

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



ANÁLISIS DE TEXTURA DE ACEROS LAMINADOS

POR:

VÍCTOR HUGO BROCADO GUERRERO

TESIS EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA  
DE MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA. N.L., FEBRERO 2013

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



ANÁLISIS DE TEXTURA DE ACEROS LAMINADOS

POR:

VÍCTOR HUGO BROCADO GUERRERO

TESIS EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA  
DE MATERIALES

*SAN NICOLÁS DE LOS GARZA. N.L., FEBRERO 2013*

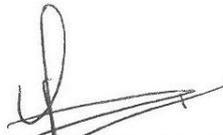
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA  
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "ANÁLISIS DE TEXTURA DE ACEROS LAMINADOS" realizada por el alumno VÍCTOR HUGO BROCADO GUERRERO, matrícula 1404139, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

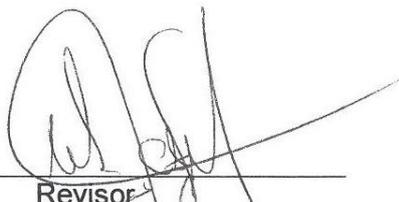
El Comité de Tesis

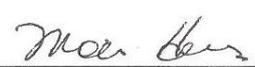
  
Aseñor  
Dr. Rafael Colás Ortiz

  
Revisor  
Dra. Martha Patricia Guerrero Mata

  
Revisor  
Dr. Luis Adolfo Leduc Lezama

  
Revisor  
Dr. Julio César Morales Chavela

  
Revisor  
Dr. Nelson Federico Garza Montes  
de Oca

  
Vo.Bo.  
Dr. Moisés Hinojosa Rivera  
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Enero 2013

## *Dedicatoria*

A Darío, quien compartió conmigo los años de espera en la culminación de este trabajo.

A María Luisa y Víctor, quienes me dieron la vida. En honor a lo maravilloso de estar hoy aquí.

A Blanca Estela, Jesús Miguel y Luis Eduardo, por recibirme incondicionalmente en sus corazones.

A Elizabeth. Su experiencia profesional y sus deseos de ayudar han sido fundamentales en el resultado final de mi trabajo.

A Rodrigo, quien me brindó su apoyo desde el primer día que tuve el gusto de conocerlo.

## *Agradecimientos*

A la Universidad Autónoma de Nuevo León que me dio la oportunidad de realizar el Doctorado en Ingeniería de Materiales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico otorgado mediante la beca número 165997, así como también el apoyo que me brindó a través del Programa de Becas Mixtas para realizar una estancia académica en la Universidad de Gante, Bélgica.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz, quien trabaja afanosamente por la ciencia y la tecnología, por dirigirme en este trabajo, gracias.

A los revisores, Dra. Martha Patricia Guerrero Mata, Dr. Luis Adolfo Leduc Lezama, Dr. Julio César Morales Chavela y Dr. Nelson Federico Garza Montes de Oca, por compartir conmigo sus valiosas experiencias profesionales.

A los Doctores Yvan Houbert y Roumen Petrov por las facilidades brindadas para realizar parte de la investigación en la Universidad de Gante.

# ÍNDICE

---

| <b>CONTENIDO</b>   | <b>PÁGINA</b> |
|--|---------------|
| DEDICATORIA.....   | i             |
| AGRADECIMIENTOS.....   | ii            |
| ÍNDICE.....  | iii           |
| RESUMEN.....   | 1             |
| <br>   |               |
| <b>CAPÍTULO I</b>  |               |
| <b>PRINCIPALES CARACTERÍSTICAS DEL ACERO</b>                             |               |
| Introducción.....  | 2             |
| 1.1 Características metalúrgicas del acero.....                          | 3             |
| 1.2 Elementos de aleación del acero.....                                 | 7             |
| 1.3 Clasificación del acero.....   | 7             |
| 1.4 Propiedades físicas de productos de acero.....                       | 10            |
| 1.4.1 Parámetros de formabilidad.....                                    | 11            |
| 1.4.2 Ductilidad.....  | 12            |
| 1.4.3 Propiedades físicas en función de la velocidad de deformación..... | 13            |
| 1.5 Ensayo de compresión.....  | 15            |
| 1.6 Factores metalúrgicos que controlan las propiedades del acero.....   | 16            |
| <br>   |               |
| <b>CAPÍTULO II</b>   |               |
| <b>LAMINACIÓN DE ACERO</b>   |               |
| Introducción.....  | 21            |
| 2.1 Análisis de la deformación.....                                      | 21            |
| 2.2 Producción de lámina de acero.....                                   | 27            |
| 2.2.1 Instalaciones.....   | 27            |
| 2.2.2 Mecánica del proceso de laminación.....                            | 31            |
| 2.2.3 Aspectos metalúrgicos.....   | 34            |

## CAPÍTULO III

### ANÁLISIS DE TEXTURA

|   |    |
|---|----|
| Introducción.....   | 40 |
| 3.1 Descripción de la orientación.....  | 40 |
| 3.1.1 Sistemas coordenados.....   | 40 |
| 3.1.2 Ángulos de Euler.....   | 42 |
| 3.1.3 El Espacio de Euler.....  | 43 |
| 3.2 Aplicación de la difracción al análisis de textura.....                       | 44 |
| 3.3 Análisis de macrotextura.....   | 46 |
| 3.3.1 Representación de macrotextura mediante figura de polos.....                | 46 |
| 3.3.2 Representación de textura en términos de la ODF en el Espacio de Euler..... | 48 |
| 3.4 Análisis de microtextura.....   | 51 |
| 3.4.1 Los patrones de difracción de Kikuchi.....                                  | 51 |
| 3.4.2 Difracción de electrones retrodispersados (EBSD).....                       | 53 |
| 3.4.3 Representación de microtextura.....   | 58 |
| 3.5 Textura asociada al procesamiento del acero.....                              | 60 |
| 3.5.1 Textura de laminación en caliente y de transformación.....                  | 61 |
| 3.5.2 Texturas de laminación en frío y de recocido.....                           | 64 |

## CAPÍTULO IV

### DESARROLLO EXPERIMENTAL: ANÁLISIS DE TEXTURA DE ACEROS LAMINADOS

|  |    |
|--|----|
| Introducción.....  | 69 |
| 4.1 Procesamiento en planta de los materiales.....                                   | 70 |
| 4.2 Evaluación de tamaño de grano.....   | 71 |
| 4.3 Análisis de microtextura mediante difracción de electrones retrodispersados..... | 72 |
| 4.4 Análisis de macrotextura mediante difracción de rayos X.....                     | 73 |
| 4.5 Anisotropía y parámetro $r$ .....  | 74 |
| 4.6 Compresión axisimétrica a alta temperatura del acero microaleado al niobio.....  | 74 |
| 4.6.1 Obtención y preparación de los materiales para compresión.....                 | 74 |
| 4.6.2 Compresión a alta temperatura.....   | 75 |
| 4.6.3 Caracterización de la forma de los granos antes y después de la compresión.... | 76 |

## CAPÍTULO V

### RESULTADOS Y DISCUSIÓN: ANÁLISIS DE TEXTURA DE ACEROS LAMINADOS

|   |     |
|---|-----|
| Introducción.....   | 78  |
| 5.1 Evaluación de tamaño de grano.....  | 78  |
| 5.2 Análisis de microtextura: ODF y mapas de orientación.....                       | 81  |
| 5.3 Análisis de macrotextura.....   | 88  |
| 5.4 Parámetro $r$ .....   | 89  |
| 5.5 Compresión axisimétrica a alta temperatura del acero microaleado al niobio..... | 90  |
| 5.5.1 Curvas esfuerzo-deformación.....  | 90  |
| 5.5.2 Caracterización de la forma de los granos antes y después de la compresión... | 95  |
| <br>  |     |
| CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....   | 102 |

# RESUMEN

---

---

Un gran número de piezas y partes de uso común son fabricados a partir de lámina de acero. La mayor parte de estos productos se obtienen de aceros de bajo carbono procesados para ofrecer diversas características. La demanda de mejores propiedades ha llevado al diseño de aceros de mayor formabilidad.

Algunas propiedades mecánicas, relevantes para la industria de productos planos, pueden ser determinadas a partir de la textura de la lámina. Tal es el caso de la anisotropía normal,  $r$ , y la anisotropía plana,  $\Delta r$ . La composición y procesamiento de los aceros se controlan para incrementar  $r$  y reducir el valor absoluto de  $\Delta r$ . La anisotropía normal se requiere para incrementar la profundidad del embutido. La presencia de orejas durante el formado se asocia al valor de anisotropía plana.

Durante la laminación, los granos se orientan en una dirección y en un plano cristalográfico preferido dando lugar a una textura laminar.

La técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD por sus siglas en inglés, *Electron Back-Scatter Diffraction*) es usada para estudiar la microtextura. El análisis cuantitativo de los componentes de textura en un policristal se obtiene en términos de la función de distribución de orientaciones (ODF por sus siglas en inglés, *Orientation Distribution Function*) la cual cuantifica la fracción volumétrica de granos orientados a lo largo de ciertas direcciones.

En este trabajo se estudian las texturas en láminas de acero utilizadas en procesos industriales, estos aceros son: libre de intersticiales, convencional, al bajo silicio y microaleado al niobio. El acero libre de intersticiales fue laminado en caliente, en frío y en condición de recocido. Los aceros convencional, al bajo silicio y microaleado al niobio fueron colados en planchones y laminados en caliente en un molino industrial de seis castillos a diferentes espesores.

El objetivo de este trabajo es determinar la textura en aceros industriales laminados con dos procesos diferentes, en frío y en caliente, usando la técnica de microscopía de orientación de imágenes. Interpretar cómo la textura puede influir en la formabilidad de cada uno de estos aceros.

# CAPÍTULO I

## PRINCIPALES CARACTERÍSTICAS DEL ACERO

---

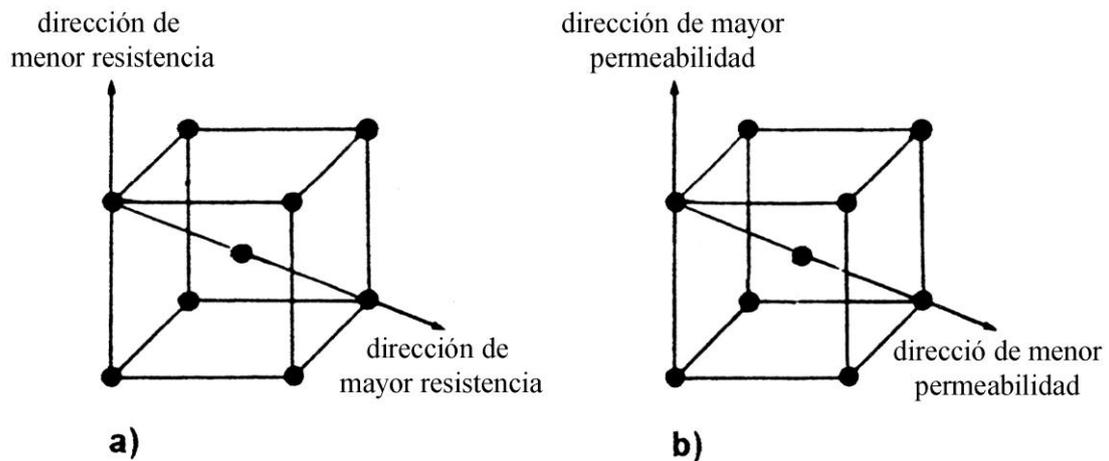
### INTRODUCCIÓN

El término acero designa a una familia muy numerosa de aleaciones hierro-carbono a la que suelen añadirse otros elementos. El propósito de esta aleación es mejorar las propiedades del hierro puro variando el contenido de carbono. Las aleaciones con menos de dos por ciento de carbono se clasifican como aceros en tanto que las que tienen entre dos y cinco por ciento de carbono se conocen como hierros colados o de fundición.

El hierro se encuentra presente en una gran cantidad de minerales, sin embargo, sólo algunos de estos minerales son refinados para producir el metal puro. Los minerales que contienen importantes cantidades de hierro pueden ser agrupados de acuerdo a su composición química en óxidos, carbonatos, sulfatos y silicatos. Los óxidos como la magnetita  $Fe_3O_4$ , hematita  $Fe_2O_3$ , ilmenita  $FeTiO_3$  y limonita  $FeO(OH)$  son los minerales más importantes en la producción de hierro seguidos de los carbonatos como la siderita  $FeCO_3$ . El hierro tiene un diámetro atómico de 0.2482 nm y su temperatura de fusión es de 1538°C. El hierro es un metal alotrópico y pasa de una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc), conocida como hierro alfa que existe desde temperatura ambiente hasta los 910°C, a una estructura cúbica centrada en las caras (fcc) del hierro gama, que existe entre los 912° C y 1394°C, y luego retorna a su estructura cúbica centrada en el cuerpo, esta vez del hierro delta, que existe hasta los 1538°C.

El carbono tiene un diámetro mucho más pequeño que el hierro, 0.154 nm, lo que le permite difundir a través de la celda del hierro. Las tres formas de carbono elemental existentes en la naturaleza son diamante, grafito y carbono amorfo cuyos puntos de fusión son extremadamente altos y sus propiedades físicas difieren considerablemente a causa de las diferencias en su estructura cristalina. En el hierro de fundición, la forma preferente del carbono es el grafito elemental, en tanto que en los aceros el carbono se encuentra comúnmente como carburo de hierro o cementita ( $Fe_3C$ ).

Los aceros constituyen el grupo más importante de materiales de ingeniería debido a sus propiedades físicas, mecánicas y a la amplia variedad de tratamientos térmicos que proporcionan una diversidad de microestructuras. Así mismo pueden ser deformados y fabricados para darles la forma del producto final al costo total más bajo posible [1-5]. En la estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo del hierro la mayor resistencia mecánica se mide a lo largo del plano atómico (111) y la menor resistencia a lo largo del plano atómico (100). En aceros la mayor permeabilidad magnética se mide a lo largo del plano atómico (100) y menor a lo largo del plano atómico (111) como se muestra en las Figuras 1.1a y 1.1b respectivamente.

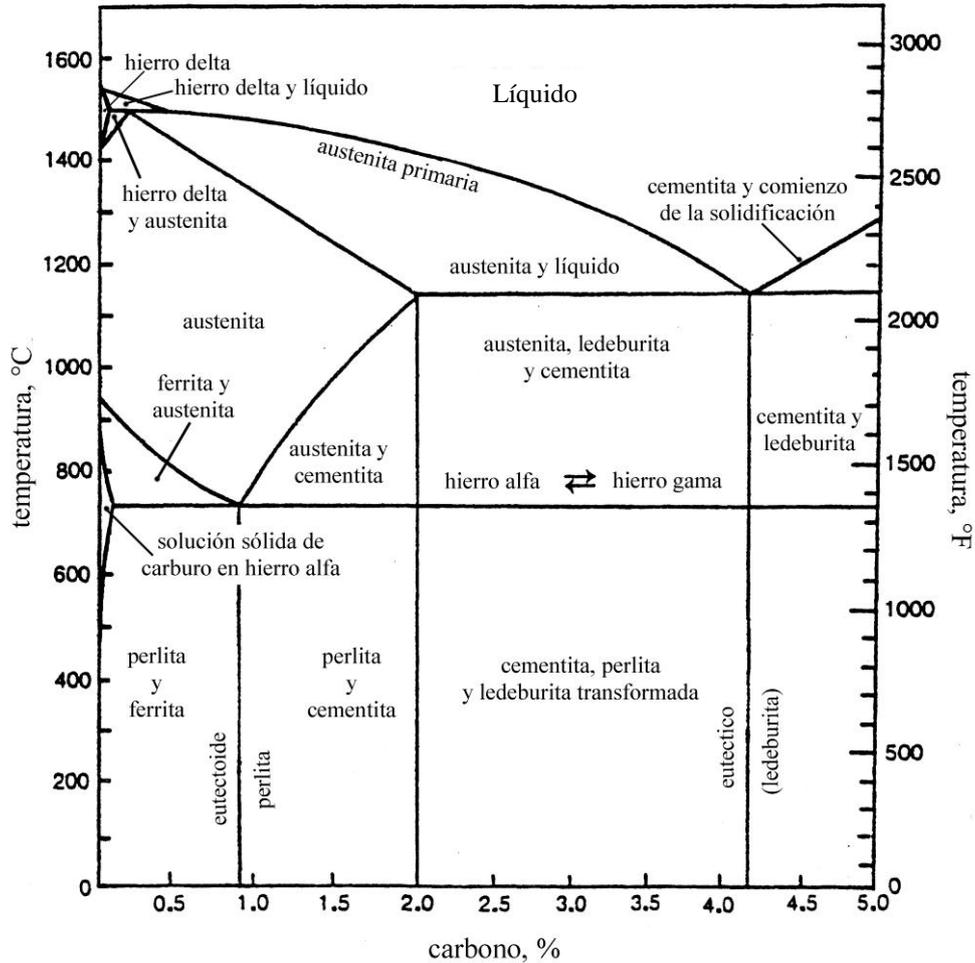


**Figura 1.1.** Anisotropía en las propiedades físicas en un cristal cúbico centrado en el cuerpo: (a) resistencia mecánica, (b) permeabilidad magnética.

En este capítulo se revisan los principales aspectos del acero como son sus características metalúrgicas, elementos de aleación, clasificación, propiedades físicas de productos de acero y factores metalúrgicos que controlan las propiedades del acero.

## 1.1 CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS DEL ACERO

El diagrama de fases hierro-carburo de hierro (cementita) se muestra en la Figura 1.2. El acero al carbono es definido como una aleación de hierro y carbono que contiene hasta 2% de carbono. Los constituyentes del acero existen principalmente como fases. Estas fases son el líquido, hierro delta, austenita (fase gama), ferrita (fase alfa) y cementita. Otro constituyente del acero es el agregado de perlita [1,2,6,7,8]. A continuación se describen algunas fases del acero.

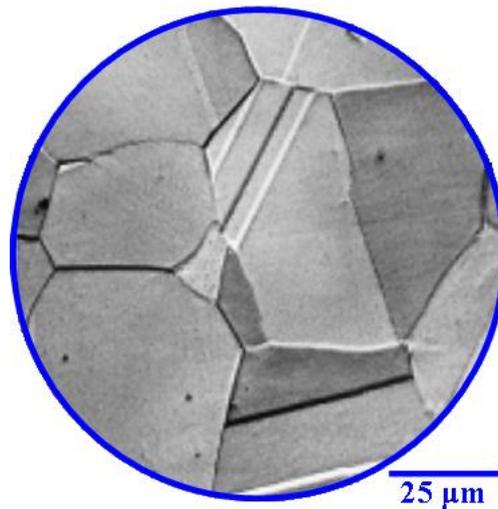


**Figura 1.2.** Diagrama de fases hierro-carburo de hierro (cementita).

### *Austenita*

La austenita es una solución sólida que se forma cuando el carbono se disuelve en hierro gama en cantidades hasta de 2%, está formada por cristales cúbicos centrados en las caras, la microestructura es usualmente de granos grandes como se muestra en la Figura 1.3.

