, velocidades acústicas e impedancias acústicas de algunos materiales

Material	Densidad [10 <sup>3</sup> kg/m <sup>3</sup> ] $\rho$	Velocidades acústicas		Impedancia [10 <sup>6</sup> kg/m <sup>2</sup> s]
		$c_d$	$c_s$	
Aluminio	2.70	6.32	3.08	17.0
Acero	7.85	5.90	3.23	46.5
Cobre	8.90	4.70	2.26	42.0
Bronce	8.55	3.83	2.05	33.0
Niquel	8.90	5.63	2.96	50.0
Tungsteno	19.3	5.46	2.62	105
Agua (a 20°C)	1.00	1.483		1.5

## 2.16 Métodos de caracterización de materiales

Existe una gran variedad de técnicas de ondas mecánicas disponibles para la caracterización no destructiva de materiales. Por mencionar algunos: métodos de vibraciones sónicas, emisiones acústicas, etc. Aquí se discutirá el método de pulso-eco así como las técnicas de análisis de señales.

### 2.16.1 Método Pulso-Eco

Esta es una técnica fundamental para la caracterización de materiales y es de gran uso por la capacidad de realizar mediciones ultrasónicas precisas de velocidad y atenuación. Como se ha mencionado estas dos mediciones son la base para evaluar módulo elástico, caracterización de microestructura y para valorar propiedades mecánicas. La técnica de pulso-eco utiliza un transductor piezoeléctrico de banda ancha el cual emite y recibe señales ultrasónicas. El transductor es mantenido en contacto con el espécimen de prueba en incidencia perpendicular como se muestra en la figura 2.17.

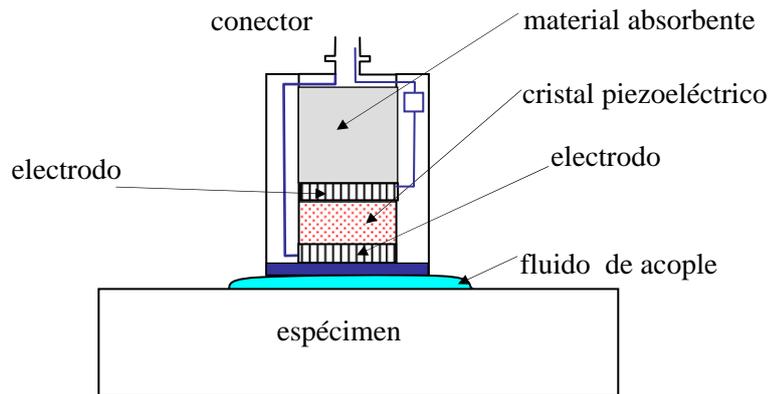


Figura 2.17 Sección transversal de un transductor ultrasónico usado para caracterización de materiales en la técnica de pulso-eco.

El contacto es hecho por un medio de acople, prefiriéndose que haya una distancia significativa entre el espécimen y el transductor, esta es lograda al utilizar una columna de agua o de sílice fundida.

El propósito de ello es el de aislar una serie de ecos de la superficie frontal y previene que se confundan con reverberaciones del cristal piezoeléctrico. La longitud depende del número de ecos que necesita ser incluidos dentro del tiempo de retardo de la columna y del espesor del espécimen.

### 2.16.2 Procesamiento de Señales Pulso-Eco.

Para mediciones de velocidad, el objetivo es establecer con exactitud el intervalo de tiempo que le toma a una señal viajar de la pared superior a la pared posterior del espécimen. Para mediciones de atenuación el objetivo es determinar la pérdida de energía experimentada por señales que atraviesan el objeto de ensayo. Mediante análisis de señales, se puede obtener un coeficiente de atenuación versus frecuencia el cual es un espectro de atenuación único para el material. Mediante el uso de la computadora, ambas mediciones pueden hacerse conjuntamente al almacenar una serie de ecos reflejados por la pared posterior del espécimen. Como se muestra en la figura 2.18

El análisis de la señal se puede realizar ya sea en el dominio del tiempo o en el dominio de la frecuencia dependiendo de la necesidad. Se utiliza la transformada rápida de Fourier para determinar la dependencia de la atenuación en un rango amplio de frecuencia.

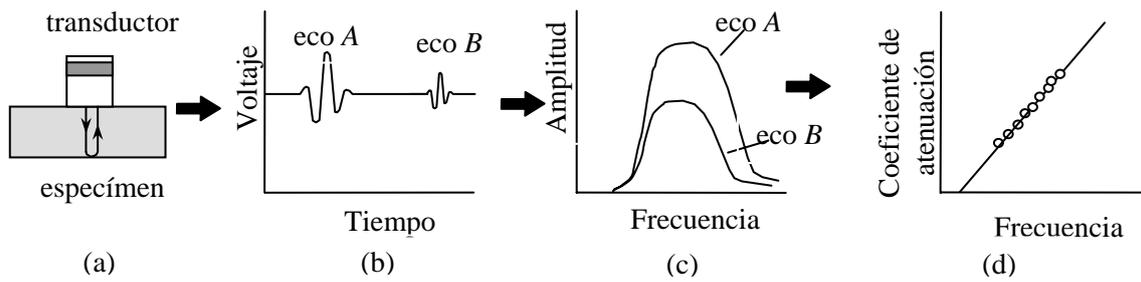


Figura 2.18 Secuencia usada en el método pulso-eco para encontrar el coeficiente de atenuación, la velocidad se calcula del tiempo de viaje entre pulsos: a) arreglo experimental, b) señales en el dominio del tiempo, c) espectros de frecuencia, d) coeficiente de atenuación versus frecuencia.

### 2.16.3 Mediciones de Atenuación

El método más directo para medir la atenuación es el de medir directamente las amplitudes de voltaje (A-scans) de cada señal en el osciloscopio y poner los resultados en una grafica, en general este método tiene poca exactitud. Los métodos preferidos utilizan transformada digital de Fourier para determinar la dependencia en la frecuencia en un rango amplio de frecuencia. La figura 2.19 muestra las cantidades y definiciones y características principales de las mediciones de atenuación.

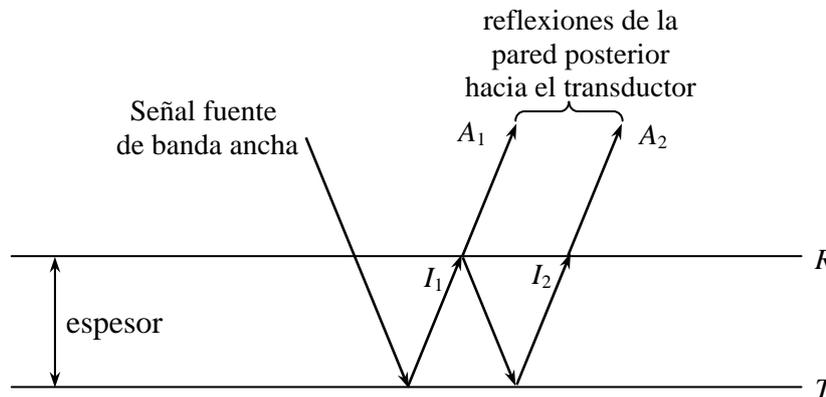


Figura 2.19 Diagrama de un sistema ultrasónico de pulso-eco para determinar la dependencia en la frecuencia de la atenuación.

Las cantidades  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $I_1$  e  $I_2$  en la figura 2.19 son función de la frecuencia (Transformadas de Fourier de las cantidades en el dominio de la frecuencia). Las cantidades  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $I_1$  e  $I_2$  son espectros de frecuencia de los ecos correspondientes. El

coeficiente de reflexión  $R$  es en general también función de la frecuencia. El coeficiente de reflexión puede ser determinado en términos de energía (intensidad) o amplitud (presión)[2]. El coeficiente de atenuación puede ser escrito como[3,4]:

$$\alpha = \frac{1}{2d} \ln \left( R \frac{A_1}{A_2} \right) \quad (2.23)$$

La técnica de pulso-eco es preferida para mediciones precisas de atenuación que pueden ser usadas para caracterización cuantitativa de microestructura y aseguramiento de propiedades mecánicas de materiales.

#### 2.16.4 Cambios de velocidad ultrasónica en materiales con textura cristalina

La velocidad de onda se considera constante en todas las direcciones en un material dado, y esta suposición es adecuada para la mayoría de las situaciones. Un material que tiene la misma velocidad de onda en cualquier dirección se considera que es isotrópico con respecto a al propagación de onda. Dos excepciones particulares a esta consideración de isotropía ocurren cuando un material es sometido a esfuerzos (efecto acustoelástico) o cuando es trabajado mecánicamente (fenómeno de birrefringencia). El efecto de esfuerzos aplicados no será discutido en esta tesis.

Por ejemplo el proceso de rolado en frío el cual es mostrado en la figura 2.20, (aunque este es un proceso completamente opuesto a la forma que los anillos analizados en este estudio es importante entender el efecto de la textura cristalográfica en la velocidad ultrasónica, por lo que si el material de los anillos presentara algún indicio de anisotropía con respecto a la velocidad de onda este sería un indicativo de que el proceso de fabricación no fue controlado).

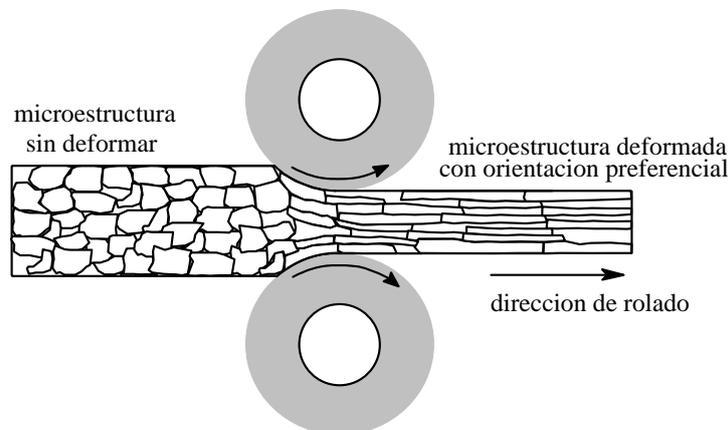


Figura 2.20 Anisotropía introducida por el proceso laminado en frío

En esta investigación se fijará la atención al trabajado mecánico en frío, el cual puede afectar la velocidad de onda en muchas formas entre las que tenemos: a) dependencia de la velocidad en la dirección de propagación y b) birrefringencia, al deformar plásticamente un material se produce una reorientación relativa a la dirección del esfuerzo aplicado, textura cristalográfica (orientación preferencial).

Esta reorientación cristalográfica, resulta en un comportamiento anisotrópico del material [5] de tal forma que las propiedades mecánicas varían dependiendo de la orientación en la que son medidas. Como se mencionó anteriormente la textura cristalográfica afecta la velocidad ultrasónica por el llamado fenómeno birrefringente. Birrefringencia es la refracción de una onda ultrasónica que se propaga en una dirección con velocidades ligeramente diferentes y direcciones de polarización mutuamente ortogonales.

De tal forma que la orientación preferencial de un espécimen puede ser determinada al medir la diferencia en tiempo de viaje de las dos ondas de corte para una misma distancia de propagación.

## **2.17 Organización del resto de la tesis**

En el capítulo III, se describen los procedimientos experimentales propuestos y llevados a cabo, los cuales fueron diseñados para controlar todas las variables ultrasónicas y obtener resultados confiables y reproducibles.

En el capítulo IV, se presentan los resultados obtenidos en el desarrollo experimental así como el uso de modelos teóricos existentes en la literatura para confirmar las hipótesis hechas en un inicio.

Finalmente, el capítulo V se presentan las conclusiones realizadas así como las sugerencias y trabajo futuro. Esta tesis presenta resultados de mediciones experimentales, que experimentales indican que las probetas no presentaron dicho fenómeno las cuales mostraron que los anillos no presentan una textura cristalográfica preferencial causada por el proceso de fabricación. También explotamos la interacción existente entre la propagación de la onda y las propiedades mecánicas para estimar el tamaño de grano a través de mediciones de atenuación, la textura y las velocidades ultrasónicas y así determinar el módulo de Young del material. Estas mediciones serán necesarias en estudios posteriores (fuera del alcance de esta tesis) que están encaminadas a la posible aplicación del ultrasonido para determinar esfuerzos

residuales. A través del efecto acusto-elástico, es decir el efecto que producen un esfuerzo en la velocidad de ondas ultrasónicas.

En esta tesis, se llevo a cabo una amplia investigación para medir los efectos y la contribución de la textura y del tamaño de grano en la velocidad y en la atenuación ultrasónica. Debido a lo anterior, se miden los efectos de las características microestructurales en el coeficiente de atenuación en muestras de anillos de acero y una vez conocido este determinar el tamaño de grano por medio de aproximaciones teóricas las mediciones de velocidad ultrasónica se usan para determinar por medio de técnicas ultrasónicas experimentales las propiedades elásticas de anillos de acero diferentes productos intermedios y finales mediante la utilización de métodos no destructivos.

Este ensayo no destructivo consiste en hacer incidir una onda ultrasónica en un material sólido, esta onda al viajar a través del material elástico presenta una atenuación en su energía. Estos cambios son de gran interés ya que están vinculados a la microestructura del material la cual define las propiedades mecánicas; las variaciones en la velocidad de la onda ultrasónica son ocasionadas por una orientación preferente del grano por lo tanto es posible determinar la textura en el material.

## CAPITULO III

# DESARROLLO EXPERIMENTAL

### 3 Introducción.

En este capítulo se describen los diferentes arreglos experimentales así como las consideraciones teóricas usadas en esta investigación. El efecto de la microestructura en la atenuación ultrasónica, la atenuación inducida por dispersión en materiales policristalinos y la atenuación por adsorción permiten establecer vínculo entre las características del material elástico donde se propaga la onda. Es posible la determinación del tamaño de grano a partir de mediciones de atenuación. El método de retro dispersión que es muy útil para determinar el tamaño del grano. Este método requiere para la determinación del tamaño de grano otras consideraciones como son el desajuste de impedancia acústica, la medición experimental de la pérdida por impedancia acústica y la divergencia del haz ultrasónico, consideraciones que en forma global permiten la corrección por difracción para una atenuación aparente. En este capítulo también se explica el fenómeno de birrefringencia y el arreglo experimental para su evaluación.

#### 3.1 Efecto de la microestructura en la atenuación ultrasónica

Las mediciones de atenuación son fundamentales para establecer correlaciones entre microestructura y propiedades mecánicas. Green [4] y Vary [5] llegaron a la conclusión de que la caracterización de propiedades mecánicas depende de una medición precisa de la atenuación. La dispersión y la absorción son los mecanismos de pérdida de energía que gobiernan la atenuación en el rango de frecuencias de interés para caracterizar la mayoría de los materiales con aplicaciones en ingeniería.

En forma general Atenuación significa la *pérdida* de la amplitud de la señal al incrementarse la distancia de propagación. La pérdida es definida como el cociente de dos amplitudes y es regularmente expresada en unidades logarítmicas como el Neper el decibel [dB] por las formulas:

$$L \text{ [Neper]} = \ln \frac{A_1}{A_2} \tag{3.1}$$

$$L \text{ [dB]} = 20 \log \frac{A_1}{A_2}$$

Donde,  $A_1$  = Amplitud de la señal sin atenuación,  $A_2$  = Amplitud de la señal con atenuación.

En algunos casos la pérdida  $L$  ocurre en forma local como resultado de una interacción de la onda con una discontinuidad del material, entre estas pérdidas están pérdidas por reflexión y transmisión de la onda ultrasónica en la interfase, pérdidas por dispersión en superficies rugosas, etc. También existen otras pérdidas, estas ocurren sobre una distancia conforme la onda ultrasónica se propaga, pero no son proporcionales a la distancia cubierta. Estas pérdidas están asociadas con la divergencia o ensanchamiento del haz ultrasónico. Cuando hablamos estrictamente de atenuación causada por el medio, entonces limitamos el concepto de atenuación al fenómeno que causa una pérdida proporcional a la distancia de propagación, es decir que la pérdida total puede ser expresada como

$$L = \alpha d \tag{3.2}$$

donde  $d$  es la distancia de propagación y  $\alpha$  es el llamado coeficiente de atenuación.

Existen dos clases principales de mecanismos de atenuación que se deben de considerar en la caracterización ultrasónica de materiales. El primero, la absorción convierte la energía acústica en calor a través de viscosidad, relajación conducción de calor, histéresis elástica, etc. El proceso de absorción de energía es una pérdida irreversible del campo acústico ya que se disipa en el medio. El segundo, la dispersión convierte la energía del haz colimado y coherente, en ondas incoherentes y divergentes como resultado de la interacción de las ondas con heterogeneidades del material. La energía dispersada llevada por las ondas acústicas incoherentes no necesariamente se pierde ya que al menos parte de ella puede ser recogida por el mismo transductor ultrasónico. Considerando esto, el coeficiente de atenuación puede ser escrito como

$$\alpha = \alpha_{\text{absorción}} + \alpha_{\text{dispersión}} \tag{3.3}$$

Aunque la dispersión cuenta como la mayor parte de la atenuación en metales policristalinos y cerámicos, la absorción es la pérdida dominante en otros materiales

como polímeros y fluidos. Por ejemplo, en agua, la cual es usada frecuentemente en sistemas de inmersión el coeficiente de absorción es:

$$\alpha_{agua} = 0.2f^2 \quad (3.4)$$

donde,  $f$  es la frecuencia ultrasónica en MHz y  $\alpha_{agua}$  es el coeficiente de atenuación [dB/m]. La atenuación severa ocurre a altas frecuencias mientras que a bajas frecuencias la expansión del haz ultrasónico es la causa predominante de pérdida sobre una distancia de propagación grande. Por ejemplo, con 10 MHz de frecuencia  $\alpha_{agua} = 0.2$  dB/cm, lo que indica que la atenuación por absorción se puede despreciar en distancias en el agua de hasta unos cuantos centímetros. En metales, la absorción se da por la conversión de energía acústica en calor y es función de la conductividad térmica del material, cuando una onda ultrasónica pasa a través del material existe un flujo de calor de zonas de compresión a zonas de dilatación en el material. Lücke [6] indica que este tipo de pérdidas es proporcional al cuadrado de la frecuencia pero su valor absoluto es despreciable si se compara con las pérdidas por dispersión.

### 3.2 Atenuación inducida por dispersión en materiales policristalinos

La dispersión de ondas elásticas en sólidos es causada por diferencias en las propiedades elásticas de punto a punto. Las propiedades mecánicas están controladas composición, microestructura y morfología. Estos factores también afectan a la propagación de las ondas elásticas, es posible realizar la caracterización ultrasónica de propiedades de materiales.

#### 3.2.1 Método de retro dispersión

En la técnica de retro dispersión, se da la generación y aparición de reflexiones aleatorias de la onda elástica conforme esta se propaga entre la pared frontal y la pared posterior del espécimen. Esta retro dispersión es causada por cambios en la densidad y la velocidad, es decir es causada por la diferencias en la impedancia acústica encontrada en las fronteras de grano de metales. Estas variaciones en la impedancia acústica se deben a que los granos presentan diferentes velocidades en diferentes direcciones principales La técnica de retro dispersión ha sido usada principalmente para determinación de tamaño de grano [3,7,8]. Los parámetros principales que gobiernan la naturaleza y magnitud de la retro dispersión son los cambios de la impedancia acústica y

la razón  $a/\lambda$ . La técnica de retro dispersión ha probado su valía en la medición de profundidad en capa endurecidas [9], monitoreo de porosidad y textura en metales y compuestos [10,11].

La atenuación inducida por dispersión aumenta con la frecuencia a través de todo el rango de frecuencia. Existen tres regiones separadas de acuerdo al mecanismo pérdida de energía, de estas regiones la *región de baja frecuencia* o *región de Rayleigh* es el más importante rango de frecuencia, debido que las técnicas ultrasónicas ordinarias se llevan a cabo en esta región, ya que la atenuación es aceptablemente baja. La tabla siguiente muestra los coeficientes de atenuación en estas tres regiones

Tabla 3.1 Coeficientes teóricos de atenuación ultrasónica para sólidos elásticos policristalinos

Relación de longitud de onda	Mecanismo de Atenuación	Coefficiente de atenuación
$\lambda \gg \pi D$	Dispersión de Rayleigh	$\alpha \propto \Delta^2 D^3 f^4$
$\lambda \cong \pi D$	Estocástica	$\alpha \propto \Delta^2 D f^2$
$\lambda \ll \pi D$	Geométrica	$\alpha \propto \Delta^2 D^{-1}$

En donde

$\lambda$  = Longitud de onda.

$D$  = Tamaño de grano nominal.

$f$  = Frecuencia.

$\alpha$  = Coeficiente de atenuación.

$\Delta$  = Cambio relativo de las propiedades elásticas entre el dispersor y el medio.

Para cristales cúbicos  $\Delta$  puede ser definido como el factor de anisotropía

$$\Delta = \frac{2C_{44}}{C_{11} - C_{12}} - 1 \quad (3.5)$$

donde  $C_{nm}$  son constantes elásticas del material.

Otra forma de escribir el mecanismo de atenuación en la región de Rayleigh es

$$\alpha_{Rayleigh} = a_R D^3 f^4 \quad (3.6)$$

donde,  $a_R$  es una constante proporcional a  $\Delta^2$ .  $a_R$  puede ser determinada ya sea por medios empíricos o analíticos y es la relación básica entre los parámetros del material (grado de anisotropía y tamaño de grano) por un lado y frecuencia por el otro. El coeficiente  $a_R$  has sido tabulado para la mayoría de materiales policristalinos [12]. Otros parámetros que afectan la medición de la atenuación son de gran importancia en muchos casos. Por ejemplo, la orientación preferencial entre granos vecinos (estructura granos columnares, flujo plástico severo, etc.).

F. E. Stanke y G. S. Kino [14] en su teoría unificada demostraron que es posible utilizar técnicas estadísticas generales para obtener la atenuación inducida por dispersión como función de la frecuencia sin asumir ninguna relación de tamaño de grano y longitud de onda. La aplicación de su teoría es un aspecto clave de esta tesis ya que se estudiara la posible aplicación del modelo teórico de Stanke y kino para la determinación del tamaño de grano a partir de mediciones de atenuación experimental

### 3.3 Mediciones de atenuación ultrasónica en muestras de anillos de acero.

La Figura 3.1 muestra el arreglo experimental utilizado para la medición de la atenuación y velocidad ultrasónica; en donde, un transductor de inmersión Panametrics de 12.5 mm de diámetro y frecuencia nominal central de 15 MHz fue montado en un sistema de traslación xyz marca Velmex a una distancia de 90 mm de la muestra.

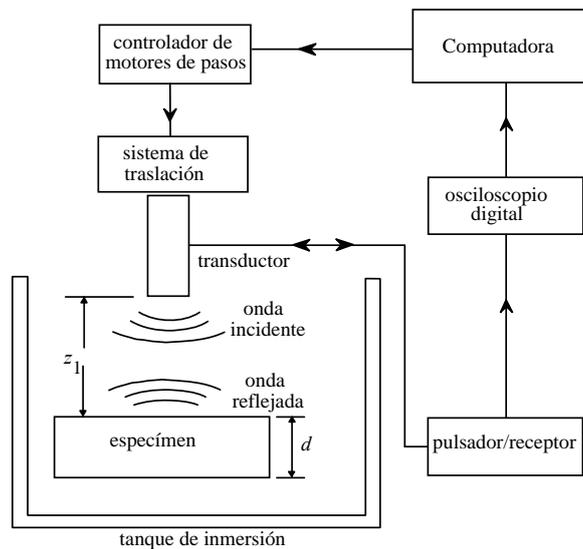


Figura 3.1 Diagrama esquemático de la técnica de inmersión pulso-eco para las mediciones de atenuación y velocidad ultrasónica.

El transductor fue excitado en modo pulso-eco por un pulsador/receptor de banda ancha marca Panametrics modelo 5073PR. El transductor fue colocado de forma

tal que el haz ultrasónico incide perpendicularmente a la superficie de espécimen por medio de un goniómetro  $xy$ . Una programa de computadora LABVIEW controla la posición relativa entre el transductor y el espécimen por medio del sistema de traslación a través una computadora y de un controlador de motores de pasos conectado a través del puerto RS-232. El sistema de traslación tiene 3 motores de pasos de 200 pasos/rev que mueven tres tornillos sin fin en las direcciones  $xyz$ . El paso de los tornillos es de 2 mm/rev. Lo que nos da una resolución de 5  $\mu\text{m}$ . La señal ultrasónica reflejada por la cara inferior del espécimen es recibida por el transductor y a través del efecto piezoeléctrico es convertida en una señal eléctrica por el pulsador/receptor. La señal es enviada a la computadora para su análisis posterior. La figura 3.2 muestra una señal típica obtenida en nuestras mediciones de atenuación ultrasónica esta es conocida como señal “rf” con componentes de voltaje y tiempo. La primera señal ( $A_1$ ) corresponde a la primera reflexión de la pared posterior, la segunda señal ( $A_2$ ) corresponde a la segunda reflexión de la pared posterior.

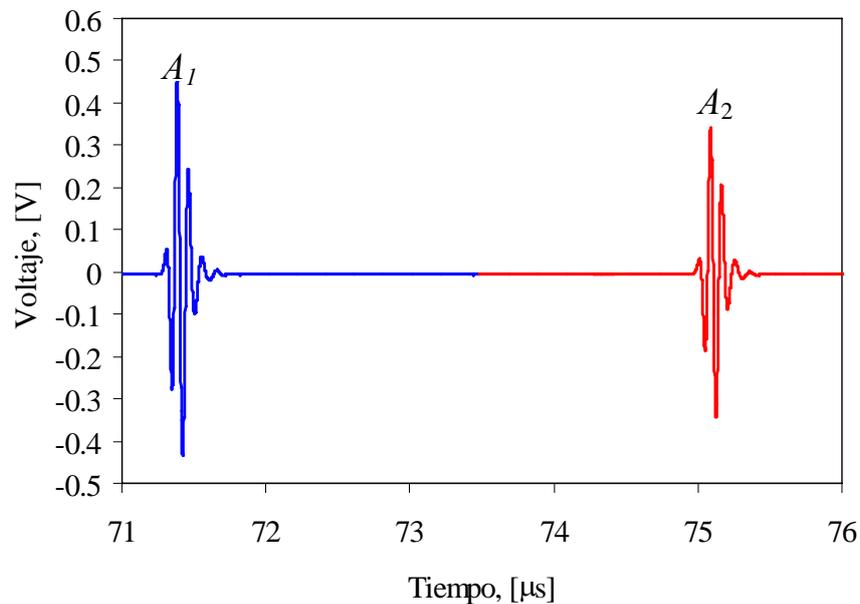


Figura 3.2 Señales ultrasónicas de  $rf$  correspondientes a las amplitudes de los ecos  $A_1$  y  $A_2$  obtenidos en nuestras mediciones de atenuación.