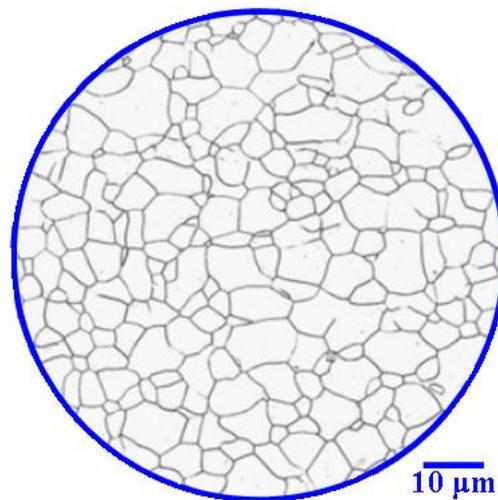
La austenita no es estable a la temperatura ambiente pero existen algunos aceros al cromo-níquel denominados austeníticos cuya estructura es estable a temperatura ambiente. La austenita posee una alta resistencia a la tracción y una gran ductilidad [1,2,6,8].



**Figura 1.3.** Microestructura de austenita [3].

### *Ferrita*

La ferrita es una solución sólida de carbono en hierro que contiene solo 0.02% de carbono. Cristaliza en la red cúbica centrada en el cuerpo, es la fase más blanda y dúctil de los aceros [1,2,6,8]. La Figura 1.4 muestra la microestructura de granos poliédricos de la ferrita.



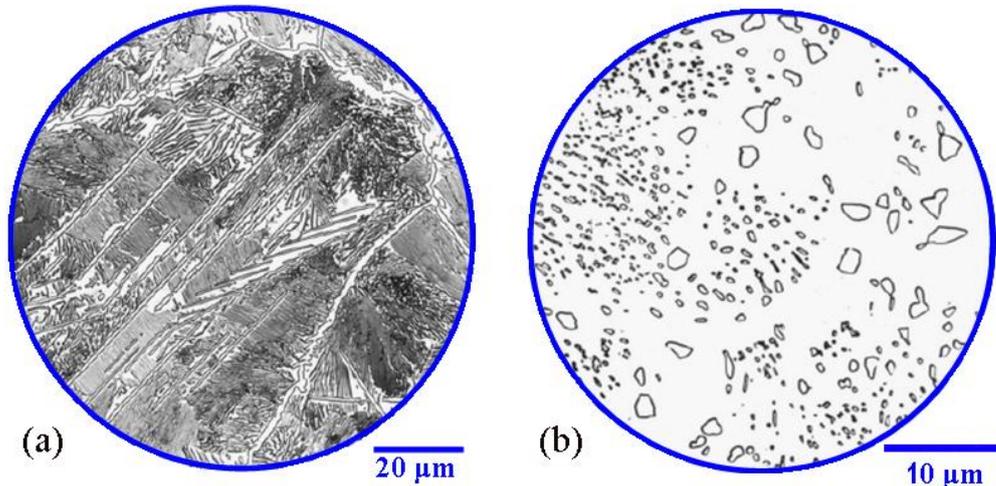
**Figura 1.4.** Microestructura de ferrita (magnificación 100x) [9].

### *Cementita*

La cementita, o carburo de hierro es un compuesto de hierro y carbono de fórmula  $Fe_3C$  que contiene 6.69% de carbono. La cementita cristaliza en la red ortorrómbica y es el microconstituyente más duro y frágil de los aceros al carbono.

Cuando el acero hipereutectoide (con un contenido de carbono mayor a 0.8%) es enfriado lentamente, la cementita aparece como una red blanca brillante alrededor de

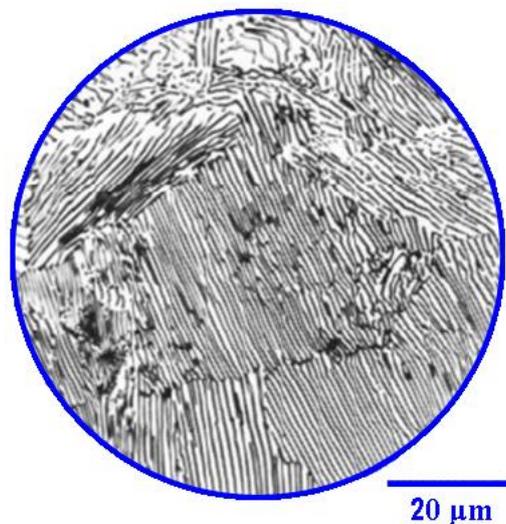
colonias de perlita como se muestra en la Figura 1.5a. Al aumentar la cantidad de carbono en el acero se incrementa la dureza y disminuye la ductilidad de la aleación. Para favorecer la deformación plástica de aceros hipereutectoides se les aplica un recocido de globulización. La microestructura que se obtiene de este tratamiento térmico consiste de cementita en forma de glóbulos (cementita globular) dispersos en una matriz de ferrita como se muestra en la Figura 1.5b [1,2,6,8,9].



**Figura 1.5.** Microestructuras de: (a) Aleación Fe-1.2% C (b) Cementita globular en una matriz de ferrita [9].

### *Pearlita*

La perlita es un arreglo laminar de ferrita y cementita que resulta de la reacción eutectoide la cual toma lugar cuando un acero de aproximadamente 0.8% de carbono es enfriado lentamente desde un rango de temperatura en el cual la austenita es estable. La perlita está compuesta por 88 % de ferrita y 12 % de cementita [1,2,6,8,9]. La Figura 1.6 muestra la microestructura laminar de perlita que es conocida como estructura eutectoide ordenada.



**Figura 1.6.** Microestructura de perlita [9].

## 1.2 ELEMENTOS DE ALEACIÓN DEL ACERO

La adición de elementos de aleación al acero tiene como finalidad obtener propiedades específicas. Estos elementos influyen directamente sobre la microestructura, la velocidad de transformación, composición y temperatura eutectoide, dureza, resistencia a la tensión, crecimiento de grano, resistencia a la corrosión, resistencia eléctrica, etc. [1,3,6,8,10-18]. El acero puede ser dividido en dos grupos según el contenido de elementos de aleación:

- Aceros de baja aleación, contienen menos de 5% de elementos que no son hierro
- Aceros de alta aleación, contienen más de 5% de elementos que no son hierro.

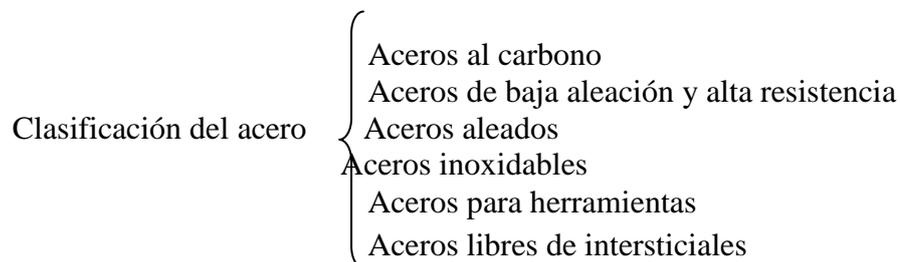
Si los átomos de los elementos de aleación o de las impurezas tienen un tamaño aproximado al tamaño de los átomos del hierro, los átomos de hierro son usualmente remplazados. Si estos átomos son significativamente de menor tamaño a los átomos de hierro, ocupan sitios intersticiales en la red del hierro. Si se exceden los límites de solubilidad en las fases del acero se pueden formar otras fases [1,3,6,8].

Los elementos de aleación son considerados formadores de austenita, ferrita y carburos, dependiendo del efecto que tengan sobre la formación o estabilización de dichas fases en el acero. Los formadores de austenita son elementos que amplían el campo de austenita como por ejemplo el carbono, cobalto, cobre, manganeso, níquel y nitrógeno. Por su parte los formadores de ferrita son elementos que amplían el campo de ferrita como el aluminio, cromo, niobio, molibdeno, fósforo y silicio [1,3,6,8,19].

Cuando se añaden al acero elementos como el cromo, tungsteno, vanadio, molibdeno, titanio y niobio forman carburos estables. La adición de estos elementos generalmente incrementa la dureza del acero, particularmente cuando los carburos que se forman son más duros que los carburos de hierro [20-25].

## 1.3 CLASIFICACIÓN DEL ACERO

Los diferentes tipos de acero se muestran en el siguiente esquema:



Para identificar composición química, proceso de desoxidación, resistencia y condiciones superficiales de un acero en particular se emplean números, letras, símbolos, nombres o una combinación de los anteriores. Uno de los sistemas más usados para designar acero al carbono y aleaciones de acero, es el del Instituto Americano del hierro y el Acero (AISI por sus siglas en inglés; *American Iron and Steel Institute*) y el de la Sociedad de Ingenieros Automotores (SAE por sus siglas en inglés, *Society of Automotive Engineers*) [1,3,4,6,26].

### *Aceros al carbono*

Los aceros al carbono constituye el principal producto de los materiales de ingeniería. La composición química de los aceros al carbono es compleja. De acuerdo al AISI el máximo contenido de los elementos químicos en el acero al carbono es de 1.04% de carbono, 0.6% de silicio, 0.6% de cobre y 1.65% de manganeso. El aumento del contenido de carbono en el acero eleva su resistencia a la tracción, incrementa el índice de fragilidad en frío y hace que disminuya la tenacidad y la ductilidad de la aleación [1,3,4,6,29]. Los aceros al carbono puede dividirse de la siguiente manera:

|                          |   |                                  |
|--------------------------|---|----------------------------------|
| Contenido de carbono (%) | { | Acero extra-suave; $\leq 0.1\%$  |
|                          |   | Acero suave; $\leq 0.25\%$       |
|                          |   | Acero semi-suave; de 0.26 a 0.4% |
|                          |   | Acero semi-duro; de 0.41 a 0.6%  |
|                          |   | Acero duro; $>0.6\%$             |

### *Acero de baja aleación y alta resistencia*

Los aceros de baja aleación y alta resistencia (HSLA por sus siglas en inglés; *high-strength, low-alloy*) son un grupo de aceros que poseen valores de resistencia superiores a los aceros al carbono convencionales, con la finalidad de mejorar la formabilidad, soldabilidad y en algunos casos la resistencia a la corrosión atmosférica. Estas propiedades son obtenidas mediante la adición de cantidades moderadas de uno o más elementos de aleación y controlando los parámetros durante su procesamiento. Los aceros de baja aleación son más baratos que los aceros aleados convencionales ya que contienen cantidades menores de los costosos elementos de aleación. Sin embargo, reciben un tratamiento especial que les da una resistencia mucho mayor que la del acero al carbono.

Los aceros HSLA son generalmente usados en aplicaciones donde la reducción de peso es el factor principal. En la actualidad se construyen muchos edificios con estructuras de aceros de baja aleación. Las vigas pueden ser más delgadas sin disminuir su resistencia, logrando un mayor espacio interior en los edificios [1,3,4,6,26].

### *Aceros aleados*

Se denominan aceros aleados aquellos aceros que además de los componentes básicos del acero (carbono, manganeso, cobre, silicio, fósforo y azufre) forman aleaciones con otros elementos como el cromo, níquel, molibdeno, vanadio, tungsteno, cobalto, titanio, circonio, plomo, selenio, aluminio, boro y niobio. También puede considerarse aceros aleados los que contienen alguno de los elementos básicos del acero, en mayor cantidad que los porcentajes que normalmente suelen contener los aceros al carbono.

Los elementos de aleación son agregados para modificar las propiedades mecánicas y físicas del acero especialmente la resistencia mecánica y la dureza [1,3,4,6,26]. La Tabla 1.1 muestra la composición química y propiedades mecánicas de algunos aceros aleados que comúnmente son producidos para hoja y lámina.

**Tabla 1.1.** Composición química y propiedades mecánicas de una selección de aceros aleados.

| AISI<br>- | Rangos de composición química, % |           |           |           |           | Esfuerzo de tensión |       | Esfuerzo de cedencia |       |
|-----------|----------------------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|---------------------|-------|----------------------|-------|
|           | SAE                              | C         | Mn        | Ni        | Cr        | Mo                  | MPa   | ksi                  | MPa   |
| 4118      | 0.18-0.23                        | 0.70-0.90 | -         | 0.40-0.60 | 0.08-0.15 | -                   | -     | -                    | -     |
| 4130      | 0.28-0.33                        | 0.40-0.60 | -         | 0.80-1.10 | 0.15-0.25 | 668.8               | 97.0  | 436.4                | 63.3  |
| 4140      | 0.38-0.43                        | 0.75-1.00 | -         | 0.80-1.10 | 0.15-0.25 | 1020.4              | 148.0 | 655.0                | 95.0  |
| 4340      | 0.38-0.43                        | 0.60-0.80 | 1.65-2.00 | 0.70-0.90 | 0.15-0.25 | 1279.0              | 185.5 | 861.8                | 125.0 |
| 5140      | 0.38-0.43                        | 0.70-0.90 | -         | 0.70-0.90 | -         | 792.9               | 115.0 | 472.3                | 68.5  |
| 5150      | 0.48-0.53                        | 0.70-0.90 | -         | 0.70-0.90 | -         | 870.8               | 126.3 | 529.5                | 76.8  |
| 5160      | 0.55-0.65                        | 0.75-1.00 | -         | 0.70-0.90 | -         | 957.0               | 138.8 | 530.9                | 77.0  |
| 8615      | 0.13-0.18                        | 0.70-0.90 | 0.40-0.70 | 0.40-0.60 | 0.15-0.25 | -                   | -     | -                    | -     |
| 8620      | 0.18-0.23                        | 0.70-0.90 | 0.40-0.70 | 0.40-0.60 | 0.15-0.25 | 632.9               | 91.8  | 357.1                | 51.8  |

Notas: a) El límite de composición para el fósforo y el azufre es de 0.035%

b) El rango de composición del silicio es de 0.15 a 0.30%

### *Aceros inoxidable*

El acero inoxidable es un tipo de acero resistente a la corrosión, dado que el cromo, y otros metales que contiene poseen gran afinidad por el oxígeno y reacciona con él formando una capa pasivadora, evitando así la corrosión del hierro. Sin embargo, esta capa puede ser afectada por algunos ácidos, dando lugar a que el hierro sea atacado y oxidado por mecanismos intergranulares o picaduras generalizadas. Contiene, por definición, un mínimo de 10,5% de cromo. Algunos tipos de acero inoxidable contienen además otros elementos aleantes; los principales son el níquel y el molibdeno. [1,3,4,6,26].

### *Aceros para herramientas*

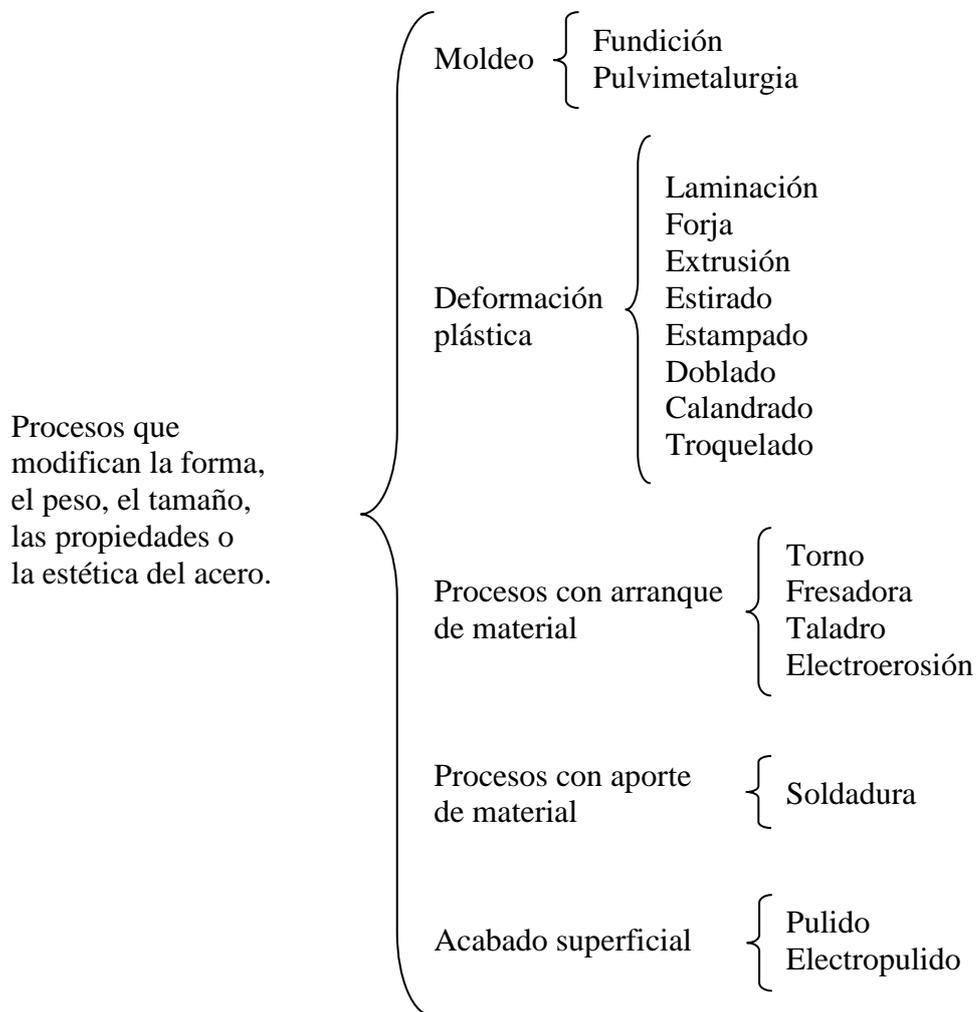
Los aceros para herramientas son aleaciones de alta calidad que se emplean para fabricar muchos tipos de herramientas para cortar, tallar, maquinar y conformar materiales a temperaturas ordinarias y elevadas. Son aceros usados en aplicaciones que requieren alta resistencia al desgaste, tenacidad y fuerza. En general el contenido de carbono debe ser superior a 0.30%, pero en ocasiones se usan aceros con un contenido de carbono más bajo para fabricar ciertas herramientas. Contienen tungsteno, molibdeno y otros elementos de aleación que les proporcionan mayor resistencia y dureza. [1,3,4,6,26].

### *Aceros libres de intersticiales*

Los aceros libre de intersticiales contienen bajo contenido de carbono y nitrógeno (menos de 60 ppm) y pequeñas cantidades de microaleantes como el titanio y el niobio. En teoría estos aceros no contienen átomos intersticiales como carbono, hidrógeno, oxígeno, nitrógeno y boro en la red cristalina de hierro, por lo que tienen una gran formabilidad y evitan el envejecimiento de la aleación. [27,28].

Además de la composición química y el tipo de aplicaciones los aceros pueden clasificarse con base al proceso de fabricación y acabado, los cuales determinan el tamaño, forma y propiedades del material. Asimismo las propiedades pueden ser

controladas mediante tratamientos térmicos [1,6,8,10,26]. Los procesos que modifican las características del acero se muestran en el siguiente esquema:

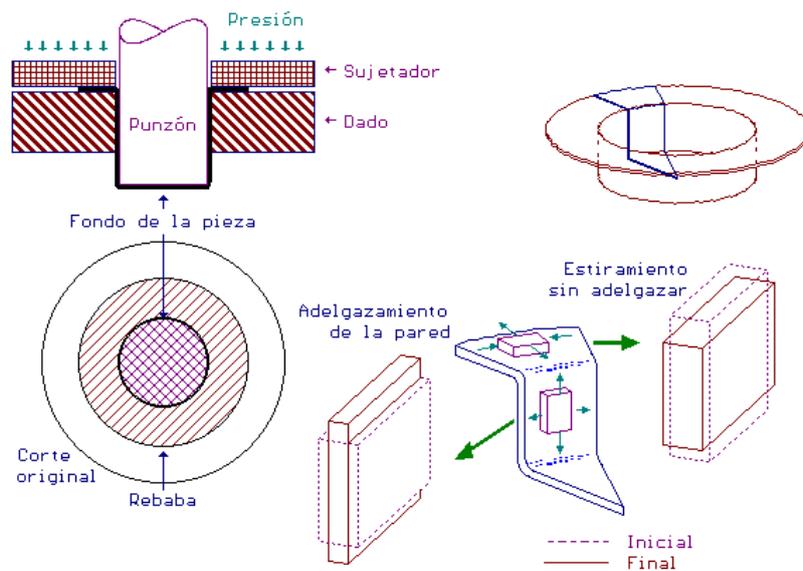


#### 1.4 PROPIEDADES FÍSICAS DE PRODUCTOS DE ACERO

Las propiedades de los aceros y su comportamiento a distintas temperaturas dependen principalmente de la cantidad de carbono y la manera en que éste se distribuye en el acero. Las propiedades con mayor importancia en los procesos de manufactura del acero son resistencia a esfuerzos de tracción, compresión, flexión y torsión, así como desgaste y fatiga, dureza, elasticidad, tenacidad, fragilidad, plasticidad, ductilidad, maleabilidad, porosidad, magnetismo, conductividad eléctrica y térmica, resistencia a la corrosión y soldabilidad [1,3-6,29,30,31,32].

### 1.4.1 Parámetros de formabilidad

La capacidad de formar un acero se puede relacionar con la capacidad que tiene éste para extenderse sobre el plano de laminación más que en adelgazarse al ser sometido a fuerzas y cargas del tipo tensil. En la Figura 1.7 se ilustra de manera esquemática el caso del troquelado o embutido profundo de una pieza de acero sujeta entre un dado y un apisonador. La pieza final, en forma de copa se produce por el desplazamiento de un punzón que estira la porción de material que formará la pared de la copa. Las condiciones de deformación deben ser tales que el material que queda sujeto entre dado y apisonador se adelgace, pero la porción que forma la pared debe estirarse sin adelgazarse [33].



**Figura 1.7.** Diagrama esquemático del troquelado profundo de un disco de acero [33].

La capacidad de que un material se estire sin adelgazarse se relaciona con el parámetro  $r$ , que se determina por medio de la medición de la deformación a lo largo del ancho y espesor de una probeta de tensión, Figura 1.8. El cociente de la deformación logarítmica medida en el ancho de la probeta ( $\epsilon_w$ ) y la deformación logarítmica medida a partir del espesor de la probeta ( $\epsilon_t$ ) se calculan por:

$$\epsilon_w = \ln\left(\frac{w_o}{w_i}\right) \quad \text{y} \quad \epsilon_t = \ln\left(\frac{t_o}{t_i}\right) \quad (1.1a \text{ y } 1.1b)$$

donde  $w_o$  y  $w_i$  son, respectivamente, los anchos inicial y final de la probeta y  $t_o$  y  $t_i$  son los espesores inicial y final. El valor de  $r$  se obtiene de:

$$r = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \quad (1.2)$$

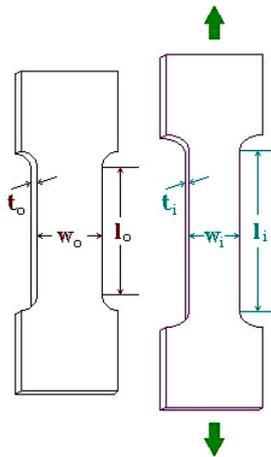
El valor promedio de  $r$ ,  $\bar{r}$ , se obtiene cuando se ensayan probetas cortadas a 0, 45 y 90° con respecto a la dirección de laminación:

$$\bar{r} = \left( \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \right) \quad (1.3)$$

Otro parámetro usado para evaluar la formabilidad de metales es el factor de anisotropía plana ( $\Delta r$ ) definido como:

$$\Delta r = \left( \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \right) \quad (1.4)$$

que está asociado con la tendencia a la generación de orejas en piezas sometidas a embutido profundo. La composición y el procesamiento de los aceros se controlan para incrementar  $\bar{r}$ , que determina la profundidad del embutido, y reducir el valor absoluto de  $\Delta r$  [33].



**Figura 1.8.** Diagrama esquemático del cambio de dimensiones en una probeta ensayada en tensión [33].

### 1.4.2 Ductilidad

La ductilidad es una propiedad que se presenta en algunas aleaciones cuando, bajo la acción de una fuerza, pueden deformarse sin romperse. Las dos cantidades usadas comúnmente para definir la ductilidad en un ensayo de tracción son el por ciento de elongación y el por ciento de reducción de área [3-6,30].

El por ciento de elongación está definido por:

$$\text{elongación}(\%) = \left[ \left( \frac{L_f}{L_o} \right) - 1 \right] \times 100 \quad (1.5)$$

donde  $L_f$  es la longitud de la muestra a la fractura y  $L_o$  es la longitud de la muestra original antes de la deformación.

El por ciento de reducción de área se calcula por:

$$\text{reducción de área(\%)} = \left[ 1 - \left( \frac{A_f}{A_o} \right) \right] \times 100 \quad (1.6)$$

donde  $A_f$  es el área de la sección transversal de la muestra fracturada y  $A_o$  es el área de la sección transversal original antes de la deformación [3-6,30].

### 1.4.3 Propiedades físicas en función de la velocidad de deformación

La deformación a altas temperaturas involucra un reacomodo sustancial de los átomos. Este proceso de reacomodo toma tiempo así que las propiedades del material son función de la velocidad de aplicación de la carga o velocidad de deformación  $\dot{\epsilon}$ . Puesto que la deformación es adimensional, las unidades de la velocidad de deformación son el recíproco del tiempo [1,3-6,26,30,34]. La Tabla 1.2 muestra los valores típicos de velocidades de deformación para diferentes procesos de deformación volumétrica. Para tensión y compresión, la velocidad de deformación se obtiene de:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{l} \quad (1.7)$$

donde  $v$  es la velocidad del cabezal y  $l$  es la longitud instantánea de deformación. La Figura 1.9 muestra el diagrama de una máquina universal de ensayos de tracción, compresión y flexión donde se muestra el desplazamiento del cabezal móvil controlado por un actuador.

**Tabla 1.2.** Rangos de deformación real y velocidades de deformación en procesos de conformado.

| Proceso                        | Deformación real | Velocidad de deformación, $s^{-1}$ |
|--------------------------------|------------------|------------------------------------|
| Trabajo en frío                |                  |                                    |
| Forja, laminación              | 0.10 – 0.50      | $1.0 \cdot 10^3$                   |
| Conformado por explosión       | 0.05 – 0.20      | $10.0 \cdot 10^5$                  |
| Trabajo en caliente y en tibio |                  |                                    |
| Forja, laminación              | 0.1 - 0.5        | $1.0 \cdot 10^3$                   |
| Extrusión                      | 2.0 - 5.0        | $0.1 \cdot 10^2$                   |
| Formado superplástico          | 0.2 – 0.3        | $10^{-4} - 10^{-2}$                |

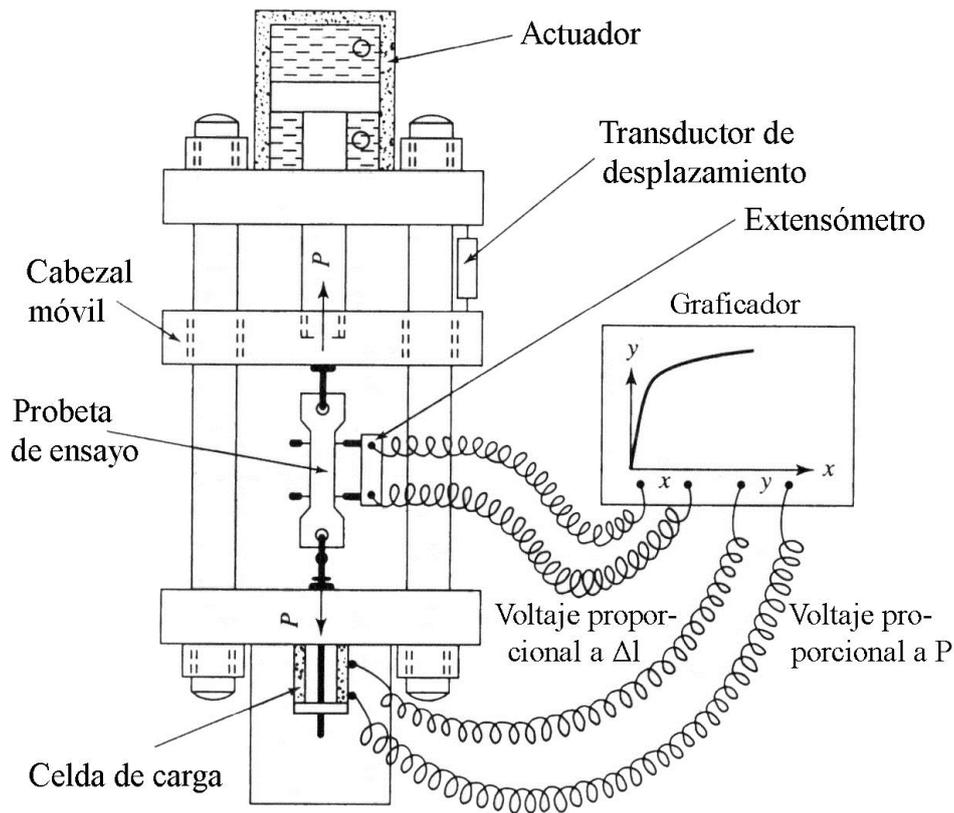


Figura 1.9. Máquina universal de ensayos de tracción, compresión y flexión.

El efecto de la velocidad de deformación sobre el endurecimiento del material se expresa por:

$$\sigma = C \dot{\epsilon}^m \quad (1.8)$$

donde  $C$  es el coeficiente de endurecimiento y  $m$  es el exponente de sensibilidad a la velocidad de deformación [1,3-6,26,30,34].

Un fenómeno estrechamente relacionado con la velocidad de deformación es la superplasticidad, la cual se refiere a la propiedad que tienen algunas aleaciones metálicas, dentro de ciertos rangos de composición química e historia termomecánica, de responder de manera similar a los polímeros termoplásticos cuando son sometidos a un esfuerzo en un estado plástico. La característica más importante de los materiales superplásticos es su excepcional estabilidad durante la deformación provocada por tensiones uniaxiales. Lo anterior permite elongaciones mayores a 1000% sin reducción localizada de área (cuello), mientras que los materiales convencionales toleran elongaciones muy inferiores al 50%. Por ejemplo, el acero con 1.3% de carbono puede tener una elongación de 500% en el intervalo de temperatura de 650 a 900°C.

## 1.5 ENSAYO DE COMPRESIÓN

Un ensayo de compresión se realiza de manera similar a un ensayo de tracción excepto que la fuerza es compresiva y la probeta, que usualmente es un cilindro sólido, se contrae a lo largo de la dirección de la fuerza como se muestra en la Figura 1.10. El equipo de prueba es una máquina universal de ensayos configurada de manera que la probeta se comprime entre dos dados endurecidos, paralelos, planos y bien lubricados con el fin de reducir el efecto de la fricción [6,26,35].

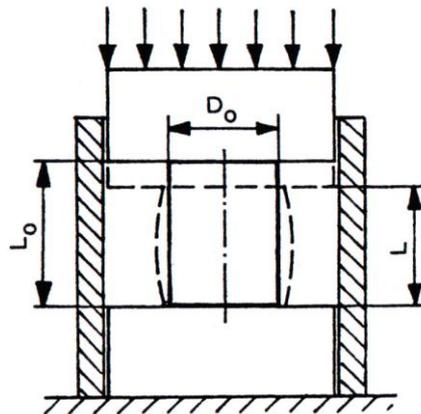


Figura 1.10. Ensayo de compresión.

La compresión de la muestra está acompañada por el abarrilamiento del cilindro causado por las fuerzas de fricción entre la muestra y el dado como se muestra en la Figura 1.11.

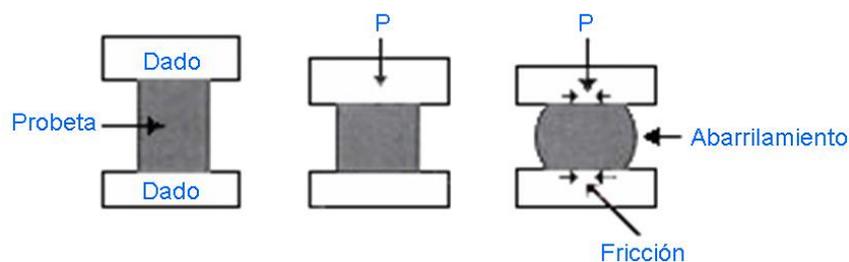
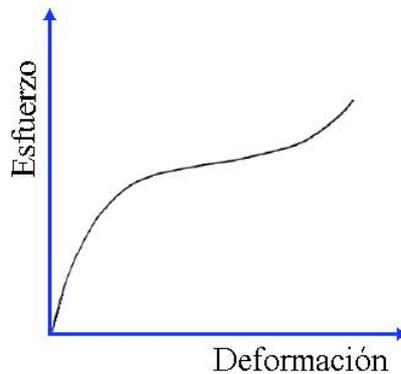


Figura 1.11. Cilindro sólido comprimido entre dos dados planos.

Los ensayos de compresión se realizan cuando se desea conocer el comportamiento de un material bajo grandes deformaciones permanentes (deformación plástica), tal como ocurre en los procesos de conformado o bien cuando el material tiene un comportamiento frágil a tracción.

La Figura 1.12 muestra un diagrama esfuerzo-deformación obtenido de un ensayo de compresión. La región plástica de este diagrama muestra un comportamiento opuesto al observado en un diagrama esfuerzo-deformación obtenido mediante un ensayo tracción. La curva de tracción muestra una disminución en los valores de esfuerzo después de alcanzar la resistencia última, lo cual está asociado con la disminución del área de la sección transversal debido a la formación del cuello. En compresión ocurre un efecto opuesto, es decir el esfuerzo siempre se incrementa ya que el área de la sección transversal aumenta durante toda la deformación. Como resultado

de lo anterior, no existe una carga máxima en compresión antes de la fractura y la resistencia última es la misma que la resistencia a la fractura [6,26,35].



**Figura 1.12.** Diagrama esfuerzo-deformación obtenido por compresión.

## 1.6 FACTORES METALÚRGICOS QUE CONTROLAN LAS PROPIEDADES DEL ACERO

Los factores que se consideran comúnmente en el diseño de un acero son las propiedades funcionales de la aleación, los costos de fabricación y la calidad de la superficie. Las propiedades funcionales de la aleación le permitirán al componente manufacturado realizar el trabajo para el que fue diseñado. Algunos ejemplos de propiedades funcionales son: resistencia, formabilidad, tenacidad, soldabilidad, maquinabilidad, etc. Los costos de fabricación incluyen los costos de la materia prima y los costos de producción. La calidad de la superficie determina la apariencia del producto terminado. Existe una fuerte relación entre las propiedades del acero y su microestructura. El control de la microestructura depende esencialmente de la composición del acero, del proceso de deformación y del tratamiento térmico. [1,3-6,26, 29,30,31].

Los seis factores metalúrgicos que controlan la resistencia del acero son:

### 1. Tamaño de grano.

El efecto de endurecimiento asociado al refinamiento del tamaño de grano es descrito por la relación Hall-Petch:

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \quad (1.9)$$

donde  $\sigma_y$  es el esfuerzo de cedencia,  $\sigma_i$  es la resistencia que se opone al movimiento de dislocaciones en los granos,  $k_y$  es el coeficiente de endurecimiento y  $d$  es el diámetro del grano.

### 2. Endurecimiento por solución sólida sustitucional.

El grado de endurecimiento por solución sólida depende de la diferencia de tamaño entre los átomos de soluto y solvente. Los átomos de soluto en una solución

sólida sustitucional sustituyen a los átomos del solvente. El efecto total de solutos sustitucionales sobre el endurecimiento es:

$$\sigma \approx \sqrt{C} \quad (1.10)$$

donde  $\sigma$  es el esfuerzo requerido para mover una dislocación y  $C$  es la concentración de solutos.

### 3. Endurecimiento por solución sólida intersticial.

Los átomos de soluto en una solución sólida intersticial están en los intersticios o huecos de la red. Estos átomos siempre tienen un tamaño muy pequeño en comparación con los átomos del solvente. El carbono y el nitrógeno son dos elementos que pueden incrementar sustancialmente el endurecimiento del acero debido a la formación de soluciones sólidas intersticiales. La solubilidad de estos elementos en austenita es mayor que en ferrita por lo tanto el endurecimiento por solución sólida intersticial en los aceros es más efectivo cuando la austenita es estable a temperatura ambiente.

### 4. Endurecimiento por precipitación.

El endurecimiento por precipitación es causado por la precipitación de un constituyente de una solución sólida supersaturada. Los precipitados son partículas pequeñas y duras distribuidas a lo largo del material que dificultan el avance de las dislocaciones. El endurecimiento por precipitación es observado en aleaciones de acero que contienen elementos formadores de carburos como vanadio, niobio, molibdeno y tungsteno.

El mecanismo de endurecimiento por precipitación es explicado por el modelo de endurecimiento por dispersión propuesto por Ashby-Orowan:

$$\Delta\sigma_y = \frac{5.9 \sqrt{f}}{\bar{x}} \ln(4000 \bar{x}) \quad (1.11)$$

donde  $\Delta\sigma_y$  es el incremento de la resistencia,  $f$  es la fracción de precipitados y  $\bar{x}$  es la media del diámetro en  $\mu\text{m}$ .