Estas dos señales son las que necesitamos para medir la pérdida en la señal ultrasónica. Debido que se está utilizando un transductor de banda ancha, se hacen las mediciones de las pérdidas en el dominio de la frecuencia, para ello se aprovecha una herramienta que tiene el osciloscopio digital y haremos un análisis de Fourier utilizando la FFT o transformada rápida de Fourier para convertir la señal del dominio del tiempo al dominio de la frecuencia.

En la Figura 3.3 se muestran los espectros de los ecos  $A_1$  y  $A_2$ , obtenidos en nuestras mediciones. Es interesante observar que la frecuencia central nominal de 15 MHz del transductor no es alcanzada. También es necesario caracterizar el transductor, es decir evaluar las frecuencias en las que se puede obtener una medición precisa, para ello se utiliza una caída de 10 dB (que en términos de voltaje es una reducción de 3.3 veces en la amplitud del primer eco). Utilizando este criterio se puede decir que el transductor opera óptimamente en un rango de frecuencias de 7 MHz a 18 MHz. En este rango de frecuencias, la longitud de onda varía de 0.65 mm a 0.37 mm respectivamente este es rango típico y característico de la región de Rayleigh.

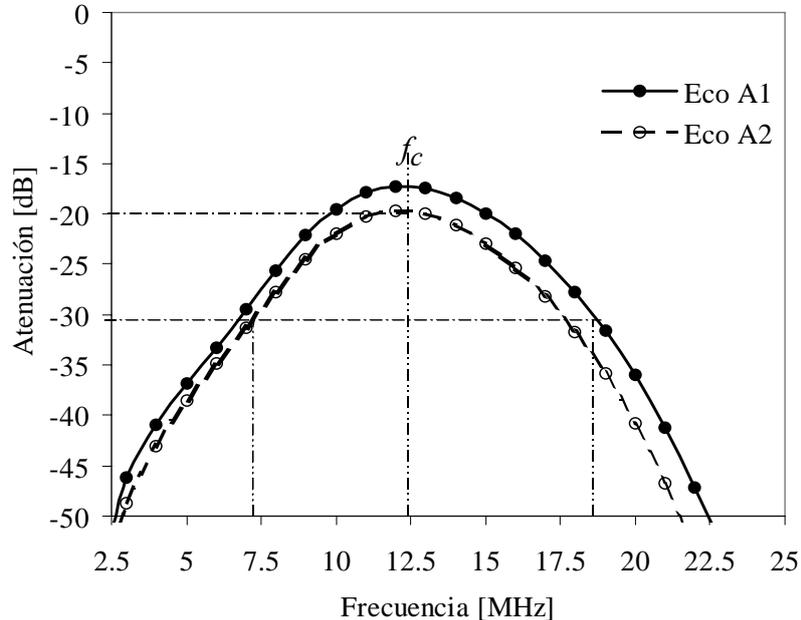


Figura 3.3 Espectros correspondientes a los ecos  $A_1$  y  $A_2$  obtenidos después de aplicar la FFT,  $f_{nominal} = 15\text{MHz}$ ,  $D = 12.7\text{ mm}$ .

Finalmente se procedió a calcular las pérdidas totales en el experimento, esto se logro al simplemente restar el espectro  $A_2$  del espectro  $A_1$ . El resultado de esta operación se muestra en la Figura 3.4.

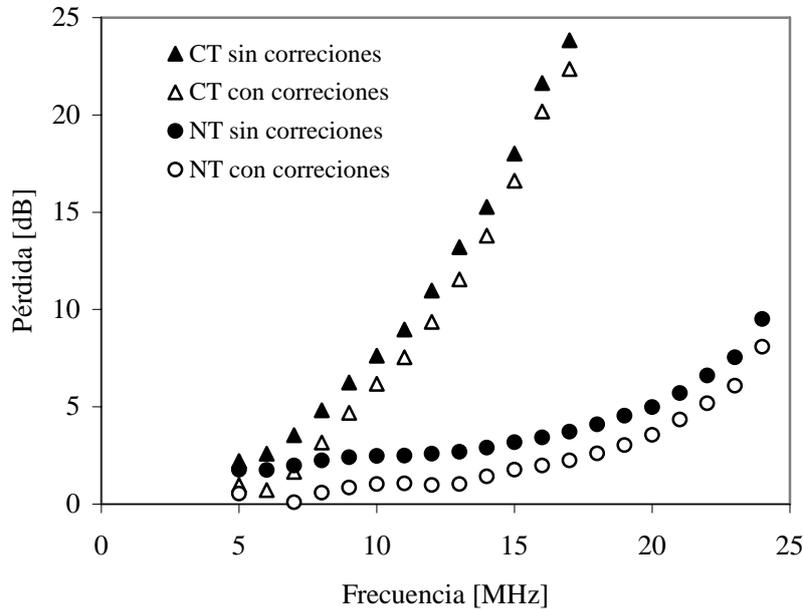


Figura 3.4 Curva de pérdida total medida en acero 52100.

La curva de la Figura 3.4 muestra como la pérdida de la amplitud de la señal aumenta conforme la frecuencia aumenta y da una descripción de las pérdidas que ocurren en el material. Este valor no indica la pérdida causada por la dispersión en la frontera de grano la cual refleja las características microestructurales del material. Debido a que su determinación es el objetivo y deberemos de determinarla a través de una serie de correcciones a las mediciones de la figura 3.4. Esto nos llevaran a determinar el buscado coeficiente de atenuación, el cual es una variable clave en nuestra investigación.

Para ello, es necesario realizar algunas mediciones de velocidad y algunos cálculos matemáticos para ello utilizaremos la siguiente formula:

$$P_T = P_{difracción} + P_{impedancia} + P_{material} \tag{3.7}$$

donde,

$P_T$  = la pérdida de energía total

$P_{difracción}$  = la pérdida de energía causada por la divergencia del haz ultrasónico

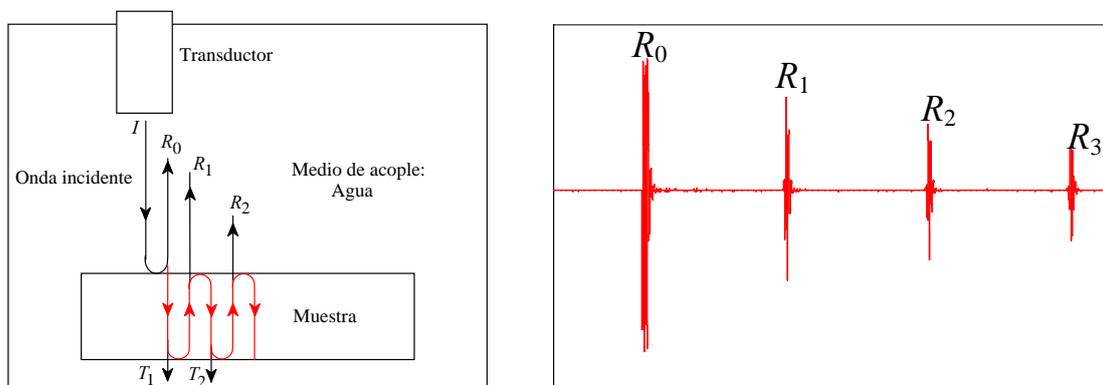
$P_{impedancia}$  = la pérdida de energía por el cambio de impedancias entre medio 1 y el medio 2

$P_{difracción}$  = es la pérdida por la dispersión del haz ultrasónico en la frontera de grano.

A continuación se calculará en forma individual cada una de estas pérdidas. Comenzando por la más simple las pérdidas por impedancia acústica.

### 3.4 Desajuste de impedancia acústica.

La figura 3.5 muestra un diagrama esquemático del arreglo experimental usado en los experimentos para la determinación de atenuación ultrasónica. En la figura 3.5a) se muestra el diagrama de las múltiples reflexiones que se presentan en la medición. La onda ultrasónica entra en el espécimen en la parte superior a través del medio de acople y la onda transmitida abandona el espécimen y en la parte inferior y se transmite en el agua nuevamente. Una serie de reflexiones de la pared posterior ocurren hasta que la onda ultrasónica es atenuada completamente. La figura 3.5b) muestra un representación A-scan, es decir, múltiples señales *rf* que aparecerán en la pantalla del osciloscopio,



donde en la escala vertical tenemos el voltaje y en la escala horizontal el tiempo.

a)

b)

Figura 3.5 Diagrama esquemático a) de la técnica de inmersión usando en el método pulso-eco b) de múltiples reflexiones en una placa con incidencia perpendicular.

El coeficiente de reflexión de una interfase perfecta en incidencia perpendicular puede ser determinado de las propiedades acústicas de los dos medios. El coeficiente de reflexión de esfuerzo del medio 1 al medio 2 puede ser determinado por

$$R_{12} = \frac{Z_1 - Z_2}{Z_1 + Z_2} \quad (3.8)$$

donde  $Z_1$  y  $Z_2$  son las impedancias acústicas del agua y del espécimen respectivamente (la impedancia acústica es el producto de la velocidad del sonido y de la densidad del medio). Aparte del cambio de signo, el coeficiente de reflexión  $R = R_{12} = -R_{21}$  es el mismo para los dos lados de la interfase. Ya que siempre medimos la amplitud de la señal fuera del espécimen, el coeficiente de transmisión puede calcularse de  $T_{12}$   $T_{21}$  el cual puede ser calculado del coeficiente de reflexión como  $T = T_{12} T_{21} = 1 - R^2$ .

La amplitud de los diferentes componentes reflejados y transmitidos mostrados en la figura 3.5 pueden obtenerse como sigue:

$$\begin{aligned} R_0 &= R \text{ (reflexión de la superficie frontal)} \\ R_1 &= RT^2, \quad R_2 = R^3T^2, \quad \dots R_n = R^{2n-1}T^2 \\ T &= T^2, \quad T_2 = R^2T^2, \quad \dots T_n = R^{2(n-1)}T^2 \end{aligned} \quad (3.9)$$

Conocidos estos coeficientes podemos calcular la pérdida por impedancia acústica mediante

$$\begin{aligned} P_{impedancia} &= 20 \log \left( \frac{R_1}{R_2} \right) = 20 \log \left( \frac{RT^2}{R^3T^2} \right) \\ P_{impedancia} &= 20 \log \left( \frac{1}{R^2} \right) \end{aligned} \quad (3.10)$$

Los únicos datos experimentales necesarios para determinar el coeficiente de reflexión  $R$  son conocer la densidad y velocidad ultrasónica en el agua y en el acero.

### 3.4.1 Medición experimental de la pérdida por impedancia acústica

A continuación se describe el desarrollo experimental utilizado para la medición experimental de la pérdida por impedancia acústica presentado en las mediciones de atenuación ultrasónica.

El primer paso fue la determinación de la densidad real del acero en cuestión por método indirecto. Para ello, se corto, maquinó y se rectificó una muestra hasta las siguientes dimensiones: 12.7 mm × 20 mm y 15 mm de uno de los anillos de acero proporcionados por la empresa FRISA S.A. de C.V.

El procedimiento para la determinación de la densidad de las probetas es el siguiente:

- a) Se pesa la muestra en una balanza.

Masa medida de la probeta: 70.7931gr

- b) Se cuantifican las dimensiones de la muestra con un vernier digital y se calcula el volumen de acuerdo a su geometría en este caso la muestra es un prisma rectangular donde el volumen se determina mediante la siguiente expresión:

$$V = A_b h \quad (3.11)$$

donde,  $A_b$  es el área de la base y  $h$  es la altura.

El volumen calculado de la probeta: 9.212 cm<sup>3</sup>.

- c) Con los datos de masa y volumen se calcula la densidad, obteniéndose:

$$\rho = 7.6852 \text{ g/cm}^3 \text{ o } \rho = 7,685.2 \text{ kg/m}^3$$

Tabla 3.2 Resultados de las mediciones de densidad para el acero.

Material	Masa [kg]	Volumen [cm <sup>3</sup> ]	Densidad [kg/m <sup>3</sup> ]
Acero	$0.707931 \times 10^{-3}$	9.212	$7.6852 \times 10^3$

Una vez calculada la densidad se procedió a medir la velocidad de la onda longitudinal utilizando el procedimiento antes descrito. Para ello, un total de 10 mediciones de velocidad fueron realizadas utilizando el tiempo de vuelo entre dos ecos sucesivos de la pared posterior.

Para mediciones exactas de tiempo e vuelo, uno debe de escoger medir el correspondiente cero positivo o negativo en el primer y segundo eco de la pared posterior del espécimen. Es importante escoger puntos comunes en cada pulso para obtener una lectura fiel. Los detalles de esta selección se muestran en la figura 3.6. Los puntos “P1” y “P2” mostrados en circulo lleno destacan el primer cruce en cero positivo en el primer y segundo eco de la pared posterior respectivamente, puntos “N1” y “N2” mostrados con el circulo hueco destacan el primer cruce en cero negativo en el primer y segundo eco de la pared posterior respectivamente.