### 5. Endurecimiento por dislocaciones.

El esfuerzo de cedencia puede ser relacionado con la densidad de dislocaciones por la siguiente ecuación:

$$\sigma_f = \sigma_o + k \sqrt{\rho} \quad (1.12)$$

donde  $\sigma_f$  es el esfuerzo de cedencia total,  $\sigma_o$  es la contribución atribuida a otros mecanismos de endurecimiento,  $\rho$  es la densidad de dislocaciones y  $k$  es un coeficiente de proporcionalidad.

El aumento de dislocaciones en el acero se logra mediante la deformación en frío y por enfriamientos acelerados que producen un descenso en la temperatura de

transformación austenita-ferrita obteniéndose una microestructura refinada. Este mecanismo tiene mayor efecto en las estructuras aciculares, bainíticas y martensíticas que en las estructuras de ferrita equiáxica de aceros laminados en caliente.

#### 6. Endurecimiento por segunda fase.

Las segundas fases como la perlita y la martensita producen un efecto de endurecimiento en el acero. La ley de mezclas que describe el esfuerzo de cedencia de estructuras ferrita-perlita variando el contenido de perlita desde cero hasta 100% está dada por:

$$YS = X_f^{1/3} (YS)_f + (1 - X_f^{1/3})(YS)_p \quad (1.13)$$

donde  $X_f$  es la fracción de volumen de ferrita,  $(YS)_f$  es el esfuerzo de cedencia de ferrita y  $(YS)_p$  es el esfuerzo de cedencia de perlita. [1,3-6,26, 29,30,31].

Otras propiedades del acero como la tenacidad, la capacidad para ser formado por troquelado, estirado, doblado y la soldabilidad dependen de los siguientes factores:

- Tenacidad {
  - Bajo contenido de carbono
  - Alta relación manganeso-carbono
  - Bajo contenido de fósforo y azufre
  - Desoxidación de acero con aluminio
  - Tamaño de grano fino
  - Normalizado
  - Templado
  
- Capacidad para ser formado por troquelado { Parámetro  $r$
  
- Capacidad para ser doblado {
  - Máxima elongación
  - Altos valores de  $r$
  - Alta resistencia a la fractura
  
- Soldabilidad {
  - Bajo contenido de carbono
  - Bajo contenido de azufre
  - Adición de tierras raras, zirconio o calcio

## Referencias

1. United States Steel, The making, shaping and treating of steel, Eight edition, United States Steel Corporation, EUA, 1964, pp 1300.
2. L. E. Samuels, Light Microscopy of Carbon Steels, Second Edition, American Society for Metals, Materials Park, OH, 2003.
3. W. D. Callister, Fundamentals of Materials Science and Engineering, Fifth edition, John Wiley & Sons, Inc., EUA, 2001, pp. 524.
4. D. R. Askeland, Ciencia e Ingeniería de los Materiales, Cuarta edición, Thomson, 2004.
5. P. L. Mangonon, Ciencia de Materiales Selección y Diseño, Primera edición, Pearson Educación, México, 2001, pp. 824.
6. V. B. Ginzburg y R. Ballas. Flat rolling Fundamentals. Iron & Steel Society, edit Marcel Dekker Inc., 839 p. 2000.
7. Robert W. Cahn and Peter Haasen, Physical Metallurgy Vol. I, Fourth edition, North Holland Elsevier Science B.V, Países Bajos, 1996, pp. 1-942.
8. Robert W. Cahn and Peter Haasen, Physical Metallurgy Vol. II, Fourth edition, North Holland Elsevier Science B.V, Países Bajos, 1996, pp. 943-1830.
9. ASM Handbook. Metallography and Microstructures, Primera impresión, ASM International, EUA, Vol. 9, 2004.
10. Faramarz ZARANDI and Steve YUE. The Effect of Boron on Hot Ductility of Nb-microalloyed Steels. ISIJ Int, Vol. 46 (2006), No. 4, pp. 591–598.
11. M. Elwazri, A. Fatehi, J. Calvo, D. Bai and S. Yue, Analysis of Copper Effect on Microstructures and Mechanical Properties in Microalloyed Steels. ISIJ International, Vol. 48 (2008), No. 1, pp. 107–113.
12. A. Ghosh, B. Mishra, S. Das, S. Chatterjee. Structure and properties of a low carbon Cu bearing high strength steel. Materials Science and Engineering A, 396 (2005), pp. 320–332.
13. V. Massardier, V. Guétaz, J. Merlin, M. Soler. Kinetic and microstructural study of aluminium nitride precipitation in a low carbon aluminium-killed steel. Materials Science and Engineering A, 355 (2003), pp.299-310.
14. R. Abushosha, O. Comineli, and B. Mintz. Influence of Ti on hot ductility of C–Mn–Al steels. Materials Science and Technology, Marzo 1999, Vol. 15, pp. 278-286.
15. H. Su, W. D. Gunawadarna, A. Tuling and B. Mintz. Influence of Al and P additions on hot ductility of steels. Materials Science and Technology, Vol. 23 (2007), No. 11, pp. 1357-1366.
16. B. Mintz. Role of silicone in influencing strength and impact behaviour of ferrite and its likely influence at ultrafine grain size. Materials Science and Technology, Noviembre-Diciembre 2000, Vol. 16, pp. 1282-1286.
17. K. Han, D.V. Edmonds, and G.D.W. Smith. Optimization of Mechanical Properties of High-Carbon Pearlitic Steels with Si and V Additions. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32A, June 2001, pp.1313-1324.
18. D. Moseley, Y. Hu, V. Randle, T. Irons. Role of silicon content and final annealing temperature on microtexture and microstructure development in non-oriented silicon steel. Materials Science and Engineering A, 392 (2005), pp. 282–291.
19. B. Mintz, A. Tuling and A. Delgado. Influence of silicon, aluminium, phosphorus and boron on hot ductility of Transformation Induced Plasticity assisted steels. Materials Science and Technology, Diciembre 2003, Vol. 19, pp. 1721-1726.

20. H. R. Wang and W. Wang. Simple model for carbonitride dissolution in microalloyed steels. *Materials Science and Technology*, 2007, Vol. 23, No. 7, pp. 833-838.
21. M. J. Leap and E. L. Brown. Effects of composition and processing on development of grain coarsening resistance in cold forged and carburised steel. *Materials Science and Technology*, Septiembre 2002 Vol. 18, pp.945-958.
22. M.D.C. Sobral, P.R. Mei, H.-J. Kestenbach. Effect of carbonitride particles formed in austenite on the strength of microalloyed steels. *Materials Science and Engineering A*, 367 (2004), pp. 317-321.
23. A. F. Padilha, I. F. Machado, R. L. Plaut. Microstructures and mechanical properties of Fe–15% Cr–15% Ni austenitic stainless steels containing different levels of niobium additions submitted to various processing stages. *Journal of Materials Processing Technology*, 170 (2005), pp. 89-96.
24. I. González-Baquet, R. Kaspar, J. Richter, G. NuBbaum and A. Kothe. Influence of microalloying on the mechanical properties of medium carbon forging steels after a newly designed post forging treatment. *Metal working. Steel research*, 68 (1997) No. 12, pp. 534-540.
25. O. Comineli, H. Luo, H-M. Liimatainen and L. P. Karjalainen. Influence of Ni alloying on hot ductility of Ti-Nb microalloyed steel. 59<sup>th</sup> Annual Conference of Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, ABM São Paulo.
26. J. A. Schey, *Procesos de manufactura*, Tercera edición, Mc Graw Hill, México, 2000, pp. 1003.
27. T. Senuma, K. Kawasaki. Texture formation in Ti-bearing IF steel sheets throughout the rolling and annealing processes in terms of the influence of hot rolling conditions on deep drawability.
28. W. Bleck, R. Bode, F.J. Hahn. *Interstitial free steel processing, properties and application. Metallurgy vacuum degassed steel products; The minerals, metals and materials society*, 1990, Estados Unidos, pp. 43-72.
29. Robert W. Cahn and Peter Haasen, *Physical Metallurgy Vol. III*, Fourth edition, North Holland Elsevier Science B.V, Países Bajos, 1996, pp. 943-1830.
30. G. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, Mc Graw Hill, 751 p, 1988.
31. I. Tamura, H. Sekine, T. Tanaka y C. Ouchi. *Thermomechanical Processing of High-strength Low-alloy Steel*, First Edition, Butterworth & Co., 1998, pp.248.
32. Y. Lin. Uniaxial True Stress-Strain after Necking. *AMP Journal of Technology*, Vol. 5, 1996, pp. 37-48.
33. R. Colás, *Lección sobre Aceros Formables*, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 2006, pp. 22.
34. M.M. Ghoneim. Effect of Strain Rate and Temperature on the Tensile Properties of MANET II Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 6, (4), Agosto 1997, pp.511-516.
35. R. J. Hand, S. R. Foster, and C. M. Sellars. Temperature changes during hot plane strain compression testing. *Materials Science and Technology*, Abril 2000, Vol. 16, pp. 442-450.

# CAPÍTULO II

## LAMINACIÓN DE ACERO

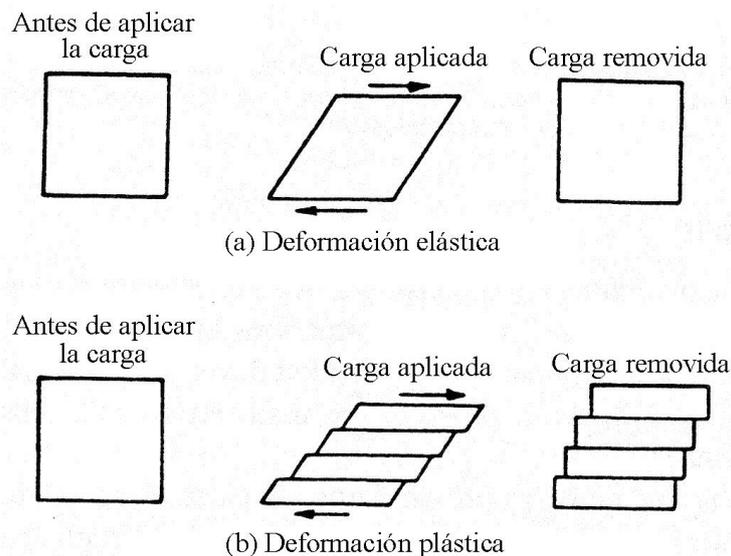
---

### INTRODUCCIÓN

La mayor parte de los metales se funden en lingotes, planchas o palanquillas para su trabajo posterior por deformación plástica. Para el diseño de piezas y procesos de formado es necesario considerar las leyes que gobiernan el flujo y la ductilidad del material así como también las presiones, fuerzas y requerimientos de potencia. En este capítulo se describen los principios de la deformación plástica así como también el proceso de laminación en caliente y en frío para producir chapas, hojas o láminas de diversos espesores y características.

### 2.1 ANÁLISIS DE LA DEFORMACIÓN

La deformación elástica de los materiales se define como un cambio en las dimensiones que son directamente proporcionales a la fuerza aplicada. El cambio de forma lo causa la elongación de los enlaces interatómicos. En la deformación elástica el cuerpo recupera su forma original al retirar la fuerza que le provoca la deformación como se muestra en la Figura 2.1a. La deformación plástica se define comúnmente como un cambio en las dimensiones que permanece aún después de eliminar la carga que causó la deformación, es decir el material no regresa a su forma original después de retirar la carga aplicada, como se muestra en la Figura 2.1b [1,2].



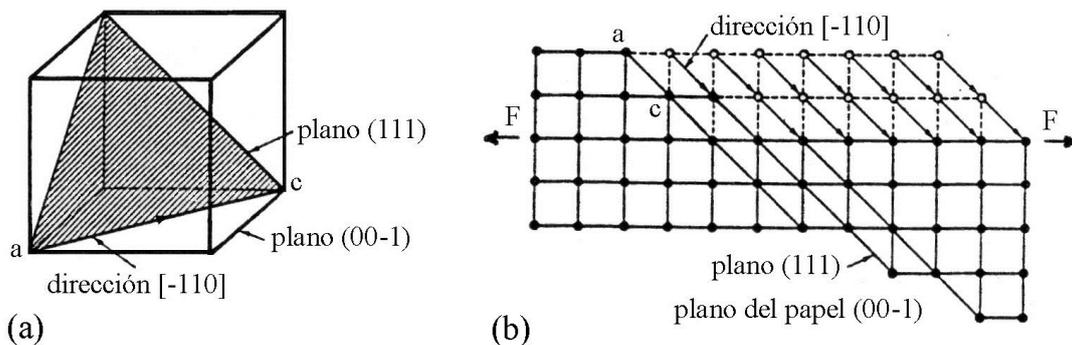
**Figura 2.1.** Representación de la deformación elástica y plástica al aplicar una fuerza [1].

La deformación plástica de los metales ocurre principalmente por dos procesos que son el deslizamiento y el maclado [1,2,6-10]. En la deformación por deslizamiento una dislocación o imperfección lineal en un cristal se mueve en una dirección cristalográfica definida. El deslizamiento ocurre en la dirección de empaquetamiento compacto ya que en esta dirección las dislocaciones requieren menor cantidad de energía para desplazarse. Los sistemas comunes de deslizamiento en varios materiales se muestran en la Tabla 2.1.

**Tabla 2.1.** Planos y direcciones de deslizamiento en estructuras metálicas.

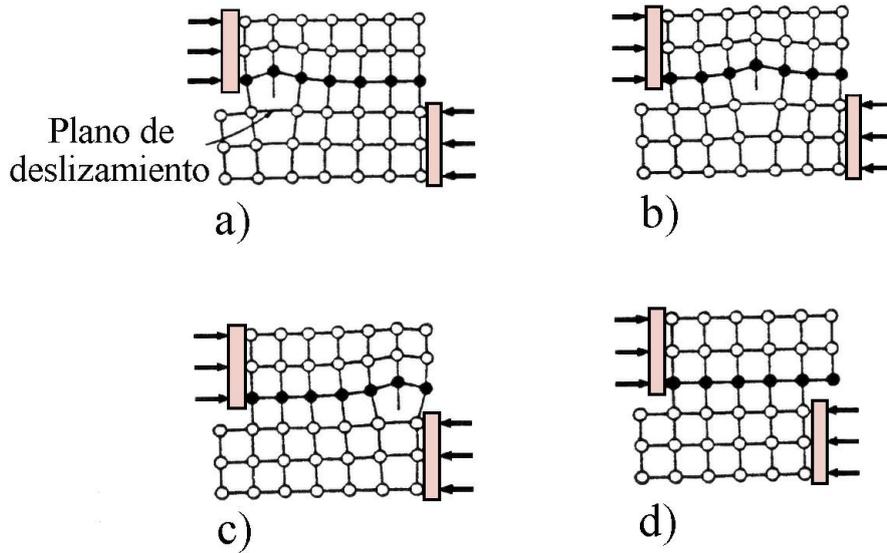
| Estructura cristalina | Plano de deslizamiento | Dirección de deslizamiento |
|-----------------------|------------------------|----------------------------|
| Materiales bcc        | (110)                  | [111]                      |
|                       | (112)                  |                            |
|                       | (123)                  |                            |
| Materiales fcc        | (111)                  | [110]                      |
| Materiales hcp        | (0001)                 | [100]                      |
|                       | (11-20)                | [110]                      |
|                       | (10-10)                | [11-20]                    |
|                       | (10-11)                |                            |
| MgO, NaCl (iónicos)   | (110)                  | [110]                      |
| Silicio (covalente)   | (111)                  | [110]                      |

En un cristal cúbico centrado en las caras (fcc) el plano (111) intersecta al plano (00-1) en la línea *ac* como se observa en la Figura 2.2a. Si se supone que el plano (00-1) es el plano del papel, Figura 2.2b, el deslizamiento es observado como un movimiento a lo largo del plano (111) en la dirección de empaquetamiento compacto [-110]. El resultado del deslizamiento en un metal policristalino puede ser observado por microscopía y es conocido como deslizamiento de bandas [1,2,6-10].



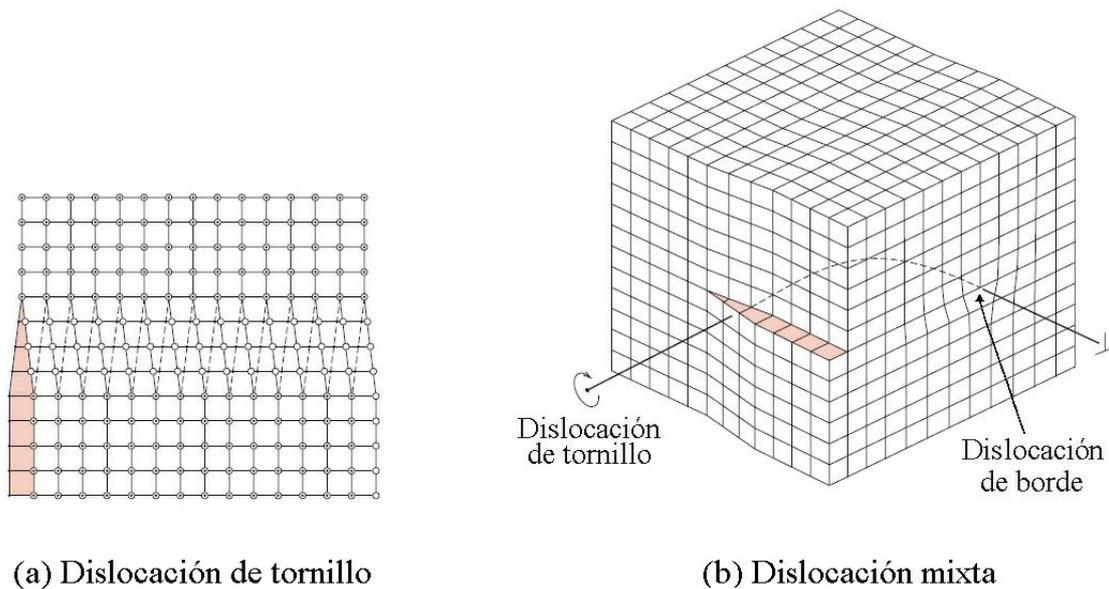
**Figura 2.2.** Diagrama esquemático del deslizamiento en una estructura cúbica centrada en las caras [1].

La mayoría de las dislocaciones se forman durante la solidificación y el trabajado [3-5]. En la Figura 2.3a se observa que al aplicar una fuerza cortante se forma un plano extra de átomos (dislocación) por encima del plano de deslizamiento. Este tipo de dislocación se mueve cruzando el plano de deslizamiento (Figuras 2.3b, c) hasta llegar a la superficie del cristal (Figura 2.3d) y es conocida como dislocación de borde [1,2,6-10].