Las dos opciones son aceptables y los cursores del osciloscopio deben de ponerse en los puntos “P1” y “P2” o “N1” y “N2” para una medición exacta de tiempo de vuelo. En nuestro experimento la ventana de medición fue utilizada para un cruce positivo en cero.

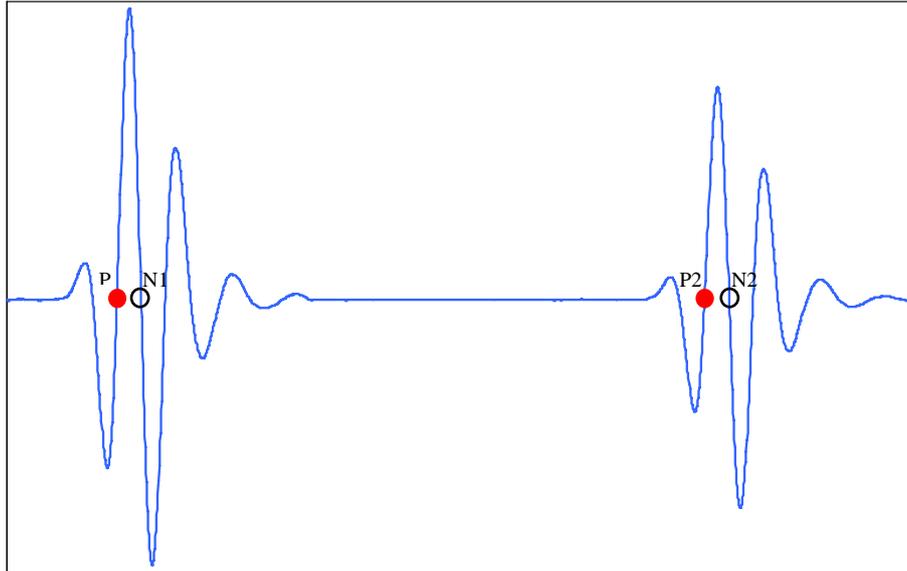


Figura 3.6 Demostración de un cruce en cero positivo y negativo para mediciones de velocidad.

### 3.4.2 Divergencia del haz ultrasónico.

Todo haz ultrasónico diverge. La existencia de la divergencia significa que no es generada en forma física como una onda plana. El concepto de onda plana es conveniente porque ellas son solución de la ecuación de onda en un sistema cartesiano y debido a que ellas permiten la solución aproximada de muchos problemas entre los que se incluyen los métodos no destructivos. La utilidad de las ondas planas sin tener factores de corrección es muy limitada. La primera limitación y factor de corrección se debe al hecho de que la energía del haz de un transductor no permanece confinada en un cilindro del mismo diámetro del transductor, en lugar de ello, comienza como un cilindro y después de cierta distancia se distribuye para tomar una forma cónica como se muestra en la figura 3.7.

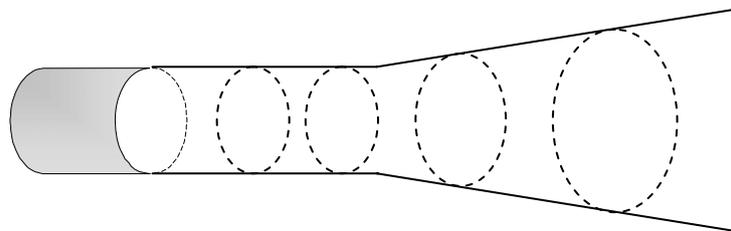


Figura 3.7 Representación simplificada de la extensión del haz ultrasónico conforme la energía del haz cilíndrico se convierte en un cono en el campo lejano.

La divergencia del haz ultrasónico también es conocida como *difracción ultrasónica*. La divergencia es un fenómeno causado por las características físicas (dimensiones, frecuencia) del transductor. La figura 3.8, muestra las variables que controlan el proceso de divergencia.

$a$  = radio del transductor

$z$  = distancia

$\beta$  = ángulo de divergencia

$N$  = campo cercano

Las variables  $\beta$  y  $N$  pueden ser calculadas con las formulas siguientes

$$\beta = \sin^{-1}\left(\frac{0.61\lambda}{a}\right) \tag{3.12}$$

$$N = \frac{a^2}{\lambda} \tag{3.13}$$

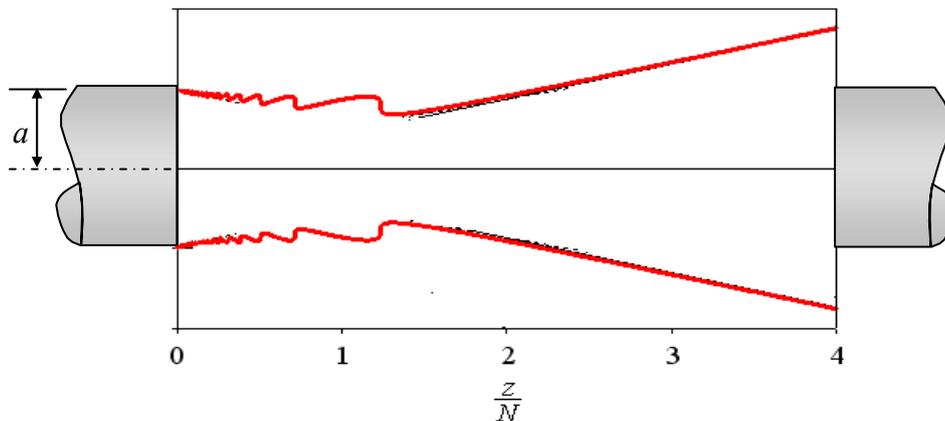


Figura 3.8 Diagrama que muestra las variables que afectan la divergencia del haz ultrasónico.

Las pérdidas asociadas con la divergencia reducen la amplitud del haz de la pared posterior en dos formas, primero, la energía afuera del cilindro no es medida por el segundo transductor; segundo, existen variaciones de fase que producen cancelación del movimiento de la onda. Estos dos efectos causan una atenuación aparente, por lo

que es necesario introducir un factor de corrección para la distancia. La figura 3.9 muestra dos zonas características del campo acústico, en la cual se puede observar una separación que es conocida como transición campo cercano/campo lejano. Es precisamente en el campo cercano donde se da la cancelación mencionada anteriormente, en el campo lejano la amplitud de la onda varía inversamente proporcional a la distancia.

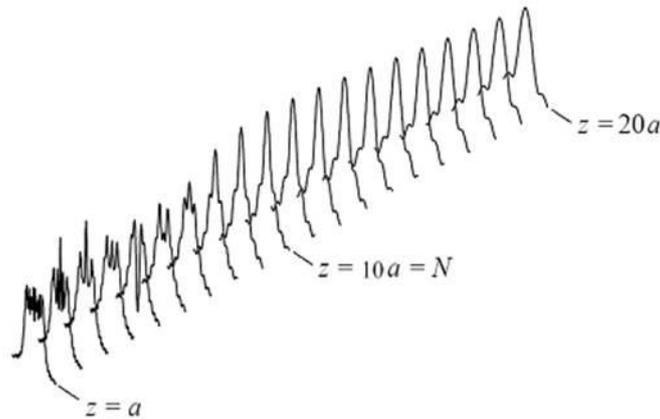


Figura 3.9 Campo acústico de un pistón circular en  $a/\lambda = 10$ .

### 3.4.3 Cálculos para la corrección por difracción.

En la sección anterior se vieron algunas definiciones necesarias para entender el fenómeno de divergencia, el cual introduce una atenuación aparente en nuestra medición experimental. Debido a esto es necesario introducir correcciones para obtener mediciones exactas. Rogers y Van Buren[15] propusieron un modelo para calcular las pérdidas por difracción

$$P_D(s) = 1 - e^{-2\pi/s} [J_0(2\pi/s) + iJ_1(2\pi/s)] \tag{3.14}$$

donde,

$P_D$  = pérdida por difracción

$s$  = distancia normalizada  $z/N$

$J_0, J_1$  = funciones de Bessel de orden cero y orden uno.

Nosotros utilizamos la ecuación 3.14 para hacer los cálculos matemáticos necesarios para incluir las pérdidas por difracción en nuestras mediciones para lo cual simplificamos esta ecuación para obtener

$$D_P(s) = |1 - \cos(\xi)J_0(\xi) - \sin(\xi)J_1(\xi) + i[\cos(\xi)J_1(\xi) - \sin(\xi)J_0(\xi)]| \tag{3.15}$$

donde  $\xi = 2\pi/s$ . Como observa en la formula, la corrección por difracción es un número complejo pero nosotros solo ocupamos la magnitud de dicha corrección en nuestros cálculos. La figura 3.10 se muestra la magnitud de la corrección por difracción de Lommel para un pistón radiador circular.

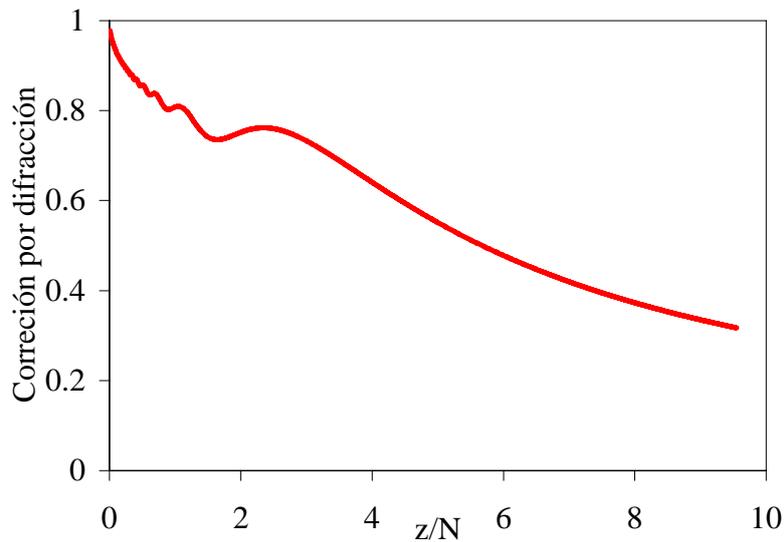


Figura 3.10 Magnitud de la corrección por difracción de Lommel para un pistón radiador circular.

También es necesario tomar en consideración el efecto de la refracción del haz ultrasónico cuando la onda pasa del medio 1 al medio 2. Para ello utilizamos la siguiente fórmula para correcciones por refracción en la interfase agua-acero

$$z = z_1 + z_2 \frac{c_2}{c_1} \tag{3.16}$$

Aquí,

$z$  = es un promedio de las distancias de propagación

$z_2$  = es el espesor del espécimen,

$c_1, c_2$  = son las velocidades del sonido en el medio 1 y 2 respectivamente.

Una vez determinadas todas la formulas necesarias para calcular las pérdidas por difracción se precedió a hacer los cálculos para determinar esta perdida dentro del espectro de radiación del transductor.

Es importante hacer notar que el fenómeno de difracción es más importante a bajas frecuencias por lo que si la difracción no se corrige se estará un error que será trascendente en el resultado final.

### **3.5 Determinación del tamaño de grano.**

El paso final de las mediciones de atenuación es el determinar el tamaño de grano del espécimen por métodos no destructivos y compararlo a la medición metalográfica. Para ello, se utiliza el modelo propuesto por Stanke y Kino [14] en su *teoría unificada para la propagación de ondas elásticas en materiales policristalinos*. En esta teoría ellos utilizan el enfoque de un método de perturbación para cualquier material que no presente una gran anisotropía en sus cristales, a pesar de su textura y elongación de grano.

Esta teoría considera la anisotropía de granos individuales y usa una función de auto correlación para caracterizar la geometría de los granos. Además esta teoría es válida para todas las razones de longitud de onda y tamaño de grano. Un material policristalino está compuesto de granos discretos, cada uno de ellos con una estructura cristalina regular. Las propiedades elásticas de los granos son anisotrópicas y sus ejes cristalográficos orientados en forma aleatoria con respecto a ejes fijos de laboratorio.

Por lo que las constantes elásticas varían en función de la dirección. Cuando una onda elástica viaja en este medio no homogéneo, sufre una dispersión y consecuentemente tiene un coeficiente de atenuación  $\alpha$  y una velocidad de fase  $c_f$  que varían con la frecuencia. Stanke y Kino llevaron a cabo complejos cálculos numéricos de su modelo para materiales que tienen granos sin textura, equiaxiales y que tienen simetría cúbica. Sus cálculos son consistentes con cálculos previos hechos por otros autores en las regiones de Rayleigh, Estocástica y geométrica.

El formalismo de Stanke y Kino, sostiene que sus cálculos: a) caracterizan con exactitud las características de propagación de onda en el medio, b) modela razonablemente la forma irregular de los granos y 3) es válida para ondas armónicas en todos los rangos de frecuencia.