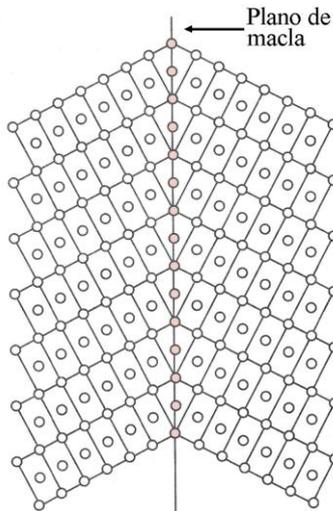
**Figura 2.3.** Movimiento de una dislocación de borde [6].

Existen otros tipos de dislocaciones que son la dislocación de tornillo, en la cual se produce una rampa en espiral en torno a la dislocación y la dislocación mixta que contiene características de borde y de tornillo. Las dislocaciones de tornillo y mixta se ilustran en las Figuras 2.4a y b respectivamente.



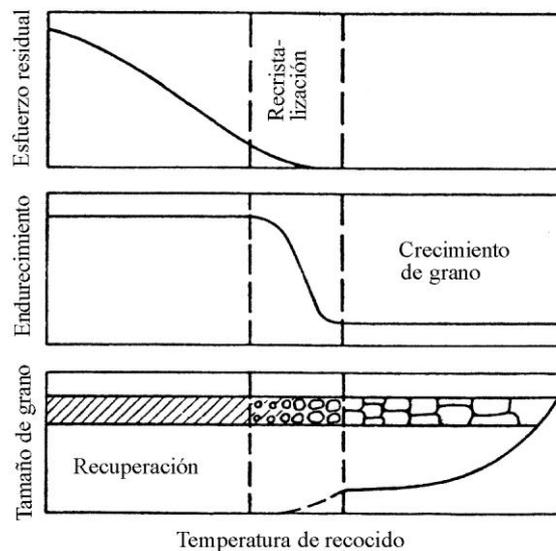
**Figura 2.4.** Dislocación de tornillo (a) y dislocación mixta (b) [6].

El segundo mecanismo importante por el cual los metales se deforman es el maclado. Las maclas pueden producirse cuando una fuerza cortante hace que los átomos de planos sucesivos se muevan diferentes distancias formando una imagen especular a lo largo del plano de macla como se muestra en la Figura 2.5.



**Figura 2.5.** Imagen especular a lo largo del plano de macla [6].

La restauración de la estructura cristalina de un metal trabajado en frío se logra mediante el tratamiento térmico de recocido el cual se divide en las siguientes etapas: recuperación, recristalización y crecimiento de grano. El objetivo del recocido es aliviar los esfuerzos residuales del trabajado en frío y ablandar el material a fin de mejorar sus propiedades y preparar el material para el formado y maquinado posterior [1,2,6-10]. En la Figura 2.6 se representan las tres etapas de restauración en función de la temperatura.



**Figura 2.6.** Representación esquemática de las etapas de restauración [1].

Durante la recuperación se reducen o eliminan los esfuerzos residuales que se acumularon durante el trabajado en frío. Posterior a la recuperación comienza la formación de núcleos de granos nuevos en los antiguos límites de los granos trabajados en frío y en los planos de deslizamiento. Cuando todos los granos antiguos se han transformado en nuevos granos equiaxiales libres de deformaciones el material ha recristalizado. La última etapa de la restauración, crecimiento de grano, se caracteriza por una disminución gradual de la resistencia del material acorde con el incremento en el tamaño del grano. En tanto que la fuerza que impulsa la recuperación y recristalización es la energía almacenada del trabajado en frío, la fuerza impulsora del crecimiento del grano es la reducción al mínimo de la energía interfacial de los límites de grano [1,2,6-10].

## Naturaleza macroscópica de la plasticidad

Desde el punto de vista macroscópico el comportamiento plástico de los metales puede ser descrito mediante el estado de esfuerzos. Los tres tipos de deformaciones considerados comúnmente son: uniaxial, biaxial y triaxial.

La Figura 2.7 ilustra los esfuerzos normales ( $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$ ) y los esfuerzos cortantes ( $\tau_{xy}$ ,  $\tau_{yz}$ ,  $\tau_{zx}$ ) en el caso triaxial. El análisis se simplifica si el sistema coordenado se orienta de tal manera que los esfuerzos cortantes se eliminan y sólo actúan tres esfuerzos normales los cuales se llaman esfuerzos principales y se denotan como  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  y  $\sigma_3$ . La deformación triaxial puede ser considerada como un caso general ya que tanto la deformación uniaxial y biaxial pueden ser vistas como casos particulares de la deformación triaxial cuando uno o dos de los esfuerzos principales son iguales a cero [1,6-10].

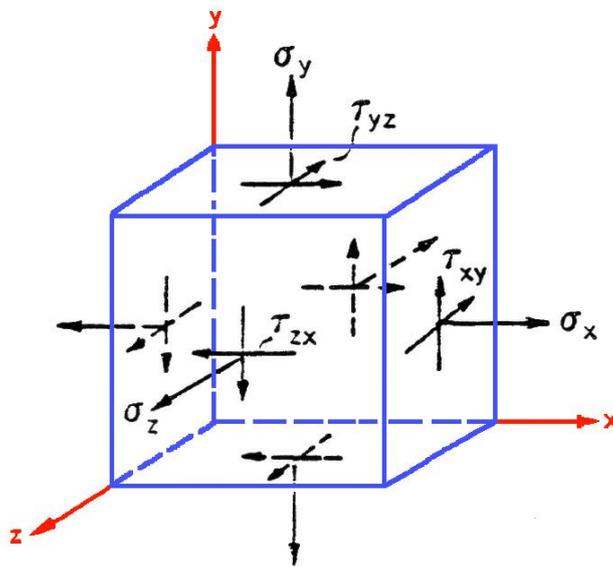


Figura 2.7. Esfuerzos en la deformación triaxial [1].

Las deformaciones correspondientes a los esfuerzos principales  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  y  $\sigma_3$  pueden ser calculadas mediante la ley de Hooke generalizada:

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma_1 - \nu (\sigma_2 + \sigma_3)}{E} \quad (2.1a)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{\sigma_2 - \nu (\sigma_1 + \sigma_3)}{E} \quad (2.1b)$$

$$\varepsilon_3 = \frac{\sigma_3 - \nu (\sigma_2 + \sigma_1)}{E} \quad (2.1c)$$

donde  $\nu$  es el coeficiente de Poisson y  $E$  es el módulo de elasticidad.

El inicio de la deformación plástica se puede describir mediante el criterio de cedencia relacionando los esfuerzos principales con el esfuerzo de cedencia del material,  $Y$ , bajo tracción o bajo compresión. Los dos criterios más usados son el criterio de Tresca y de Von Mises [1,6-10].

El criterio de cedencia de acuerdo con Tresca se puede escribir como:

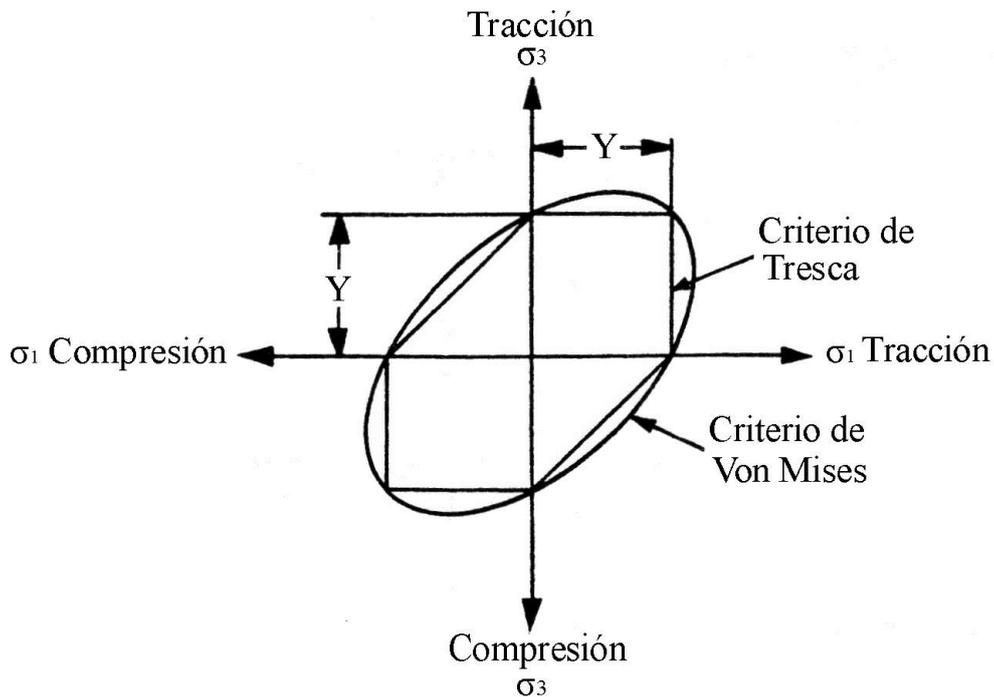
$$\sigma_{\max} - \sigma_{\min} = Y \quad (\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3) \quad (2.2)$$

donde  $\sigma_{\max}$  y  $\sigma_{\min}$  son los esfuerzos principales máximo y mínimo respectivamente.

De acuerdo a Von Mises el criterio de cedencia es:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2Y^2 \quad (2.3)$$

Los estados de esfuerzo importantes en la deformación plástica mediante laminación de productos planos son el esfuerzo plano y la deformación plana. En este caso se requiere evitar la deformación en el ancho de la pieza de trabajo. En la Figura 2.8 se representan los criterios de cedencia de Tresca y Von Mises en un estado de esfuerzos simplificado donde  $\sigma_2$  es igual a cero.



**Figura 2.8.** Diagramas de esfuerzo plano para los criterios de Tresca y Von Mises [1].

## 2.2 PRODUCCIÓN DE LÁMINA DE ACERO

El proceso de fabricación conocido como laminación data de un poco más de 500 años. Los diseños más antiguos de que se tiene conocimiento fueron realizados por Leonardo de Vinci entre los años de 1480 y 1490. El proceso de laminación empieza a ser utilizado en Europa para fabricar cintas de oro y plata destinadas a la acuñación de moneda a mediados del siglo XVI. La Revolución Industrial de los siglos XVII y XVIII requirió de grandes cantidades de hierro en secciones diversas, lo que fomentó la instalación de molinos cortadores, por los que se hacía pasar una chapa martillada de hierro a través de discos cortadores. Este tipo de instalaciones utilizaba rodillos para hacer pasar la placa.

La energía requerida para hacer girar los rodillos y deformar el metal en las instalaciones más antiguas se proveía por la fuerza del operador o por animales de tiro. El sustento de la Revolución Industrial requirió de grandes cantidades de hierro en forma y secciones muy variadas, por lo que muchas de estas operaciones se trasladaron a los sitios ocupados por molinos de trigo que, durante mucho tiempo, habían utilizado la energía generada por ruedas hidráulicas (de ahí que a las instalaciones de laminación se les denomine como molinos). La máquina de vapor fue también utilizada para laminar, en un principio se empleó para bombear agua a embalses localizados en lugares lejanos a corrientes caudalosas, posteriormente se usaron para impulsar a los propios molinos [11].

### 2.2.1 Instalaciones

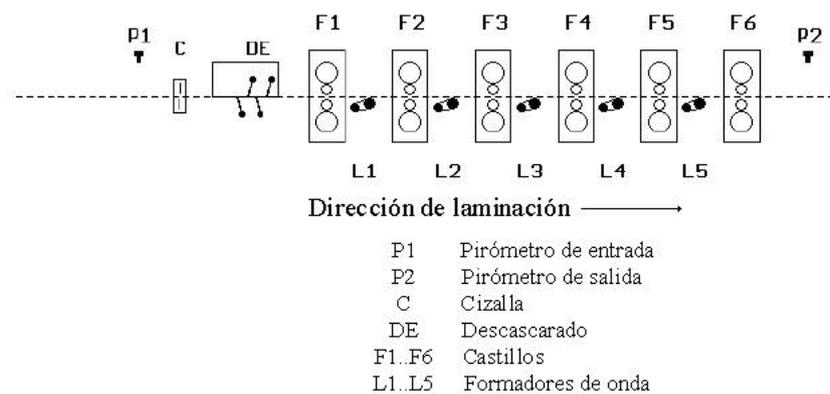
La deformación del metal se efectúa en el proceso de laminación por medio de diversos utensilios o herramientas de forma cilíndrica o cónica llamados rodillos. Las herramientas que entran en contacto directo con la pieza a deformar se conocen como rodillos de trabajo, en tanto que los cilindros que aseguran la rigidez y soporte de los rodillos de trabajo se conocen como rodillos de apoyo. Las instalaciones de laminación pueden ser clasificadas por el número y tipo de rodillos, por la forma del producto final, por la temperatura a la que se lleva a cabo la deformación, etc. En esta sección se describen las principales características de los molinos, rodillos y equipos auxiliares empleados en la laminación [11].

#### *Molinos*

Como se mencionó con anterioridad, el término molino se deriva del uso de las instalaciones en que se molía trigo antes de ser destinadas para la fabricación de implementos metálicos. El término puede ser usado indistintamente para referirse a castillos individuales o a líneas continuas de varios castillos. En el caso de una instalación individual, se puede considerar que el castillo está formado por los rodillos de trabajo y de apoyo, las máquinas que proveen la fuerza para deformar a la pieza, las partes mecánicas que aseguran la rigidez del ensamble y los equipos auxiliares que permiten obtener la forma, perfil y espesor requeridos.

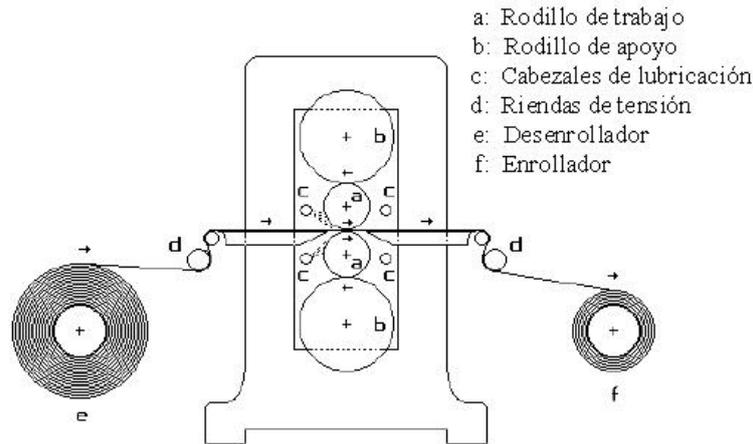
Un tren o molino continuo se obtiene cuando varias estaciones individuales se conectan en serie para deformar a la pieza de una manera secuencial. En la Figura 2.9 se presenta un diagrama esquemático de un tren continuo de seis castillos empleado para trabajar a temperaturas superiores a 850°C (laminación en caliente). Cada una de las

estaciones individuales contiene dos rodillos de trabajo y dos de apoyo, la fuerza motriz de cada par de rodillos de trabajo la provee un motor eléctrico. La temperatura de la pieza de trabajo se registra por pirómetros localizados a la entrada y a la salida del tren, la estación de descascarado, localizada justo después del pirómetro de entrada, tiene la función de remover la capa de óxido que se hubiera formado sobre la superficie del acero durante su recalentamiento, o entre pases de laminación. Una característica del proceso de laminación es que la velocidad de la pieza se incrementa conforme su sección transversal se reduce, lo que asegura un flujo de masa constante, pero como el ancho de la pieza no cambia (puesto que el proceso se lleva a cabo bajo condiciones de deformación plana), la reducción en espesor impartida en cada pase produce un incremento en velocidad, por lo que los trenes continuos requieren de una serie de implementos electro-mecánicos, conocidos como formadores de onda, que tienen la función de controlar la velocidad de rotación de los rodillos de trabajo y mantener la tensión entre castillos dentro de un margen limitado. Toda estación de laminación contempla el uso de cabezales por los que fluye agua, u otro tipo de líquido refrigerante, que controla y mantiene la temperatura de los rodillos de trabajo dentro de ciertos límites. De esta forma se asegura reducir el riesgo de daño de los rodillos y se evita la distorsión del entrehierro [11].



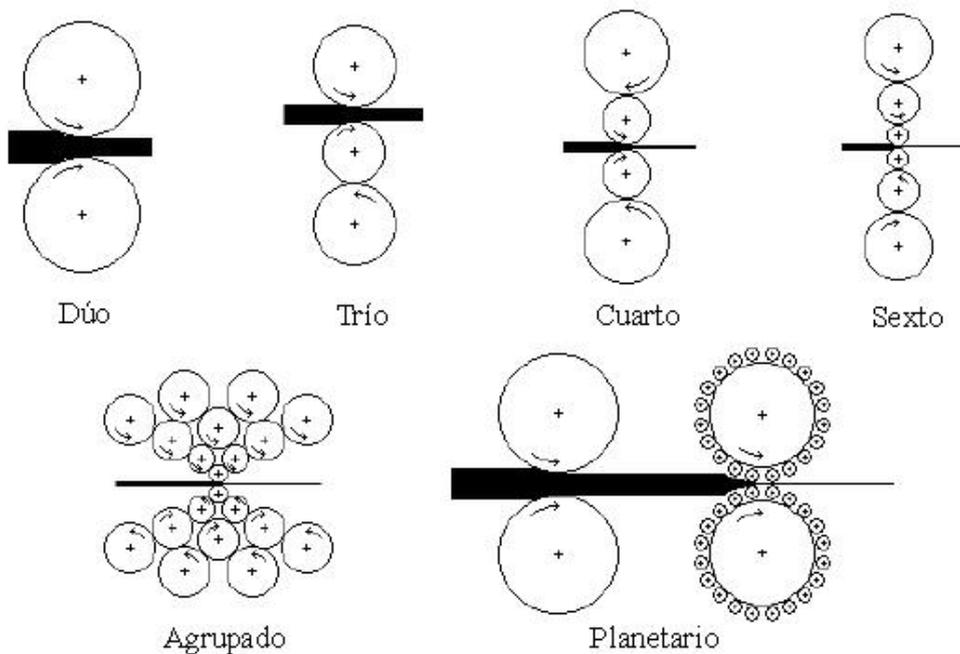
**Figura 2.9.** Diseño esquemático de un tren continuo de laminación en caliente de acero [11].

Una característica de los trenes como el mostrado en la Figura 2.9 es que el material deformado fluye en una sola dirección. Las estaciones reversibles, por otro lado, son aquellas en que el flujo de material se reversa al fin de cada paso individual. La Figura 2.10 muestra el ejemplo de un molino reversible individual empleado para laminar en frío cinta de acero. El castillo contiene dos rodillos de trabajo y dos de apoyo y se encuentra entre dos enrolladores que controlan la tensión requerida para deformar el material. Los cabezales mostrados en este diagrama no se emplean para controlar la temperatura de los rodillos, sino para asegurar la lubricación en el entrehierro [11].