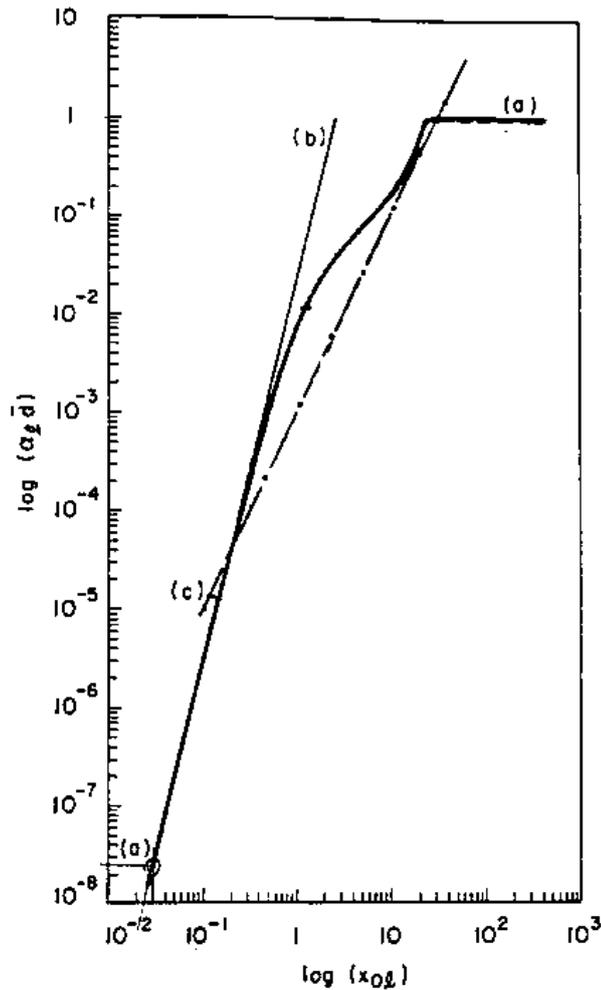


Figura 3.11 Coeficiente normalizado de atenuación para ondas longitudinales en hierro policristalino: a) teoría unificada, b) limite de Rayleigh, c) asíntota estocástica. De F. E. Stanke y and G. S. Kino, *J. Acoust. Soc. Am.* **75**(3), (1984) p 665-681.

La solución del modelo del coeficiente de atenuación para hierro que esta teoría unificada encuentra se muestra en la figura 3.12. En ella se aprecian las tres regiones de dispersión que caracterizan la propagación de ondas elásticas en sólidos policristalinos.

En nuestra investigación, nosotros aproximamos este modelo teórico en el rango de la región de Rayleigh a un modelo de la forma

$$\text{Modelo} = \frac{1}{\frac{1}{A (\log(\alpha d))^4} + \frac{1}{B (\log(\alpha d))^2} + \frac{1}{C}} \quad (3.17)$$

Para aplicar este modelo es necesario determinar un número considerable de puntos como se muestra en la figura 3.12. Una vez que se determino el valor vertical y horizontal de cada punto, se procedió a vaciar estos datos en una hoja de calculo de excel.

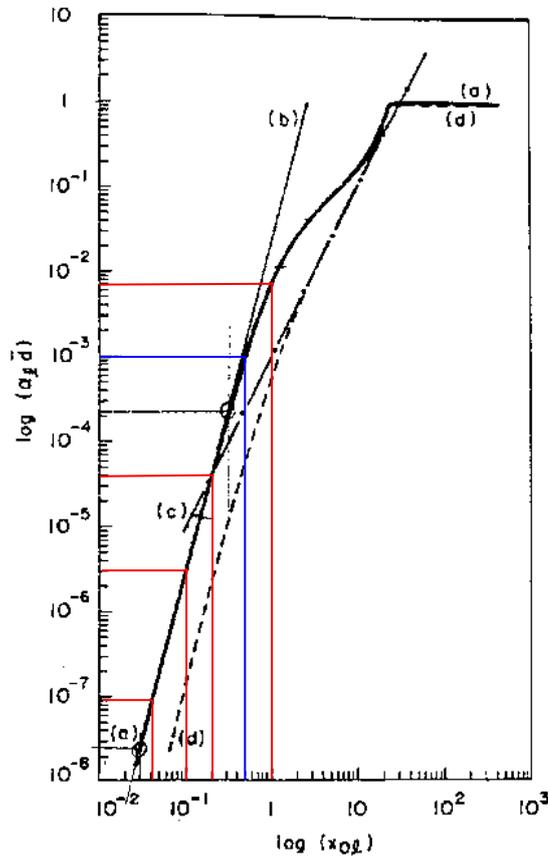


Figura 3.12 Determinación de valores de ejes vertical y horizontal del coeficiente de atenuación normalizado a partir de los resultados de Stanke y Kino.

Una vez realizado lo anterior se procedió a aplicar el modelo de la ecuación anterior dando como resultado la figura 3.11. Los parámetros del mejor ajuste posible par las constantes de la ecuación 3.17 son mostrados en la tabla 3.5

Tabla 3.3 Valores del mejor ajuste para las constantes de la ecuación 3.17.

<i>A</i>	<i>B</i>	<i>C</i>
0.036	0.0085	0.1

Como observa en la figura 3.13, el modelo no describe el complejo comportamiento del coeficiente de atenuación en todo el espectro de la figura 3.11. Pero

para nuestros estudios, la figura 3.13 es suficiente ya que nosotros queremos determinar este coeficiente en la región en la cual la mayor parte de los ensayos ultrasónicos tienen lugar en la región de Rayleigh.

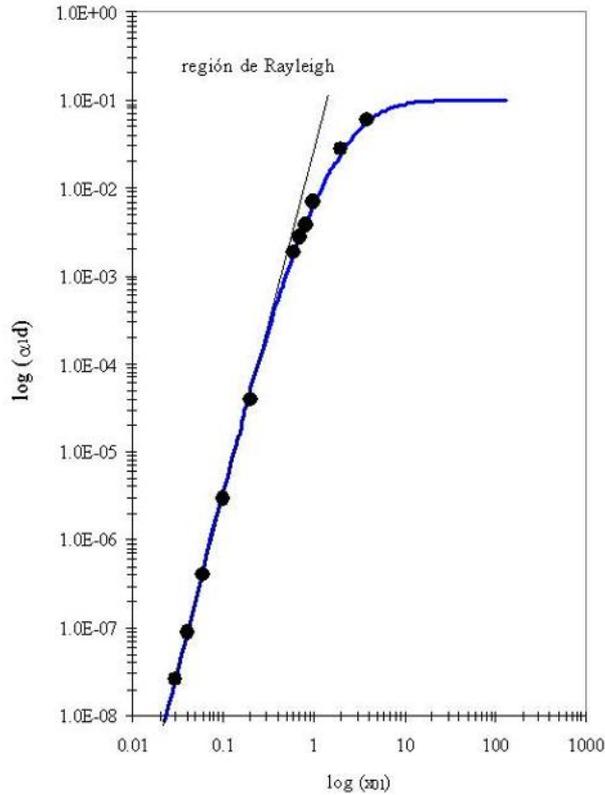


Figura 3.13 Mejor ajuste del modelo de ecuación 3.17 para la determinación del coeficiente de atenuación normalizado a partir de los resultados de Stanke y Kino.

### 3.5.1 Determinación del tamaño de grano a partir de mediciones de atenuación

Una vez obtenida una aproximación al modelo teórico de Stanke y Kino se procedió a realizar los cálculos necesarios para obtener el tamaño promedio de grano a partir de nuestras mediciones de atenuación. Para ello, es necesario determinar las variables que intervienen para el calculo de la figura 3.11, en otras palabras es necesario determinar las variables del eje horizontal el cual es la frecuencia normalizada  $x_{0l}$  y del eje vertical el cual es la atenuación por longitud libre promedio  $\alpha d$ .

Para ello utilizaremos las siguientes igualdades

$$\text{Eje horizontal} = \text{Log}(x_{0l}) = 2\pi c_l f d \tag{3.18}$$

$$\text{Eje vertical} = \log(\alpha d) \tag{3.19}$$

donde,

- $c_l$  = Velocidad ultrasónica longitudinal.
- $f$  = Frecuencia ultrasónica en Neper/mm.
- $d$  = Tamaño promedio de grano.

Todas estas variables son conocidas con excepción del tamaño promedio del grano  $d$ . El cual será determinado a partir de los resultados experimentales de atenuación

### 3.6 Medición de la velocidad ultrasónica de ondas de corte

En 1958, Bergman y Shahbender [16] descubrieron el fenómeno de birrefringencia de ondas acústicas. Ellos establecieron que bajo la influencia de una tensión inicial, la onda de corte rápida a lo largo de la misma dirección de propagación con dos direcciones de polarización es un poco diferente para una onda rápida en un medio sin tensión.

La figura 3.14 muestra la separación de la señal en un componente rápido y un componente lento cuando las direcciones de polarización esta entre las direcciones del modo *puro* debido a el fenómeno de birrefringencia.

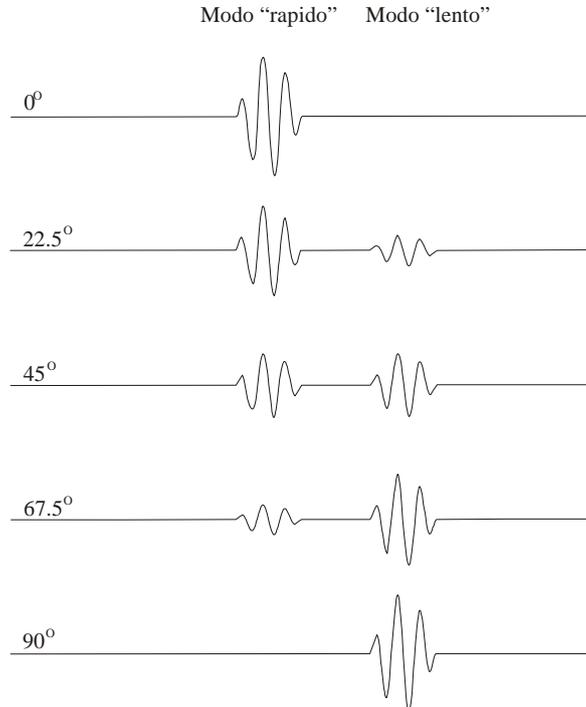


Figura 3.14 Separación de la señal en un componente rápido y uno lento cuando las dirección de polarización esta entre las direcciones "puras" debido a el fenómeno de birrefringencia.

En nuestros experimentos medimos la velocidad de una onda de corte en tres direcciones de especímenes en forma de paralelepípedo rectangular de 12.7 mm × 20 mm y 15 mm que se extrajeron a partir de un anillo de una pulgada de espesor. Los especímenes fueron rectificadas para tener lados planos y paralelos.

La figura 3. 15 muestra un esquema del arreglo experimental usado en nuestras mediciones de la velocidad de la onda de corte en diferentes direcciones. Se utilizo un transductor de onda de corte de 5 MHz de incidencia normal, fue montado en el espécimen y excitado por un Panametrics 5073PR. La señal ultrasónica fue convertida a digital y promediada por un osciloscopio LeCroy Wavejet 332. Para determinar el tiempo exacto que la onda de corte tarda en recorrer el espesor del material ( $d$ ) se mide tiempo de viaje de la onda de corte a través de los dos ecos consecutivos de las superficies inferiores del espécimen. La velocidad de la onda de corte fue medida para el *modo rápido* de propagación en la dirección del espesor ( $d$ ) del espécimen, con polarización en dirección de la longitud ( $l$ ) del espécimen, que es la dirección del rolado y el *modo lento* se propaga en dirección del espesor ( $d$ ) del espécimen, con polarización en la dirección de la anchura ( $w$ ), que es normal a la dirección del laminado. La velocidad de la onda de corte se determina por la formula:

$$c_{m,n} = \frac{2d}{t} \quad (3.20)$$

donde  $c_{m,n}$  es la velocidad de la onda de corte, el subíndice  $m$  indica la dirección de propagación y el subíndice  $n$  indica la dirección de polarización,  $d$  es el espesor del espécimen y  $t$  es el tiempo de propagación.

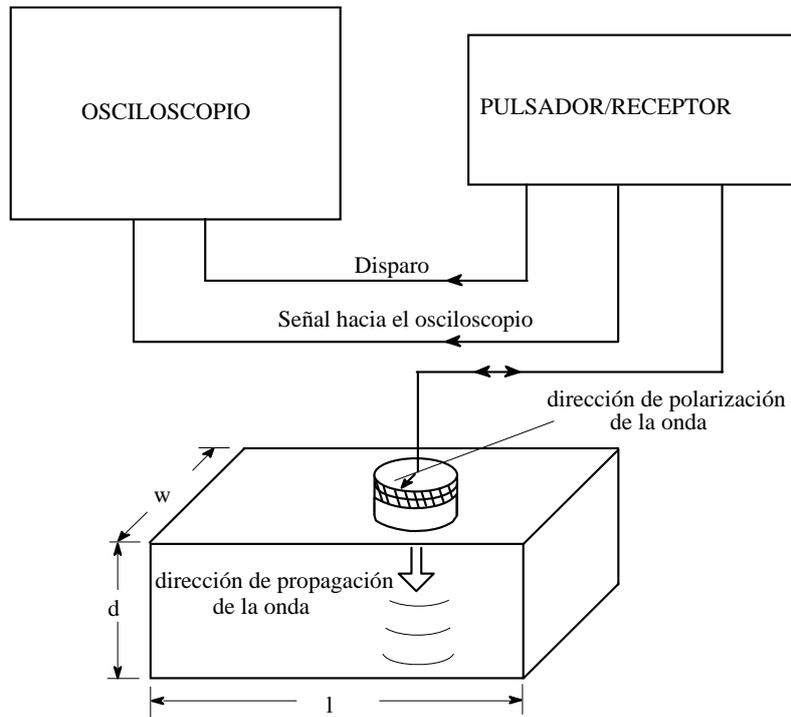


Figura 3.15 Arreglo experimental para las mediciones de velocidad de una onda de corte para el fenómeno de birrefringencia.

# CAPITULO IV

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 4 Introducción

En este capítulo se presentan y discuten los resultados experimentales obtenidos en el desarrollo experimental, correcciones aplicadas, así como resultados del modelo teórico de Stanke y Kino mencionados en dicho capítulo. También se reportan y discuten los resultados de los ensayos de tracción, dureza y metalografía que muestran el tamaño de grano encontrado en el material, el módulo de Young y la dureza del material. Hacemos un análisis de estos resultados no destructivos y destructivos. Para ello, primero se realizó el estudio de las pérdidas de la intensidad de la onda acústica, se aplicó el modelo teórico y finalmente se analizan los resultados.

#### 4.1 Impedancia acústica

La tabla 4.1 muestra los valores de velocidad e impedancia acústica calculados a partir de las mediciones experimentales

Tabla 4.1 Resultados de las mediciones de velocidad en impedancia acústica en acero y agua.

$c_d$ [mm/μs]	$c_A$ [mm/μs]	Impedancia acústica acero [× 10 <sup>6</sup> Kg/m <sup>2</sup> s]	Impedancia acústica agua [× 10 <sup>6</sup> Kg/m <sup>2</sup> s]
5.933	1.480	45.483	1.480

Con estos valores se calcula el coeficiente de reflexión (formula (3.8)), el coeficiente de transmisión  $T = 1-R^2$ , y finalmente las pérdidas causadas por el desajuste en las impedancias acústicas (formula (3.9)) entre el acero y el agua. Estos valores son presentados en la tabla 4.2.

Tabla 4.2 Resultados de las mediciones de velocidad en impedancia acústica en acero y agua.

$R^2$	$T^2$	$P_{impedancia}$ [dB]
0.8776	0.1224	1.135

## 4.2 Corrección por difracción

Existen otras pérdidas asociadas con los métodos para la medición de la atenuación. Estas pérdidas están asociadas con las características geométricas del transductor, destacándose los efectos de la difracción del haz ultrasónico las cuales no son inherentes a la microestructura del acero. En éste caso las pérdidas se eliminan utilizando la ecuación 3.15 por que incluye las pérdidas por difracción. Si la corrección por difracción no se realiza, el error en la medición es de aproximadamente 2dB, lo cual influiría grandemente en la determinación real del coeficiente de atenuación.

Una vez realizadas las correcciones es posible obtener el coeficiente de atenuación real del acero 52100 en un rango de frecuencias amplio. Los resultados de cálculos obtenidos para la corrección por difracción se muestran resumidos en la tabla 4.3

Tabla 4.3 Resultados de las mediciones de velocidad en impedancia acústica en acero y agua.

Variable ultrasónica	$f$ [MHz]	6	9	12	15	18	21	24
	$N$ [mm]	162.59	243.88	325.18	406.47	487.77	569.06	650.36
	$\lambda$ [mm]	0.9889	0.6593	0.4944	0.3955	0.3296	0.2825	0.2472
	$P_{difracción}$ [dB]	0.740358	0.420322	0.474634	0.262702	0.357557	0.231153	0.304817

Se procedió a aplicar la corrección de las pérdidas a mediciones experimentales de atenuación. La figura 4.1 muestra las curvas de pérdidas en el material para dos especímenes, el primero, es un espécimen obtenido de los anillos en su condición de recibido. El segundo, es un espécimen del mismo material que fue sometido a un tratamiento térmico de recocido para aumentar su tamaño de grano. Este tratamiento se hizo con el objeto de demostrar la capacidad de las mediciones de atenuación en dos muestras con tamaño de grano diferente.

También puede observarse en la figura 4.1 que las correcciones hechas tienen un efecto mayor a bajas frecuencias y esto es entendible ya que las pérdidas por difracción del haz ultrasónico son mayores en frecuencias menores. Ahora es posible determinar el coeficiente de atenuación. La figura 4.2 muestra los coeficientes de atenuación para los dos especímenes evaluados. Debido a que está en la región de Rayleigh, el modelo utilizado para lograr el mejor ajuste es:

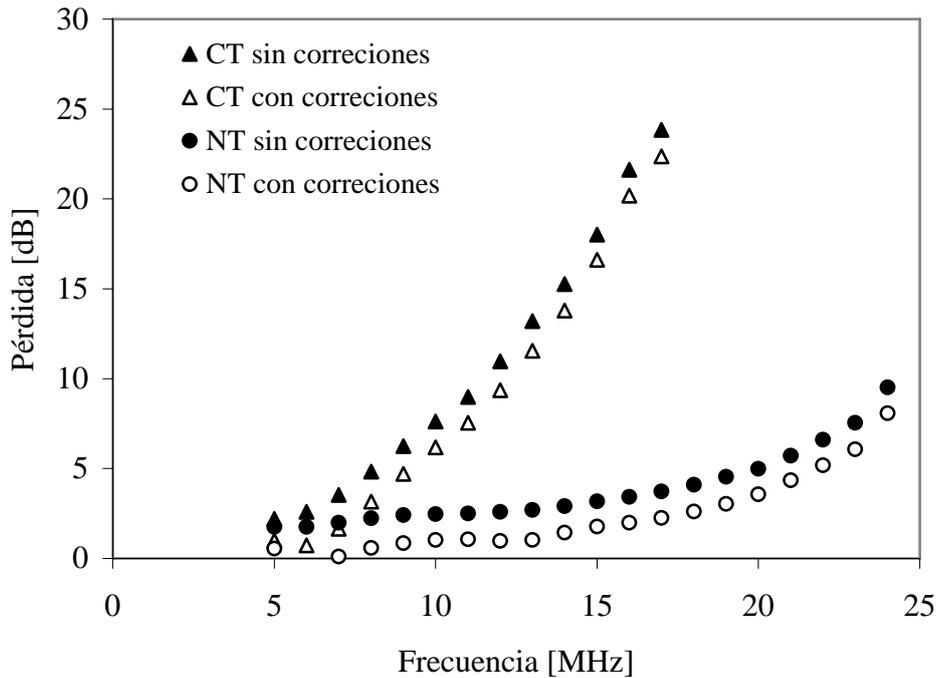


Figura 4.1 Curvas de atenuación antes y después de las correcciones para dos especímenes diferentes: CT con tratamiento térmico, NT sin tratamiento térmico.

$$\alpha [dB/cm] = B_i f^n \tag{4.1}$$

donde  $\alpha$  es el coeficiente de atenuación y sus unidades son decibeles por centímetro

El mejor ajuste da un exponente  $n = 3.15$  en ambas curvas y un valor de la constante de proporcionalidad  $B_{ST} = 0.00012$  para la muestra con tratamiento térmico y una constante  $B_{CT} = 0.00002$  para la muestra sin tratamiento térmico. Es importante hacer notar que el valor de  $n$  para las dos curvas es el mismo lo cual indica que las mediciones fueron realizadas con gran precisión y el valor del exponente está en concordancia con resultados obtenidos por Ruiz, A. and Nagy, PB, Vary, A. and D. Hull y Kopec, B. and V. Hanak. [21-24]

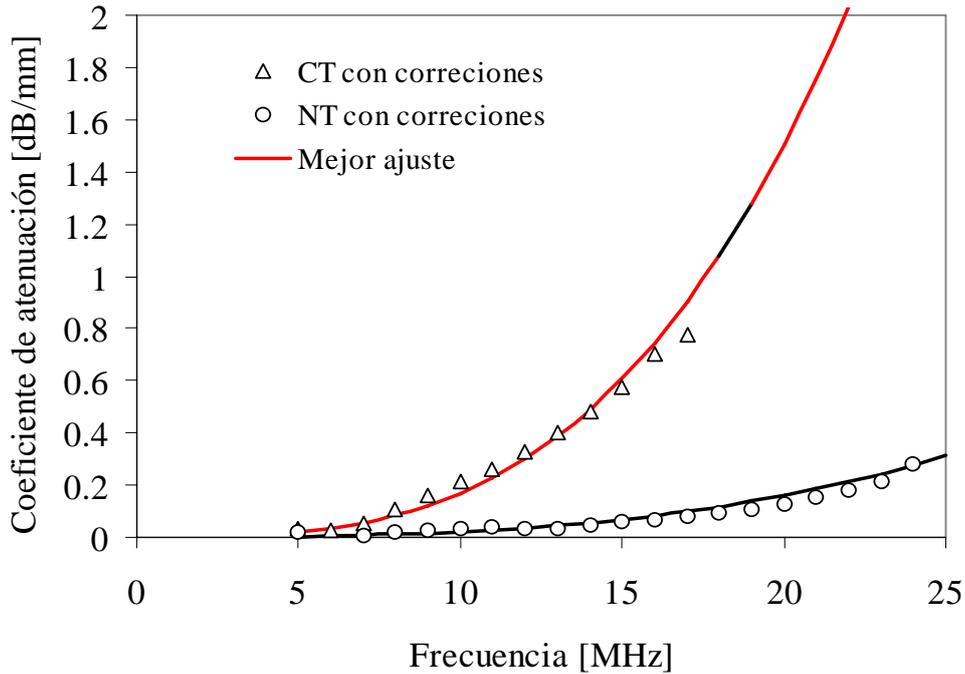


Figura 4.2 Coeficiente de atenuación para dos especímenes diferentes: CT con tratamiento térmico, NT sin tratamiento térmico.

### 4.3 Determinación del tamaño de grano

Los datos experimentales de las mediciones del coeficiente de atenuación son introducidos al modelo de Stanke y Kino, teniendo especial cuidado en utilizar las unidades de Neper/mm en lugar de los usados dB/mm en la figura 4.2, ya que el modelo de Stanke y kino esta hecho en estas unidades. En este caso, el diámetro promedio de grano es el factor que ajusta el coeficiente de atenuación a la curva de la ecuación (3.10). La figura 4.3 muestra aproximaciones al modelo de la ecuación (3.10) para valores de 10  $\mu\text{m}$ , 17  $\mu\text{m}$  y 25  $\mu\text{m}$  de diámetro promedio ( $d$ ). Es evidente que el valor de mejor ajuste al modelo teórico para predecir el tamaño promedio de grano es el de  $d = 17 \mu\text{m}$ . Esta simulación muestra que el modelo es sensible a cambios pequeños en el tamaño promedio de grano.

Para verificar si las predicciones teóricas se encuentran en concordancia con valores reales, el valor de  $d = 17 \mu\text{m}$  se comparan con los valores obtenidos por metalografía.

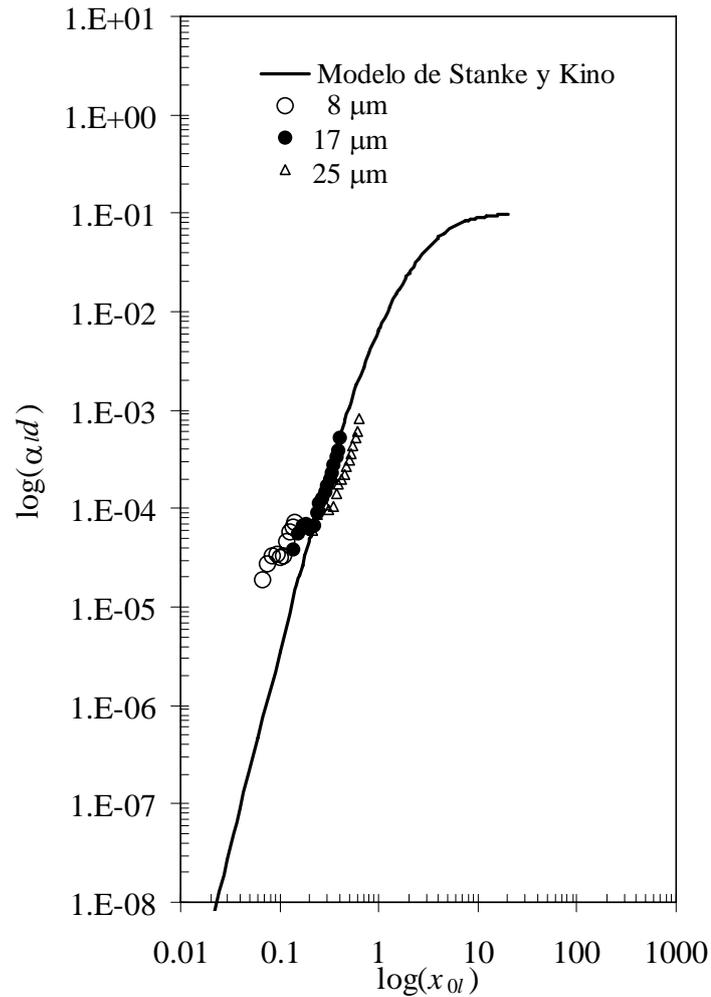


Figura 4.3 Datos experimentales en el modelo de Stanke y Kino.

Cabe mencionar que debido a que la onda ultrasónica interactúa con el material conforme viaja a través del espesor por lo que el valor  $d$  obtenido es el promedio de la interacción de la onda ultrasónica con las fronteras de granos. Es decir, dentro del material existen granos más pequeños y más grandes que  $d$ , mientras que  $d$  es estadísticamente el tamaño promedio que prevalece en el material.