**Figura 2.10.** Diseño esquemático de una estación reversible para laminación en frío de acero [11].

La Figura 2.11 muestra diversas configuraciones usadas para laminar productos planos. La mayoría de estos diseños contempla un solo par de rodillos de trabajo, la excepción la constituyen el molino trío y el planetario. El número de rodillos de apoyo, así como la complejidad en su diseño, se incrementa conforme los requisitos para procesar calibres más delgados y con mejor calidad dimensional aumenta. La mayoría de las estaciones mostradas en este diagrama se pueden encontrar en operaciones continuas o reversibles. La excepción es el trío, que es siempre reversible (la pieza se lamina en una dirección entre el rodillo central y alguno de los otros dos, y en la otra dirección entre el central y el opuesto), y el planetario, que siempre se usa en combinación con un molino dúo que tiene la función de alimentar la pieza a deformar por el planetario. Otra característica adicional de los rodillos de trabajo del molino planetario es que éstos giran en contra de la dirección de laminación [11].



**Figura 2.11.** Diversos tipos de estaciones de laminación [11].

## *Rodillos*

Los rodillos son las herramientas que se encargan de transmitir las fuerzas y cargas de deformación, pueden ser fabricados a partir de diversos materiales, como son hierros vaciados altamente aleados hasta aceros vaciados o forjados. Los rodillos de trabajo que se emplean en condiciones de alta velocidad o alto desgaste, como las que se encuentran en la producción de varilla de refuerzo, o en los que el control dimensional es de alta importancia, pueden contener insertos fabricados a partir de carburos sinterizados. El vaciado de los rodillos puede ser estático o centrifugado y consistir de uno o más aleaciones. Todos los rodillos son tratados térmicamente para reducir los esfuerzos residuales producidos durante su fabricación o para obtener un perfil de dureza. La vida operacional de los rodillos de trabajo es muy corta, dado que la penetración de dureza está restringida a una capa muy superficial. Estas herramientas deben ser rectificadas al terminar un ciclo o campaña de laminación para eliminar cualquier tipo de daño o esfuerzos residuales que se hubieran causado durante la campaña, o para restituir el perfil desgastado [11].

El proceso de laminación en caliente se efectúa a temperaturas por encima de los 700°C, lo que implica que los rodillos de trabajo se encuentren sujetos a choques térmicos y a fatiga de índole mecánica y térmica. Estas condiciones propician la formación de grietas térmicas que se pueden propagar al interior del rodillo y producir su fractura total o parcial. El contacto con la pieza también promueve la oxidación de la superficie del rodillo, por lo que es posible que el interior de las grietas se oxide y se acelere la tasa de desgaste. El óxido que se forma sobre la superficie de la pieza de acero es duro y frágil y puede contribuir a acelerar el desgaste por abrasión. Los rodillos destinados a la laminación en frío no sufren de problemas similares, pues el óxido formado a alta temperatura se remueve por medios químicos, sin embargo, los rodillos están sujetos a ciclos térmicos y mecánicos [11].

## *Equipos auxiliares*

Las instalaciones de laminación incluyen algo más que los castillos o los rodillos, por ejemplo, producción de cinta de bajo calibre, característica del proceso en frío, necesita de la tensión suministrada por enrolladores y riendas en instalaciones individuales y por el control en la velocidad en trenes continuos. La tensión también puede ser usada durante laminación en caliente en un tren continuo para reducir las fuerzas de separación en un dado castillo, aunque esto no es práctica común, pues se puede reducir el ancho de la cinta. Las fuerzas y tensiones pueden ser registradas por diferentes tipos de celdas de carga.

El agua es empleada en laminación en caliente para controlar la temperatura a la que se bobina la cinta al término de la mesa de enfriamiento, el agua proveniente de cabezales puede ser suministrada a alta presión o por flujo laminar. Los trenes más modernos disponen de cabezales de enfriamiento entre castillos para controlar la evolución térmica del proceso.

La mayoría del equipo auxiliar instalado en trenes de chapa tienen la función de asegurar la calidad dimensional del producto final. La forma de la cinta puede ser controlada por medio del maquinado de diversos perfiles en los rodillos de trabajo, por el uso de sistemas de flexión o desplazamiento lateral de rodillos; el control en tiempo

real se asegura por medio de dispositivos ópticos o mecánicos que registran el cambio en la forma de la cinta. Cambios en el ancho de la cinta se pueden verificar por medio de dispositivos ópticos que, posteriormente, se emplean para establecer la posición de rodillos o prensas controladoras de ancho. La variación en el espesor de la cinta, ya sea en un punto fijo, o a lo ancho de la lámina puede ser registrada por medio de fuentes de rayos X o rayos gama y retroalimentada a sistemas automáticos de control de calibre que están basados en las características elásticas de los diversos componentes del castillo [11].

## 2.2.2 Mecánica del proceso de laminación

Como se ha mencionado con anterioridad, el proceso de laminación se lleva a cabo por medio del contacto entre la pieza a ser deformada y los rodillos de trabajo. Se pueden considerar dos casos diferentes, el primero en el que el ancho de la pieza no cambia, que se supone se presenta en la fabricación de productos planos, y el segundo, que se presenta durante la producción de no planos, en el que el incremento de longitud se refleja en cambios en la geometría de la sección transversal. En esta sección se describe el proceso de laminación de productos planos así como el efecto de la fricción y el control dimensional en dicho proceso.

### *Productos planos*

La Figura 2.12 muestra en forma esquemática las condiciones geométricas existentes durante el procesamiento de productos planos. El espesor inicial de la cinta ( $h_b$ ) se reduce a ( $h_a$ ) por la presión ejercida por dos rodillos de radio  $R$ , girando a una velocidad angular ( $\omega$ ) constante, la reducción en espesor se identifica como  $\Delta h$ , el ángulo de contacto como  $\alpha$ , el arco de contacto ( $L$ ) está dado por:

$$L = \left( R \Delta h - \frac{\Delta h^2}{4} \right)^{0.5} \quad (2.4)$$

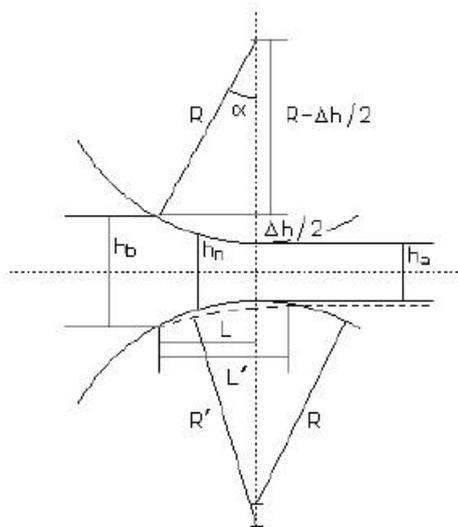
pero como  $\Delta h$  es pequeño, el término cuadrático de la ecuación (2.4) es normalmente despreciado. El espesor promedio,  $\bar{h}$ , durante laminación se puede calcular por:

$$\bar{h} = (h_a h_b)^{0.5} \quad (2.5)$$

El ancho ( $w$ ) de la cinta permanece constante durante el proceso, lo que causa un incremento constante en la velocidad para mantener un flujo constante de masa:

$$v_a w h_a = R \omega h_n = v_b w h_b \quad (2.6)$$

donde  $v_a$  y  $v_b$  son, respectivamente, las velocidades a la salida y entrada al entrehierro,  $h_n$  es el espesor de la cinta en el punto neutro, en el que las velocidades de la cinta y la periférica de los rodillos son iguales [11].



**Figura 2.12.** Geometría del pase de laminación [11].

### *Fricción*

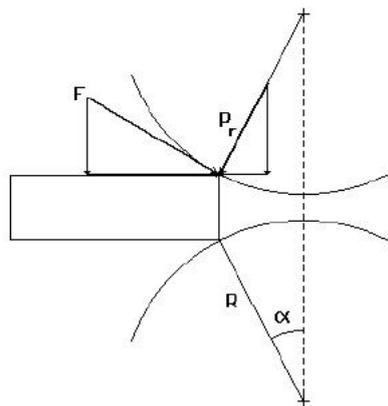
El proceso de laminación requiere de fricción para alimentar la pieza a la mordida. La Figura 2.13 muestra un diagrama en que se indican los componentes horizontales de las fuerzas friccional ( $F$ ) y radial ( $P_r$ ). La deformación sólo se producirá cuando el componente horizontal de la fricción sea mayor que el componente horizontal de la fuerza radial, que se opone a la entrada de la pieza:

$$F \cos(\alpha) > P_r \sin(\alpha) \quad (2.7a)$$

o bien

$$\frac{F}{P_r} = \tan(\alpha) \quad (2.7b)$$

donde  $\alpha$  es el ángulo de la mordida.



**Figura 2.13.** Componentes horizontales de las fuerzas friccional y radial de la laminación [11].

La máxima reducción absoluta ( $\Delta h$ ) que puede ser impartida en un pase depende de las dimensiones de los rodillos de trabajo y de las condiciones de fricción en la interfase y puede ser deducida a partir de la ecuación (2.7b):

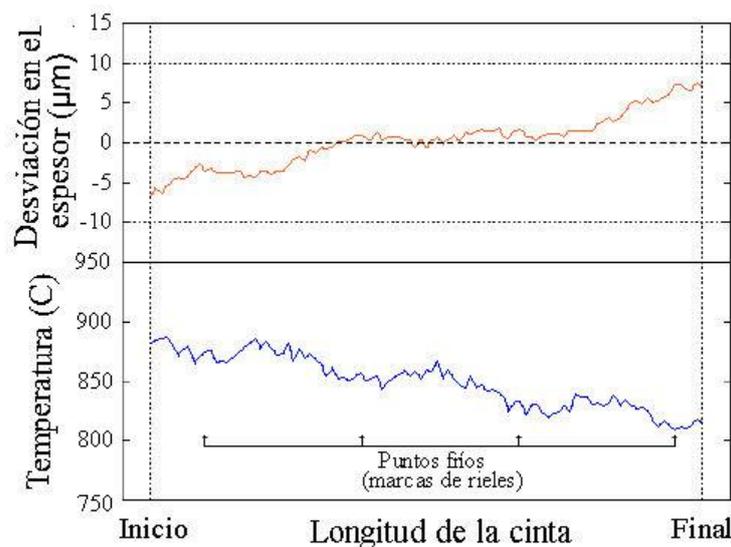
$$\Delta h = \mu^2 R \quad (2.8)$$

donde  $\mu$  es el coeficiente de fricción, el cual puede ser reducido mediante el uso de diversos líquidos y emulsiones durante la laminación.

### Control dimensional

Los atributos de calidad más importantes en cinta de grado comercial están relacionados con el estado de superficie y con la consistencia dimensional. La mayoría de los defectos superficiales en productos laminados pueden ser trazados a incidentes de colada o vaciado, o a la incorrecta remoción de los óxidos formados durante el trabajado en caliente. El control dimensional no se refiere solamente a la consistencia en calibre o espesor y ancho a lo largo de la cinta, sino también a como varía el perfil de la sección transversal con respecto a la deformación para evitar defectos de forma [11].

La variación longitudinal de espesor de la cinta se registra con medidores de fuentes de rayos X o rayos gama localizados a lo largo de la cinta. El calibre se puede medir en una posición fija, normalmente a la mitad del ancho, o en diferentes puntos a lo ancho de la cinta. Cambios en el espesor a lo ancho de la cinta (perfil) se registran al montar tanto la fuente como el detector en dispositivos en forma de 'C' que se mueven a lo ancho de la línea conforme la cinta avanza. Las mediciones de espesor se emplean para retroalimentar los sistemas de control automático de calibre. Cambios en el espesor de la chapa procesada en frío se atribuyen a variaciones en la velocidad de laminación, en tanto que los cambios en el producto laminado en caliente se atribuyen a variaciones en la temperatura. La Figura 2.14 muestra un ejemplo de esto último para una lámina de acero de bajo carbono, la variación de calibre (especificada en base a la desviación con respecto al valor esperado) se asocia a la caída de temperatura del frente al final de la cinta y los puntos fríos se deben a los rieles instalados en el horno de recalentamiento [11].



**Figura 2.14.** Variación del espesor en una cinta laminada en caliente en función de la variación de temperatura [11].

### 2.2.3 Aspectos metalúrgicos

En esta sección se consideran los aspectos metalúrgicos más relevantes del vaciado, laminación en caliente, laminación en frío y recocido.

#### *Vaciado*

Casi todo el acero laminado es vaciado hoy en día en forma continua. En días pasados, el acero se vaciaba en diversos tipos de lingoteras, los lingotes se recalentaban en hornos (fosas) y se procesaban en estaciones desbastadoras. La mayor parte de los productos planos se fabricaban a partir de aceros efervescentes, así llamados por la evolución de monóxido de carbono concurrente con la solidificación del acero, que permitía obtener una superficie de prácticamente hierro puro. El rendimiento del producto laminado se encuentra en los niveles del 90%, dado que la mayor parte de la contracción por solidificación se contrarresta con la captura de las burbujas de CO en las llamadas sopladuras. Aceros con contenidos de carbono superiores al 0.15%, o a los que se les añaden elementos formadores de carburos o con alta afinidad con el oxígeno (Al, Si, Ti, Nb, V, etc.) se calman y vacían en lingoteras adicionadas con mazarotas. El rendimiento en el producto laminado de estos aceros varía del 80 al 85% como resultado del rechupe que se encuentra en el lingote y que tiene que ser cortado durante su trabajado mecánico.

La colada continua ha desplazado el vaciado en lingotes no sólo por su mayor rendimiento, alrededor del 98%, sino también por la homogeneidad en el producto laminado, dado que el lingote está sujeto a la segregación de impurezas hacia la porción superior del mismo. Debe también ser mencionado que la acción de efervescencia promueve una mayor heterogeneidad en el producto, al contener el lingote una orilla o anillo de hierro puro. Otro punto a favor del producto de colada continua es la mejora en la calidad superficial, dado que las sopladuras de los aceros efervescentes pueden ser oxidadas durante el recalentamiento de los lingotes y dejan, como resultado, una gran cantidad de inclusiones no metálicas.

La presencia de inclusiones durante la colada continua puede evitarse mediante el uso de técnicas de metalurgia secundaria y la consecuente protección de la superficie del acero líquido por medio de escorias sintéticas y gases inertes. Las inclusiones que se hubieran formado en el acero líquido pueden ser incorporadas en la escoria mediante la instalación de paneles que controlan el flujo del acero dentro del distribuidor. La mayor parte de las inclusiones que se encuentran en productos laminados provenientes de colada continua pueden ser asociadas a polvos lubricantes, empleados para proteger al molde, que son atrapados por el frente de solidificación y, normalmente, son el resultado de fallas en la operación de la máquina de colada [11].

#### *Laminación en caliente*

La práctica empleada para laminar el acero vaciado en lingotera incluye el calentamiento de los lingotes en fosas; los planchones producidos se dejaban enfriar a temperatura ambiente, se inspeccionaban, los defectos superficiales se eliminaban y se cargaban a hornos de planchones. Los planchones provenientes de la colada continua también pueden ser inspeccionados a temperatura ambiente, sin embargo, la mejora en diversas técnicas de fabricación y vaciado de acero han permitido el proceso de

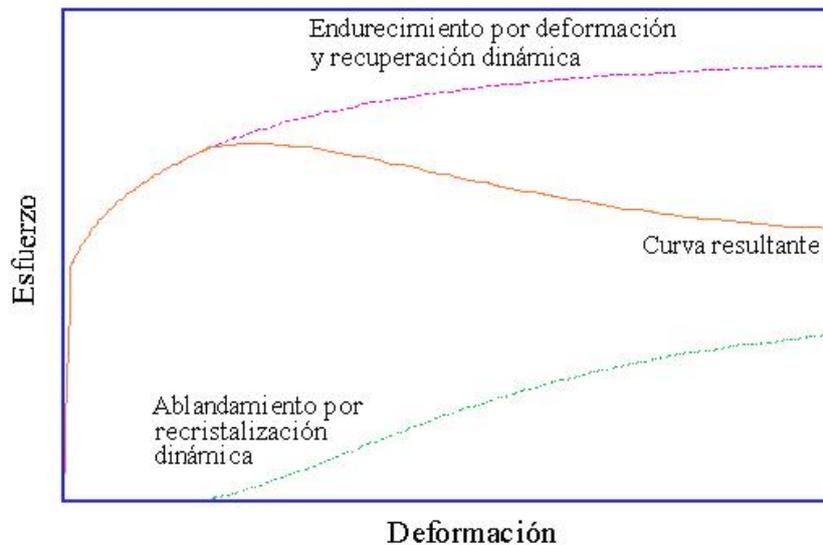
laminación directa, que reduce el consumo energético y reduce los tiempos de recalentamiento. Mención especial merece la colada de planchón delgado, en espesores que varían de 50 a 100 mm, en el que las piezas se alimentan a hornos mantenedores tan pronto como emergen de la máquina de colada y se laminan directamente sin enfriarse a temperatura ambiente.

La oxidación de la superficie del acero está siempre presente a las temperaturas de trabajo en caliente y ésta puede ser benéfica al remover defectos superficiales poco profundos, sin embargo, cualquier discontinuidad, como grietas o poros, pueden promover la formación de inclusiones. La capa de óxido debe de ser removida antes de que el acero sea deformado para evitar su impresión sobre la superficie del producto final. Es práctica normal el uso de chorros de agua a alta presión para remover esta capa en varias etapas del proceso. Se atribuye la remoción a diversos mecanismos, entre ellos, baste mencionar el golpe directo del agua, así como el enfriamiento localizado que genera esfuerzos localizados en el óxido y facilita su remoción.

La capa de óxido a temperaturas por encima de los 570°C está constituida por tres especies diferentes: FeO, alrededor del 90%, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, alrededor del 8%, y Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, el remanente 1 a 2%. Los elementos presentes en el acero afectan la oxidación, entre ellos el silicio (adicionado a los aceros destinados a usos eléctricos) y el cobre (añadido en algunos aceros patinables, pero principalmente como residual) que dificultan la remoción del óxido. El silicio forma un óxido híbrido, fayalita, que se adhiere fuertemente a la superficie del metal y dificulta su remoción. El cobre tiende a concentrarse en la superficie del acero y, con eso, incrementa la adhesión de la capa de óxido.