También este resultado indica que la medición se realiza en la región que se había planeado en el desarrollo experimental, la llamada región de Rayleigh. Es en esta región donde las pérdidas de la intensidad por dispersión en la frontera de grano son las de mayor importancia y la región donde se realizan la mayor parte de las pruebas no destructivas.

#### 4.4 Mediciones de velocidad ultrasónica de ondas de corte

Debido a que proceso de fabricación hasta la forma final de los anillos de acero 52100 es un conformado en caliente, un control de las variables del proceso es de primordial importancia para tener la microestructura final libre de textura cristalográfica. Las ondas de corte son particularmente sensibles a esta textura cristalográfica a través del fenómeno de birrefringencia como lo explicaron Ruiz y Nagy [21] al evaluar este fenómeno en aluminio 2024-T351, material que no presenta acentuada anisotropía.

En este caso la diferencia en la velocidad de la onda de corte en los modos lento y rápido es aproximadamente 0.3 % inferiores al valor isotrópico de velocidad. Haciendo un análisis de esta medición existe una diferencia de aproximadamente 9 m/s entre el modo lento y rápido para ondas que se propagan en la dirección del espesor y con polarizaciones en la dirección de laminación perpendicular a la laminación

La figura 4.4 muestra los resultados de velocidad de ondas de corte obtenidos en muestras de acero 52100. Estos resultados indican que la velocidad de ondas de corte con tres diferentes polarizaciones 0°-sentido de laminación-, 45° y 90°-perpendicular al sentido- de laminación tubo una variación de aproximadamente 0.07%. Comparando con los resultados obtenidos por Ruiz y Nagy[21] la variación en nuestras mediciones es de aproximadamente 2 m/s.

En la figura 4.4 debido a requerimientos de simetría la velocidad en las direcciones 0°, 180° y 360° es igual, así mismo por simetría, la velocidad en las direcciones 45°, 135°, 225° y 315° es la misma. Finalmente aplicando el concepto de simetría la velocidad de 90° y 27 la misma.

El primer análisis de este resultado es que el proceso de conformado del anillo generó condiciones para promover una recristalización total de la microestructura. Por lo que para todo propósito, el acero es isotrópico desde el punto de vista ultrasónico.

Con esto queda demostrado el potencial de las ondas de corte son sensibles a las variaciones de la orientación cristalográfica y pueden ser utilizadas en este tipo de producto como una herramienta para verificar la calidad.

Además de lo anterior es claro que en este caso la textura cristalográfica al no estar presente no tiene un efecto importante en la velocidad ultrasónica por lo una parte importante de esta investigación ha sido resuelta satisfactoriamente.

Por lo que en un futuro, se podrá estudiar el efecto de los esfuerzos residuales sin la preocupación del efecto de la textura.

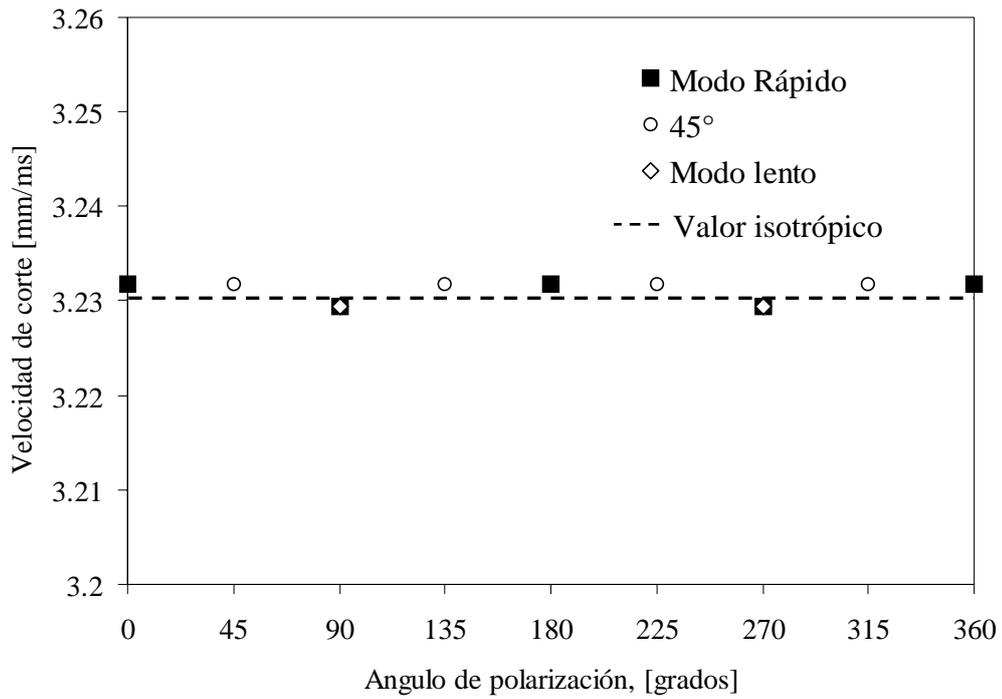


Figura 4.4 Datos experimentales de velocidad de ondas de corte.

Conociendo los valores de velocidad ultrasónica es posible determinar algunas propiedades elásticas del acero 52100. Utilizando la formula 2.20 es posible determinar el módulo de Young del acero.

Sustituyendo los valores encontrados tenemos que el módulo de Young determinado a partir de mediciones de velocidad ultrasónica y este valor es:

$$E = 206.6 \text{ GPa}$$

Este valor será comparado al valor del módulo de Young determinado por medios destructivos, en este caso el ensayo de tensión.

#### 4.5 Determinación del tamaño de grano mediante metalografía.

De acuerdo a la norma internacional ASTM E 112 [25] se determinó el tamaño de grano. La siguiente imagen es una metalografía del acero 52100 con un ataque de villega's, utilizando un microscopio Nikon Epithot 300 en una lente 500x

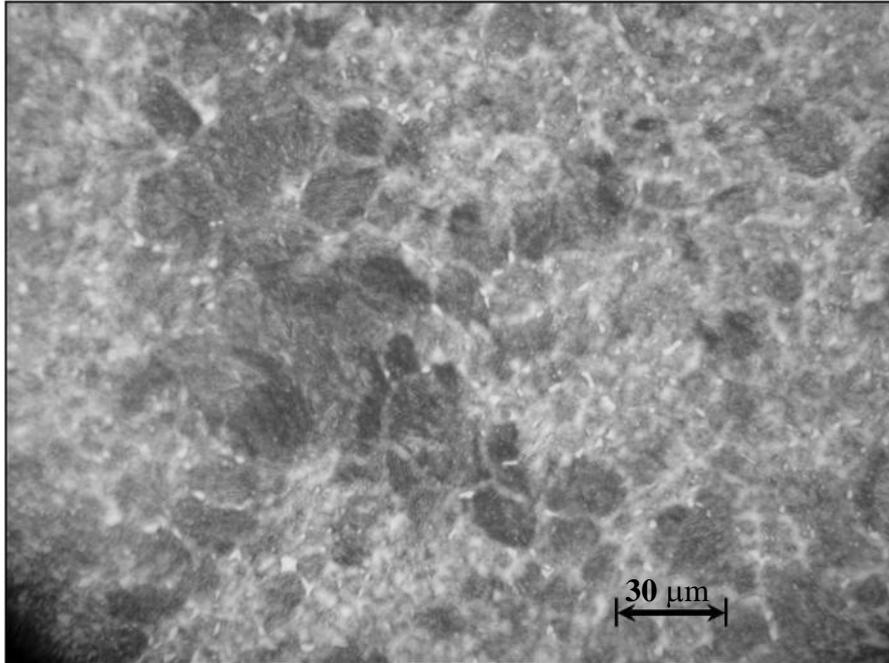


Figura 4.5 Metalografía de acero 52100 en una lente 500×, microscopio Nikon Epithot 300

Como puede verse en la micrografía la microestructura del acero 52100 presenta granos equiaxiales con diferentes tamaños de grano. De acuerdo a las mediciones el tamaño promedio es de entre 18 y 20  $\mu\text{m}$ .

Este valor concuerda con el valor predicho por el modelo de Stanke y Kino y las mediciones experimentales del coeficiente de atenuación. Con un error en la predicción de 15%. Cuando se toma un valor promedio de 20  $\mu\text{m}$  y de 94%.

#### 4.6 Ensayo de tensión

Los ensayos de tensión en las probetas utilizadas que tienen forma y dimensiones estandarizadas por la norma ASTM 370 [20]. Puede consultarse esta norma en el apéndice A. Como es sabido este tipo de ensayos es usado ampliamente porque provee información básica de diseño basado en la resistencia del material y como criterio de aceptación de especificaciones de materiales. La figura 4.6 muestra los resultados de del ensayo de tensión para probetas de acero 52100 obtenidas en tres direcciones de interés, a) laminación, b) 45° y c) perpendicular a la laminación.

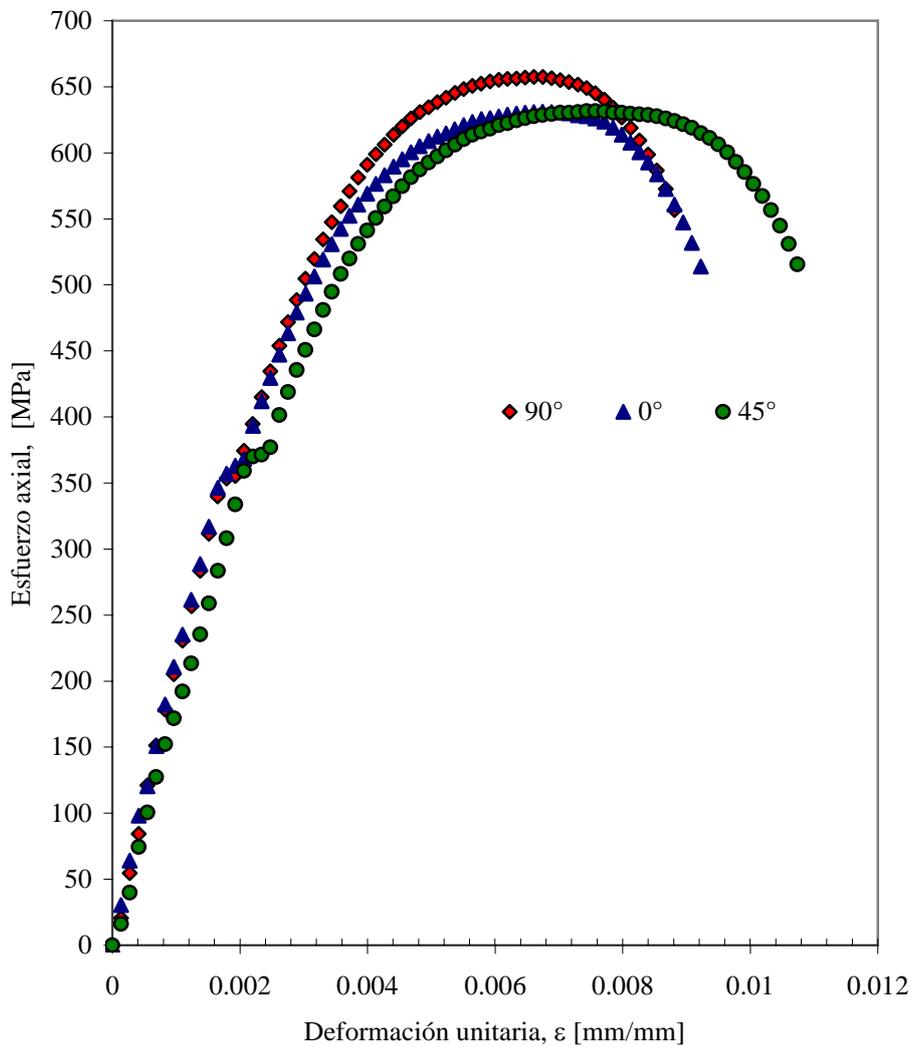


Figura 4.6 Curvas esfuerzo vs deformación nominal de probetas con sección reducida en sentido a) laminación 0°, b) 45° y c) 90°.

Como se observa en la figura 4.6, el comportamiento del acero pudiera considerarse isotrópico, es decir el esfuerzo máximo difiere en  $\sim 30$  MPa, en el esfuerzo máximo de las probetas  $0^\circ$  y  $90^\circ$  este valor.

Este valor equivale al equivale al 4.6% del valor total de esfuerzo máximo. El esfuerzo de fluencia es de aproximadamente de 350 MPa para las probetas obtenidas en entido de laminación,  $0^\circ$  y perpendicular al sentido de laminación  $90^\circ$ , y el valor de fluencia en el sentido de  $45^\circ$  es  $\sim 360$  MPa, ligeramente superior a los valores anteriores. La probeta de  $45^\circ$  es la que presenta una mayor deformación unitaria, mientras las probetas en las direcciones  $0^\circ$  y  $90^\circ$  presentan un comportamiento similar en deformación unitaria.

De estas mediciones se puede determinar el módulo de Young dando resultado:

$$E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} = 208.9 \text{ GPa} \quad (4.2)$$

Este resultado concuerda en gran medida con el resultado obtenido por medio de mediciones ultrasónicas

#### 4.7 Dureza

Por último se realizaron mediciones de dureza utilizando un equipo modelo Wilson Rockwell Hardness 4JR en una pieza de acero extraída de un anillo, Para determinar si existe un cambio en la dureza esta fue medida en todas las caras de la pieza de acuerdo a la norma ASTM E18 [20] El valor promedio de dureza medida es de 92.8 HRB. En las mediciones no se observa diferencia apreciable para la dureza en las

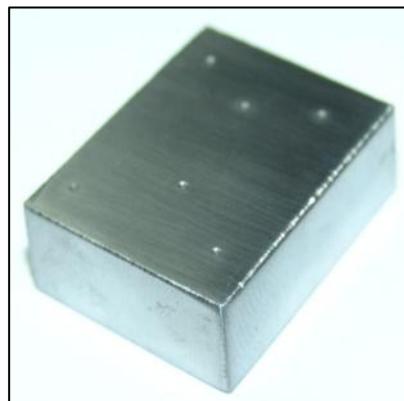


Figura 4.8 Probeta utilizada para el ensayo de dureza HRB.

diferentes caras del material, es decir, la dureza es prácticamente la misma en la dirección de laminación y en la dirección perpendicular a la laminación, Este resultado corrobora que para todo propósito es posible considerar que el acero 52100 como isotrópico en sus propiedades mecánicas.

Cabe hacer notar que evaluar no destructivamente la dureza de este acero requiere tener diferentes probetas con diferentes durezas. Pero evidencia experimental [26] en aluminios con aleación de cobre que la técnica pulso-eco de velocidad y atenuación ultrasónica pueden determinar la dureza. Estos autores encontraron que mientras la velocidad varía parabólicamente con la dureza la atenuación varia linealmente.

# CAPITULO V

## CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

### 5.1 Conclusiones

La atenuación ultrasónica es usada en la evaluación no destructiva para caracterizar características microestructurales de materiales. En esta investigación se encontró que los valores obtenidos de tamaño de grano y módulo de Young medidos a partir de mediciones de atenuación y velocidad ultrasónica presentan una buena correlación con los valores con los valores obtenidos a partir de pruebas destructivas. Lo que indica que es posible determinar tamaño de grano y el modulo de elasticidad en forma indirecta, con la ventaja de no destruir el material de inspección y permitir analizar el 100% de la producción.

Las pérdidas de energía debido principalmente a la dispersión en la frontera de grano causada por la interacción con la microestructura del acero 52100 es la mayor contribución en el coeficiente de atenuación, encontrándose que se presenta en la región de Rayleigh lo cual permite la determinación del tamaño de grano. Variaciones relativamente pequeñas en la atenuación están relacionadas con grandes variaciones microestructurales y consecuentemente con las propiedades mecánicas del material. Este método tiene la ventaja de que el modelo de Stanke y Kino sirve como curva de calibración general por lo que no es necesario la utilización de diferentes curvas de calibración que otras técnicas ultrasónicas requieren. Esto le da una gran versatilidad a esta técnica ya que sería posible implementarlo en una línea de producción en la que se hace la inspección ultrasónica en busca de defectos ya que Utilizando transductores que emitan pulsos ultrasónicos de banda ancha, las señales se pueden analizar en un espectro de frecuencias amplio lo cual da una mayor cantidad de puntos que pueden ser evaluados en el modelo.

Es factible medir textura con birrefringencia ya que solo requiere la medición de diferencias en el tiempo de transito, en el acero 52100 no presentó ninguna variación por lo tanto se pueden generalizar las propiedades mecánicas sin tomar en consideración sentido del laminado.

A partir de mediciones de velocidad ultrasónica puede estimarse en forma cuantitativa el propiedades elásticas de materiales tomando ventaja de la relación velocidad-módulo de Young.

## **5.2 Recomendaciones**

Una vez determinado que el material no presenta textura se recomienda hacer un análisis del efecto de los esfuerzos a través del efecto acustoelástico, con ello se determinará si el ultrasonido es una técnica con la sensibilidad para detectar esfuerzos residuales en materiales de este tipo.

Como es una prueba no destructiva se puede aplicar en sitio para evaluar propiedades mecánicas durante la inspección de calidad en la totalidad de la producción.

## REFERENCIAS

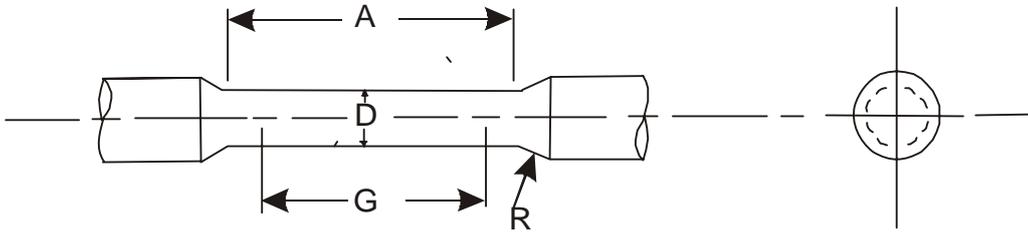
- [1] Vladimir B. Ginzburg. Steel Rolling Technology. Eds. Marcel Dekker, Inc. (1989): p 82
- [2] John D, Verhoeven. Fundamentos de Metalurgia Física. Editorial Limusa. Primera Edición 1987: p 348.
- [3] Keyser. Ciencia de los materiales para ingeniería. Editorial Limusa: p 244.
- [4] J.C. Anderson, K.D. Leaver, J.M. Alexander, R.D. Rawlings. Ciencia de los materiales. Editorial Limusa. Segunda edición 1974, p: 19-21.
- [5] Krautkramer, J. And H. Krautkramer. *Ultrasonic testing of material*. New york, NY: Springer-Verlag (1969)
- [6] Green, R. "Effect of Metallic Microstructure on Ultrasonic Attenuation," *Nondestructive Evaluation-Microstructural Characterization and Reliability Strategies*. O. Buck and S. Wolf. Eds. Warrendale, Metallurgical Society of the American Institute of Mechanical Engineers (1981): p 115-132.
- [7] Vary, A. "Concepts for Interrrelation Ultrasonic Attenuation, Microstructure and Fracture Toughness in Polycrystalline," *Materials Evaluation*. Vol. 4, No. 5. Columbus OH; The American Society for Nondestructive Testing (1988): p 642-649
- [8] Lücke, K. *Journal of Applied Physics* New York, NY: American Institute of Physics (1956): p 1433-1438.
- [9] Willems, H. and K. Goebbels. "Characterization of of Microstructure by Backscatter Ultrasonic Waves," *Metal Science* (1981): p 549-553.
- [10] Good, M. and J. Rose. "Measurements of Thin Case Depth in Hardened Steel by Ultrasonic Pulse-Echo Techniques,," *Nondestructive Methods for Material Property Determination*. C. Ruud and R. Green eds. New York, NY: Plenum Press (1984): p 189-206.
- [11] Telschow, K. and J. Flinn. "Ultrasonic Characterization of Consolidated Rapidly Solidified Powders," *Nondestructive Characterization of Materials: II*. J. Bussière, J. Monchalín, C. Ruud and R. Green eds. New York, NY: Plenum Press (1987): p 149-157.
- [12] Papadakis, E. P. "Ultrasonic Attenuation Caused by Scattering Polycrystalline," *Physical Acoustics* Vol. 4A, (1968): p 269-327.
- [13] Stanke, F. E. and Kino G.S. "A unified theory for elastic wave propagation in polycrystalline materials," *J Acoust. Soc. Of Am.* 75, 665-681 (1984).

- [14] Roberts P. H. and A. L. Van Buren "An exact expression for the Lommel diffraction correction," *J Acoust. Soc. Of Am.* 55, 724 (1974).
- [15] Bergman R. M. and Shahbender R. A. "Effect of statically applied stresses on the velocity of propagation of ultrasonic waves," *J. Appl. Phys.* 29 1736 (1958).
- [16] Qu, J. and J. Achenbach. "Analytical Treatment of Polar Backscatter from Porous Composites," *Review of Progress in nondestructive Evaluation*. Vol. 68. D. Thompson and D. Chimenti. eds. New York, NY: Plenum Press (1987): p 1137-1146.
- [17] Theiner, W. and H. Willems. "Determination of Microstructural Parameters by Ultrasonic NDE," *Nondestructive Methods for Material Property Determination*. C. Ruud and R. Green eds. New York, NY: Plenum Press (1984): p 249-258.
- [18] Papadakis, E. "Ultrasonic Velocity and Attenuation Measurement Methods for Scientific and Industrial Applications," *Physical Acoustics-Principles and Methods*. Vol. 12 W. Mason and R. Thurston, eds. New York, NY: Academic Press (1976): p 277-374.
- [19] Vary, A. and H. Kautz. "Transfer function concepts for ultrasonic characterization of materials microstructure" *International Advances in Nondestructive Testing*. Vol. 13. W. McGonnagle, ed. New York, NY: Gordon and Breach (1998): p 193-249
- [20] Goebbels, K. "Structural Analysis By Scattered Ultrasonic Radiation," *Research Techniques In Nondestructive Testing*. Vol. 4, R. Sarphe, ed. London, England: Academic Press (1980): p 87-157.
- [21] Ruiz, A. and Nagy, PB "Diffraction Correction for Precision Surface Acoustic Wave velocity Measurements," *J. Acoust. Soc. of Am.* 112(3) (2002) pp 835-842.
- [22] Vary, A. "Correlations Among Ultrasonic Propagation Factors and Fracture Toughness Properties of Metallic Materials." *Materials Evaluation*. Vol. 36, No. 7. Columbus, OH: The American Society for Nondestructive Testing, (1978): p 55-64.
- [23] Vary, A. and D. Hull. "Interrelation of Material Microstructure, Ultrasonic Factors and Fracture Toughness of a Two Phase Titanium Alloy." *Materials Evaluation*. Vol. 41, No. 3. Columbus, OH: The American Society for Nondestructive Testing, (1982): p 309-314.
- [24] Kopec, B. and V. Hanak. "Use of Ultrasonic Attenuation to Investigate Anomalies in the Structure of Railway Axles." *NDT International*. Vol. 17, No. 5. Guilford, Surrey, England: Butterworth Scientific Limited (1984): p 265-268.

- [25] Annual Book of ASTM Standards 2001 Section three Metals Test Methods and Analytical Procedures Volume 03.01; Metals Mechanical Testing; Elevated and Low-Temperature Test; Metallography.
- [26] Rosen, M. “Analytical Ultrasonics for the Characterization of Metallurgical Microstructure and Transformations.” *Materials Analysis by Ultrasonics*. A. Vary, ed. Park Ridge, NJ Noyes Data Corporation (1987): p 79-98.

# APÉNDICE A

## ASTM A 370



### DIMENSIONS

Nominal Diameter	Standar Specimen				Small-Size Specimens Proportional to Standar					
	In	mm	In	mm	In	Mm	In	Mm	In	mm
	0.005	12.5	0.350	8.75	0.250	6.25	0.160	4.00	0.113	2.50
G-Gage legth	2.00± 0.005	50.0± 0.10	1.400± 0.005	35.0± 0.10	1.000± 0.005	25.0± 0.10	0.640± 0.005	16.0± 0.10	0.450± 0.005	10.0± 0.10
D-Diameter (Note 1)	0.500± 0.010	12.5± 0.25	0.350± 0.007	8.75± 0.18	0.250± 0.005	6.25± 0.12	0.160± 0.003	4.00± 0.08	0.113± 0.002	2.50± 0.05
R-Radius of fillet,min	3/8	10	1/4	6	3/16	5	5/32	4	3/32	2
A-Legth of reduced section,min(note2)	2 ¼	60	1 ¾	45	1 ¼	32	¾	20	5/8	16

NOTE 1—The reduced section may have a gradual taper from the ends toward the center, with the ends not more than 1 percent larger in diameter than the center (controlling dimension).

NOTE 2—If desired, the length of the reduced section may be increased to accommodate an extensometer of any convenient gage length. Reference marks for the measurement of elongation should, nevertheless, be spaced at the indicated gage length.

NOTE 3—The gage length and fillets shall be as shown, but the ends may be of any form to fit the holders of the testing machine in such a way that the load shall be axial (see Fig. 9). If the ends are to be held in wedge grips it is desirable, if possible, to make the length of the grip section great enough to allow the specimen to extend into the grips a distance equal to two thirds or more of the length of the grips.

NOTE 4—On the round specimens in Fig. 5 and Fig. 6, the gage lengths are equal to four times the nominal diameter. In some product specifications other specimens may be provided for, but unless the 4-to-1 ratio is maintained within dimensional tolerances, the elongation values may not be comparable with those obtained from the standard test specimen.

NOTE 5—The use of specimens smaller than 0.250-in. (6.25-mm) diameter shall be restricted to cases when the material to be tested is of insufficient size to obtain larger specimens or when all parties agree to their use for acceptance testing. Smaller specimens require suitable equipment and greater skill in both machining and testing.

NOTE 6—Five sizes of specimens often used have diameters of approximately 0.505, 0.357, 0.252, 0.160, and 0.113 in., the reason being to permit easy calculations of stress from loads, since the corresponding cross sectional areas are equal or close to 0.200, 0.100, 0.0500, 0.0200, and 0.0100 in.<sup>2</sup>, respectively. Thus, when the actual diameters agree with these values, the stresses (or strengths) may be computed using the simple multiplying factors 5, 10, 20, 50, and 100, respectively. (The metric equivalents of these fixed diameters do not result in correspondingly convenient cross sectional area and multiplying factors.)

**fig. Standard 0.500-in. (12.5-mm) Round Tension Test Specimen with 2-in. (50-mm) Gage Length and Examples of Small-Size Specimens Proportional to the Standard Specimens**