El trabajado en caliente promueve la restauración de la microestructura por medio de diversos mecanismos térmicamente activados. Esta restauración puede ser exclusivamente asociada con el ordenamiento o eliminación de defectos lineales o puntuales (recuperación), o puede incluir la reconstrucción de la microestructura por medio del barrido de una frontera de gran ángulo (recristalización). Estos mecanismos pueden ser concurrentes con la deformación o pueden llevarse a cabo una vez que ésta concluye, por lo que se les denomina como dinámicos o estáticos, respectivamente. Cuando la restauración se inicia durante la deformación, pero continúa al término de ésta, se denomina metadinámica. Las fronteras de gran ángulo contribuyen a incrementar la energía interna del metal, por lo que la mayoría de los aceros están sujetos al crecimiento de grano al término de la recrystalización.

La deformación a altas temperaturas resulta en el balance entre el incremento de la densidad de dislocaciones, requeridas para sustentar la deformación, y su eliminación por diversos mecanismos. La Figura 2.15 ejemplifica el caso de una curva esfuerzo-deformación de un acero siendo deformado a alta temperatura. La curva se calculó suponiendo que la condición final se presenta como resultado de una curva en la que participan el endurecimiento por trabajado y mecanismos de recuperación, a la que se le sustrae el ablandamiento producto de la recrystalización dinámica [11].



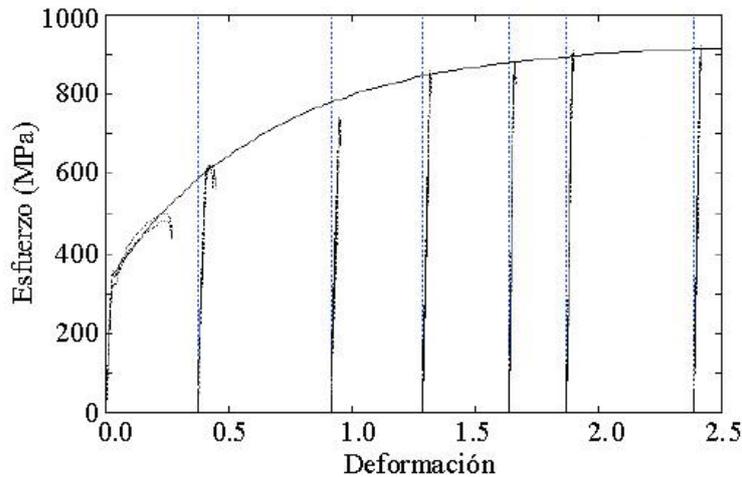
**Figura 2.15.** Curva esfuerzo-deformación calculada según se supongan diversos mecanismos de endurecimiento y restauración [11].

La adición de elementos formadores de carburos, nitruros o carbonitruros, como son el Nb, Ti y V, contribuyen a suprimir la recristalización y promover una estructura fina a temperatura ambiente. La microestructura que se observa a temperatura ambiente en productos laminados en caliente depende de las condiciones de trabajo, así como de las condiciones bajo las cuales el producto se enfrió una vez concluida la deformación. La combinación de estos efectos constituye la base de los procesos termomecánico conocidos como laminación controlada y enfriamiento acelerado [11].

### *Laminación en frío*

El proceso de laminación en frío se emplea para obtener productos con menores tolerancias dimensionales y un mejor aspecto superficial que los que se pueden obtener por medio de laminación en caliente. La mayor parte de este proceso se lleva a cabo desde el punto de vista de optimización de instalaciones y equipos. Es común encontrar trenes de laminación en frío a continuación de líneas de decapado ácido (empleadas para remover el óxido que se forma durante el proceso de laminación en caliente y durante el enfriamiento de las piezas). Las velocidades y reducciones que pueden ser impartidas en estos molinos dependen fuertemente del espesor y velocidad de la banda laminada en caliente, ya que el personal encargado del decapado ácido prefiere espesores gruesos, para reducir la cantidad de superficie por volumen de acero. La velocidad de alimentación al molino depende fuertemente de las características y capacidades del decapado. La reducción total a impartir por un molino depende fuertemente de factores como el ancho de la cinta, la resistencia mecánica del acero y del número de estaciones individuales disponibles. La reducción total que imparte un molino reversible es más flexible, pero el número de pasos se minimiza para incrementar la productividad, sin embargo, en algunos casos, por problemas de logística y diseño de la línea, los pasos han de ser pares o nones [11].

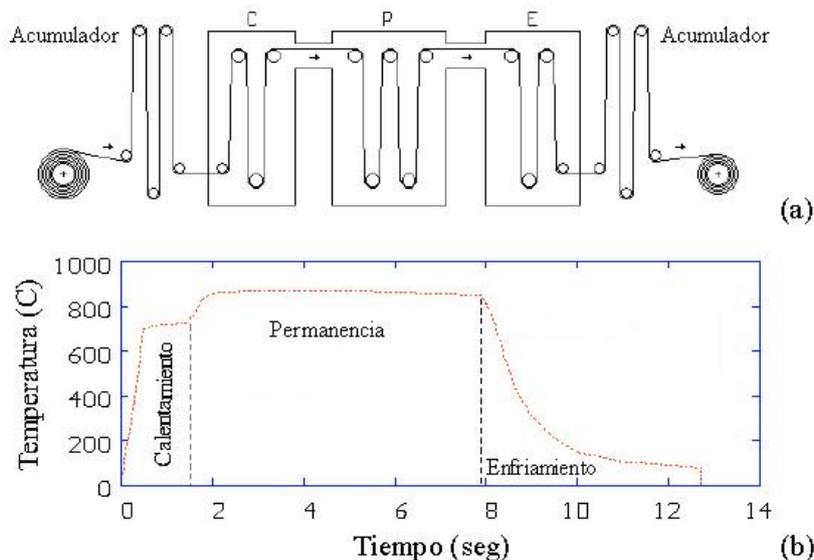
La deformación impartida por laminación en frío se acumula en el material produciendo un incremento en su resistencia, Figura 2.16. Los granos se alargan siguiendo la dirección de laminación, pero su tamaño no cambia, pues no se presenta el fenómeno de recristalización.



**Figura 2.16.** Incremento en la resistencia de un acero de bajo carbono como resultado de la acumulación de la deformación por laminación en frío [11].

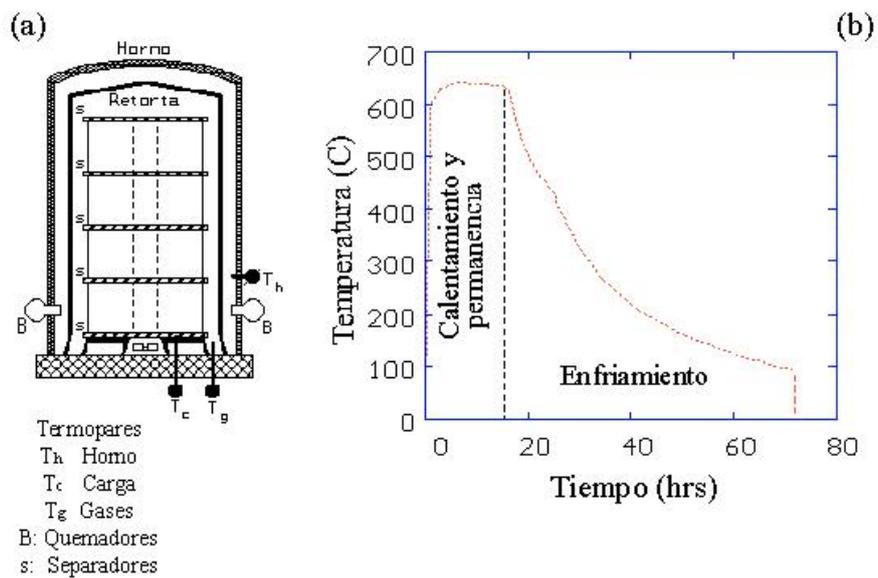
### Recocido

El proceso de recocido se emplea para restaurar los valores de resistencia y ductilidad que fueron modificados por la laminación en frío. Se puede asociar a la restauración de dichas propiedades por la recrystalización de la fuertemente deformada microestructura, aunque algunos procesos se basan solamente en el arreglo de dislocaciones por medio de mecanismos de recuperación. El recocido de aceros puede llevarse a cabo en líneas continuas o en hornos estacionarios tipo campana. En el primer caso, la cinta pasa por instalaciones que sujetan al acero a los ciclos de calentamiento, permanencia y enfriamiento, Figura 2.17a. Una ventaja directa de este recocido es su alta productividad resultante de los bajos tiempos de proceso, Figura 2.17b. La atmósfera de estas instalaciones debe ser controlada para evitar la oxidación de la superficie. Los ciclos de recocido y otros parámetros pueden ser modificados mediante el control de la velocidad a la que la cinta se desplaza [11].



**Figura 2.17.** Diagrama esquemático de una línea de recocido continuo (a) y el ciclo térmico del proceso (b) [11].

El recocido estacionario se lleva a cabo normalmente en bobinas fuertemente apretadas acomodadas dentro de una retorta en la que circula una atmósfera protectora que evita la oxidación del acero. La Figura 2.18a muestra en forma esquemática la manera en que se acomodan cuatro bobinas de acero laminado en frío, en tanto que la Figura 2.18b muestra la evolución térmica registrada por el termopar localizado en la base del horno (en contacto con la bobina colocada en la posición inferior), los periodos de calentamiento, permanencia y enfriamiento se indican en el diagrama. Las ventajas más importantes de este tipo de recocido, cuando se le compara con el continuo, son la flexibilidad en su operación, el bajo costo de inversión y la posibilidad de expandir la capacidad de recocido mediante la adición de bases adicionales. La inercia térmica de las bobinas fuertemente enrolladas implica la generación de fuertes gradientes térmicos, que, si no se controlan, pueden resultar en fuertes variaciones en las propiedades del material [11].



**Figura 2.18.** Diagrama esquemático de un horno de recocido estacionario (a) y el ciclo térmico registrado por el termopar de carga [11].

Las Figuras 2.17b y 2.18b permiten comprender que las condiciones metalúrgicas en los dos tipos de recocido son diferentes, puesto que la restauración en el proceso continuo involucra la transformación a austenita, durante el calentamiento, y a ferrita, en el enfriamiento, en tanto que la del proceso estacionario es por recristalización.

## Referencias

36. V. B. Ginzburg y R. Ballas. Flat rolling Fundamentals. Iron & Steel Society, edit Marcel Dekker Inc., 839 p. 2000.
37. United States Steel, The making, shaping and treating of steel, Eight edition, United States Steel Corporation, EUA, 1964, pp 1300.
38. G. E. Totten, Handbook of Metallurgical Process Desing, Bulk forming & Sheet Metal Forming, Marcel Dekker, Inc.
39. R. Colás, Lección sobre Aceros Formables, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 2006, pp. 22.
40. J. A. Schey, Procesos de manufactura, Tercera edición, Mc Graw Hill, México, 2000, pp. 1003.
41. W. D. Callister, Fundamentals of Materials Science and Engineering, Fifthed edition, John Wiley & Sons, Inc., EUA, 2001, pp. 524.
42. G. Dieter, Mechanical Metallurgy, Mc Graw Hill, Lomdres, 751 p, 1988.
43. Robert W. Cahn and Peter Haasen, Physical Metallurgy Vol. I, Fourth edition, North Holland Elsevier Science B.V, Países Bajos, 1996, pp. 1-942.
44. Robert W. Cahn and Peter Haasen, Physical Metallurgy Vol. II, Fourth edition, North Holland Elsevier Science B.V, Países Bajos, 1996, pp. 943-1830.
45. Robert W. Cahn and Peter Haasen, Physical Metallurgy Vol. III, Fourth edition, North Holland Elsevier Science B.V, Países Bajos, 1996, pp. 943-1830.
46. M. P. Guerrero y R. Colás. Laminación en Caliente y en Frío de Aceros: Características, Propiedades y Microestructura. CYTED. Aceros estructurales: Procesamiento, manufactura y propiedades. Barcelona, Noviembre 2003.

# CAPÍTULO III

## ANÁLISIS DE TEXTURA

---

### INTRODUCCIÓN

En este capítulo se revisan los aspectos más relevantes de la orientación cristalográfica de los materiales. Casi todos los sólidos, incluyendo minerales, cerámicos, semiconductores, superconductores y metales son policristalinos y sus componentes unitarios son denominados cristales o granos. Cada cristal presenta una orientación específica respecto a un sistema de referencia y la distribución de las orientaciones preferenciales se denomina textura.

La importancia de la textura radica en el hecho de que ciertas propiedades de los materiales están vinculadas a una textura específica. Algunos ejemplos de propiedades que dependen de la textura del material son el módulo de Young, el cociente de Poisson, la ductilidad, la permeabilidad magnética, la conductividad eléctrica, la expansión térmica entre otras [1-2].

### 3.1 DESCRIPCIÓN DE LA ORIENTACIÓN

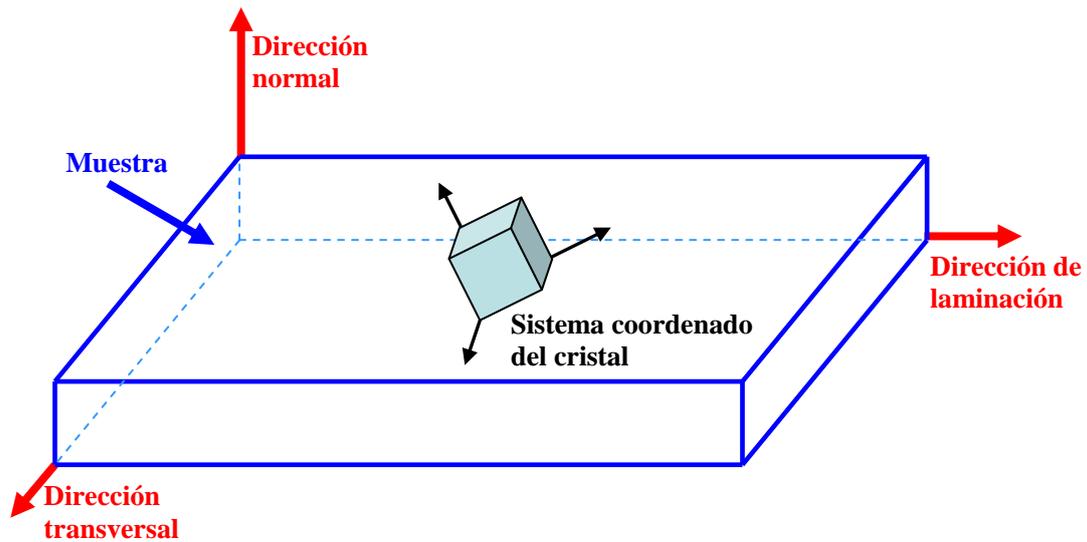
Algunos de los parámetros matemáticos usados para describir una orientación son la matriz de orientación, la orientación ideal, los ángulos de Euler, el eje de rotación, entre otros. Dichos parámetros son empleados para procesar y representar diferentes aspectos de las mediciones de textura.

Convencionalmente la textura es descrita por medio de la figura de polos, la cual se obtiene mediante la técnica de difracción de rayos X, neutrones, etc.; sin embargo, la información contenida en la figura de polos es incompleta.

Una manera de obtener mayor información de las componentes de textura es mediante la función de distribución de orientación (ODF por sus siglas en inglés, *Orientation Distribution Function*), la cual especifica la frecuencia de orientaciones particulares en un espacio tridimensional llamado espacio de Euler [1-3].

#### 3.1.1 Sistemas coordenados

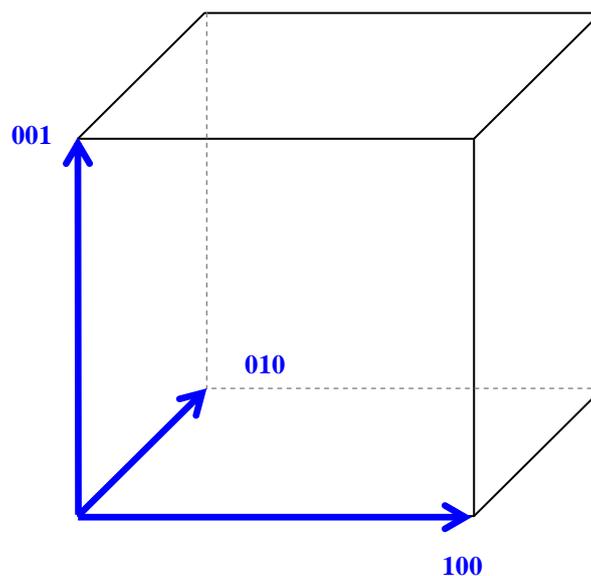
Con el propósito de definir una orientación, es necesario definir dos sistemas de referencia cartesianos o sistemas coordenados. Un sistema de referencia está relacionado con la muestra y el otro está relacionado con el cristal, Figura 3.1.



**Figura 3.1.** Sistema de referencia de la muestra y sistema de referencia del cristal.

El sistema coordenado de la muestra está determinado por la geometría debida al procesamiento. En el caso de los materiales laminados las direcciones asociadas a la forma externa son la dirección de laminación (RD por sus siglas en inglés, *Rolling Direction*), la dirección normal al plano de laminación (ND por sus siglas en inglés, *Normal Direction*) y la dirección transversal (TD por sus siglas en inglés, *Transverse Direction*) [3].

El sistema coordenado del cristal es establecido por las direcciones del cristal. La determinación de las direcciones es arbitraria, sin embargo es conveniente adaptarlas de acuerdo a la simetría del cristal. Por ejemplo para el sistema ortogonal (cúbico, tetragonal, ortorrómbico) los ejes  $[100]$ ,  $[010]$ ,  $[001]$  son perpendiculares entre sí y se emplean para definir el sistema coordenado del cristal como se muestra en la Figura 3.2.



**Figura 3.2.** Sistema coordenado del cristal para una simetría cúbica.

A partir de los dos sistemas coordenados se puede definir una orientación  $g$  mediante la siguiente ecuación:

$$C_c = g \cdot C_s \quad (3.1)$$

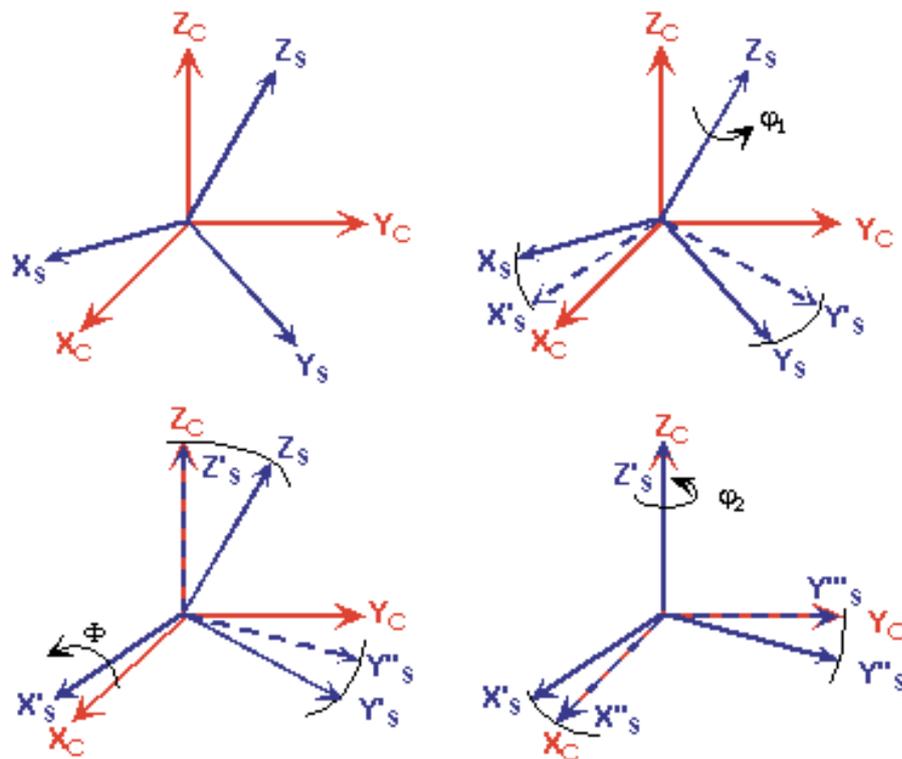
donde  $C_c$  y  $C_s$  son los sistemas coordenados del cristal y de la muestra respectivamente.

### 3.1.2 Ángulos de Euler

Los ángulos de Euler son tres rotaciones consecutivas de los ejes del sistema coordenado de la muestra para hacerlos coincidir con los ejes del sistema coordenado del cristal, Figura 3.3 [1-3].

Existen diferentes convenciones para expresar los ángulos de Euler, la convención más común es la formulada por Bunge, quien describe las rotaciones como  $\varphi_1$ ,  $\Phi$ , y  $\varphi_2$ . Roe emplea la notación  $\psi$ ,  $\theta$ , y  $\varphi$  para referirse a las mismas rotaciones que Bunge. La relación entre ambas notaciones es descrita con las siguientes ecuaciones:

$$\Phi_1 = \pi/2 - \psi; \quad \Phi = \theta; \quad \varphi_2 = \pi/2 - \varphi \quad (3.2)$$



**Figura 3.3.** Tres rotaciones consecutivas de los ejes del sistema coordenado de la muestra ( $X_s Y_s Z_s$ ) en cierto orden para hacerlos coincidir con los ejes del sistema coordenado del cristal ( $X_c Y_c Z_c$ ) [3].

Las tres rotaciones son expresadas de la siguiente manera:

$$g_{\varphi_1} = \begin{pmatrix} \cos\varphi_1 & \operatorname{sen}\varphi_1 & 0 \\ -\operatorname{sen}\varphi_1 & \cos\varphi_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (3.3a)$$

$$g_{\phi} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos\phi & \operatorname{sen}\phi \\ 0 & -\operatorname{sen}\phi & \cos\phi \end{pmatrix} \quad (3.3b)$$

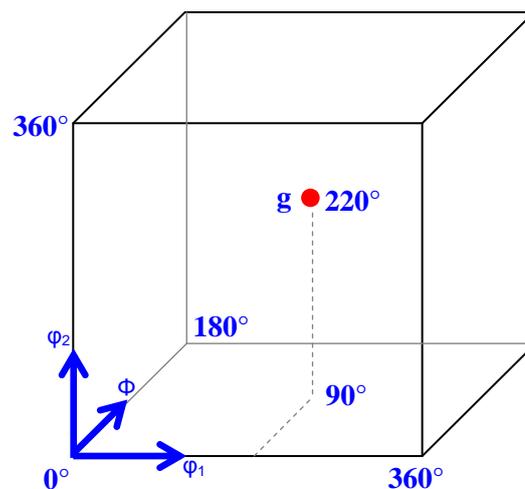
$$g_{\varphi_2} = \begin{pmatrix} \cos\varphi_2 & \operatorname{sen}\varphi_2 & 0 \\ -\operatorname{sen}\varphi_2 & \cos\varphi_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (3.3c)$$

Mediante la multiplicación de las tres matrices se obtiene la siguiente expresión, la cual está relacionada con la matriz de rotación de los ángulos de Euler:

$$g = g_{\varphi_2} \cdot g_{\phi} \cdot g_{\varphi_1} \quad (3.4)$$

### 3.1.3 El espacio de Euler

Cada orientación expresada en términos de los ángulos de Euler puede ser representada como un punto en el espacio de Euler. Dicho espacio, Figura 3.4, es un sistema coordenado tridimensional cuyos ejes están definidos por los tres ángulos de Euler [1].



**Figura 3.4.** Espacio tridimensional definido por los ángulos Euler [1].

Algunas orientaciones se encuentran a lo largo de cierto camino formando una fibra cristalográfica en el espacio de orientaciones. La Figura 3.5 muestra las fibras más importantes que se pueden encontrar en los aceros en el espacio de Euler reducido [2-3].

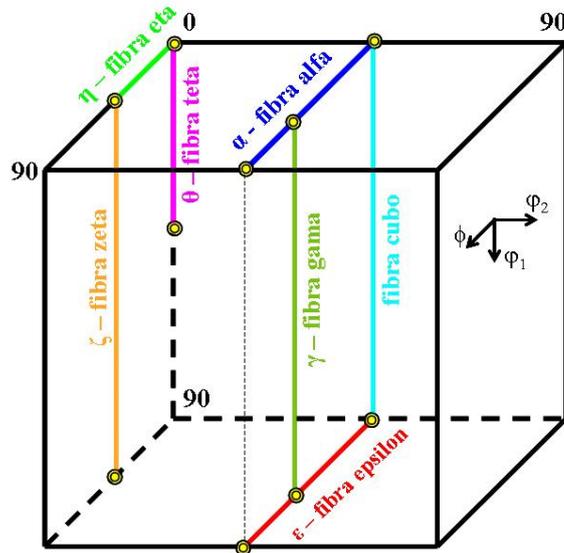


Figura 3.5. Fibras en el espacio de Euler reducido.

### 3.2 APLICACIÓN DE LA DIFRACCIÓN AL ANÁLISIS DE TEXTURA

La mayoría de las técnicas empleadas para el análisis de textura están fundamentadas en la difracción de la radiación a través de la celda cristalina. La radiación difractada por los planos de una celda cristalina provee información del arreglo de dichos planos y consecuentemente de la orientación de un volumen del material con respecto a un eje de referencia establecido. Para llevar a cabo la difracción de radiación en los planos cristalinos, la longitud de onda de la radiación incidente deberá ser menor al espaciamiento de la celda. En la mayoría de los materiales de interés estas longitudes de onda son del orden nanométrico.

La Tabla 3.1 muestra las longitudes de onda, y otras características, de radiaciones usadas comúnmente en la medición de textura. Se incluyen los datos de la luz para comparar la magnitud de sus propiedades con la del resto de las radiaciones; neutrones, rayos X y electrones, quienes si difractan a través de los planos cristalinos mientras que la luz no [1].

Tabla 3.1. Propiedades de la radiación usada en la medición de textura por difracción [1].

|                                 | Luz       | Neutrones              | Rayos X    | Electrones               |
|---------------------------------|-----------|------------------------|------------|--------------------------|
| Longitud de onda (nm)           | 400 - 700 | 0.05 – 0.3             | 0.05 - 0.3 | 0.001 - 0.01             |
| Energía (eV)                    | 1         | $10^{-2}$              | $10^4$     | $10^5$                   |
| Carga (C)                       | 0         | 0                      | 0          | $-1.602 \times 10^{-19}$ |
| Masa (g)                        | 0         | $1.67 \times 10^{-24}$ | 0          | $9.11 \times 10^{-28}$   |
| Profundidad de penetración (mm) | -         | 10 - 100               | 0.01 – 0.1 | $10^{-3}$                |

## La ley de Bragg

La Figura 3.6 muestra un corte de un cristal compuesto de un conjunto de planos paralelos A, B, C, normales al plano del diagrama y separados por una distancia  $d$ . Al incidir un haz de rayos X monocromático sobre la superficie del cristal con un ángulo  $\theta$ , los átomos producen ondas dispersas que se propagan en todas direcciones. La interferencia constructiva de las ondas dispersadas se lleva a cabo cuando el haz difractado forma (al igual que el haz incidente) un ángulo  $\theta$  con la superficie y las distancias que recorren las ondas dispersadas son múltiplos de la longitud de onda del rayo X [1].

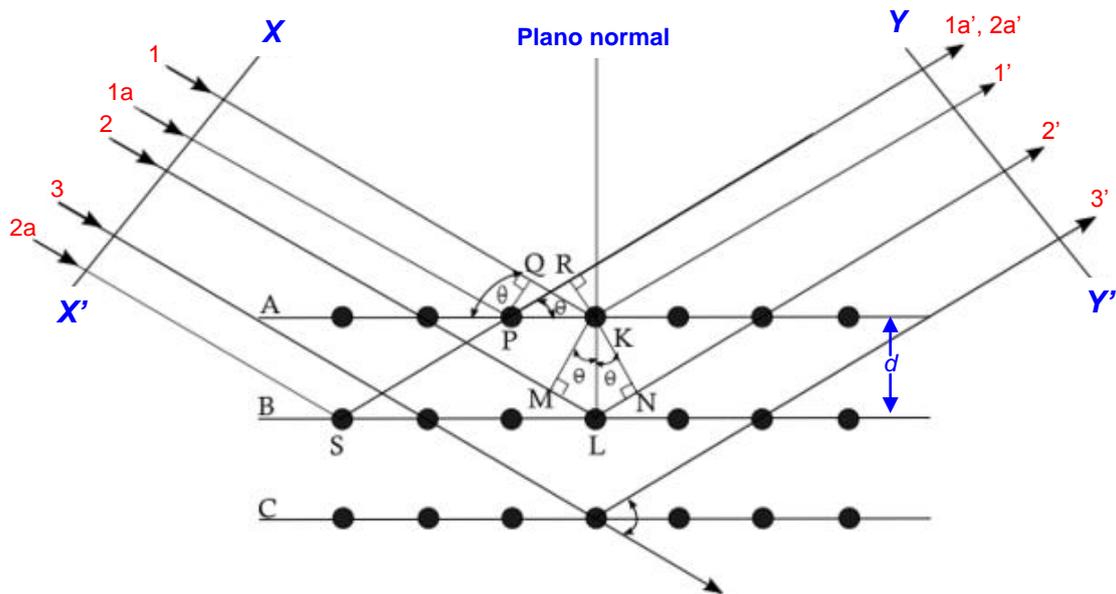


Figura 3.6. Geometría de la difracción de rayos X. Modificado de [1].

La ley de Bragg guarda relación con la interferencia constructiva de las ondas dispersadas desde dos planos paralelos contiguos. Los rayos 1 y 2 de la Figura 3.6, son dispersados por los átomos  $K$  y  $L$ , y la diferencia de trayectoria de los rayos  $1K1'$  y  $2L2'$  es:

$$ML + LN = d \operatorname{sen} \theta + d \operatorname{sen} \theta = 2d \operatorname{sen} \theta \quad (3.5)$$

La condición para la interferencia constructiva de  $1'$  y  $2'$  es que la diferencia de trayectoria sea igual a múltiplos de la longitud de onda, es decir,

$$n\lambda = 2d \operatorname{sen} \theta \quad (3.6a)$$

La ecuación 3.6a es la ley de Bragg, donde  $\lambda$  es la longitud de onda incidente (rayos X, electrones o neutrones),  $d$  es la separación entre planos paralelos,  $\theta$  es el ángulo de incidencia y  $n$  es el orden de difracción. Se acostumbra a tomar el primer orden,  $n = 1$ ; por lo tanto,

$$\lambda = 2d \operatorname{sen} \theta \quad (3.6b)$$

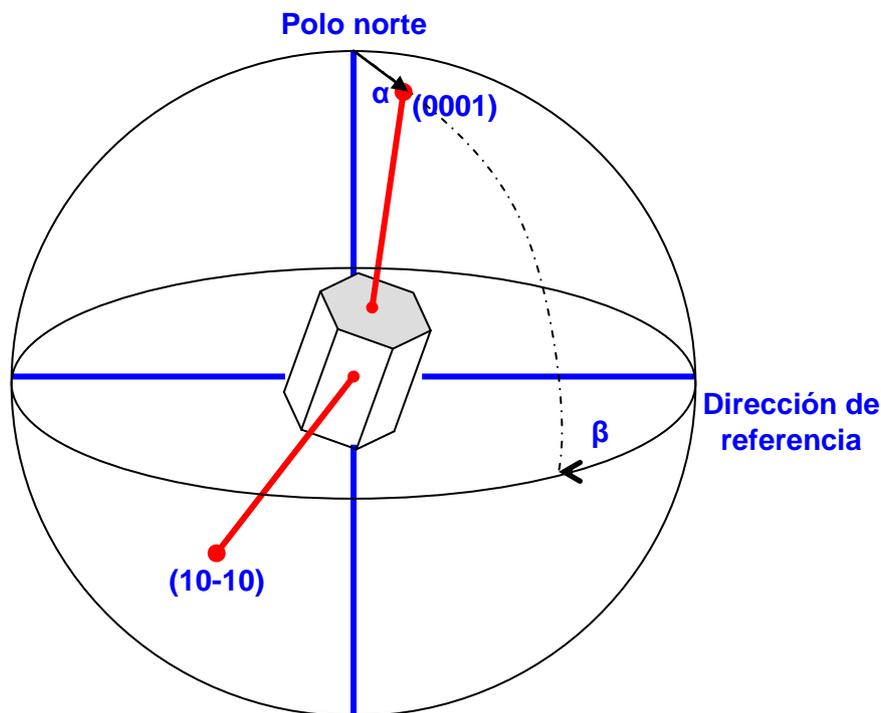
### 3.3 ANALISIS DE MACROTEXTURA

La distribución de la orientación cristalográfica de una muestra cristalina se denomina macrotextura. Las técnicas de difracción comúnmente usadas para la medición de macrotextura son la difracción de neutrones y la de rayos X.

La difracción de rayos X fue empleada por primera vez en 1924 por Wever cuando investigaba las orientaciones preferenciales en metales. En 1948, con la introducción del goniómetro para textura y el contador de Geiger, los científicos Decker y Norton obtuvieron figuras de polos. En 1949 Schulz inició el análisis cuantitativo moderno de textura por rayos X. En 1960 comenzó a utilizarse con regularidad la técnica de difracción de neutrones para determinar la textura cristalográfica [1].

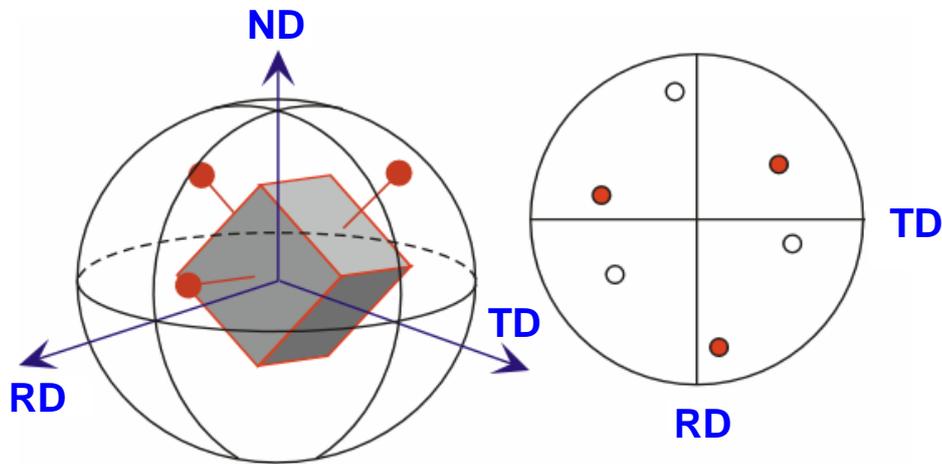
#### 3.3.1 Representación de macrotextura mediante figura de polos

Una dirección cristalográfica puede ser representada como un punto en una esfera unitaria con un radio nominal igual a uno. La Figura 3.7 muestra el plano (0001) de un cristal hexagonal. El punto de intersección de la normal de este plano con la esfera es el polo (0001). La posición de un polo en la esfera está definido en términos de los ángulos  $\alpha$  y  $\beta$ .



**Figura 3.7.** Orientación del plano basal (0001) de un cristal hexagonal [1].

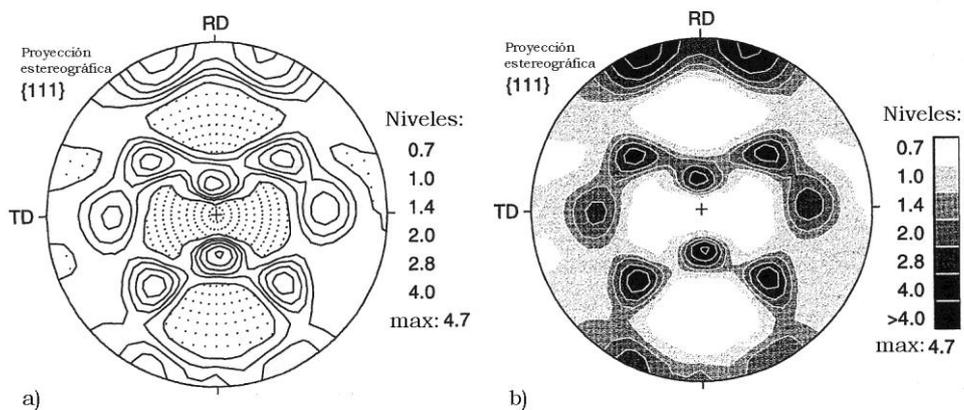
La distribución de las orientaciones puede ser graficada en dos dimensiones mediante las figuras de polos con la finalidad de simplificar el análisis. La Figura 3.8b muestra la figura de polo (001). Se observan tres puntos que corresponden a tres planos del cristal de la Figura 3.8a. Los tres círculos blancos corresponden a los planos que se encuentran en la otra mitad de la esfera de la Figura 3.8a.



**Figura 3.8.** (a) Esfera unitaria. (b) Figura de polo (001). [22]

Para comparar figuras de polos de distintos materiales es necesario normalizar la densidad de las orientaciones. La convención usada comúnmente consiste en expresar los datos en múltiplos de una distribución de orientaciones aleatoria. En una figura de polos la intensidad 1X representa una textura totalmente aleatoria y las regiones con intensidad mayor a 1X indican que más planos están alineados en esta dirección respecto a la textura aleatoria y viceversa [1].

La figura de polos puede ser dibujada con líneas continuas o en escala de grises como se muestra en las Figuras 3.9a y 3.9b respectivamente.



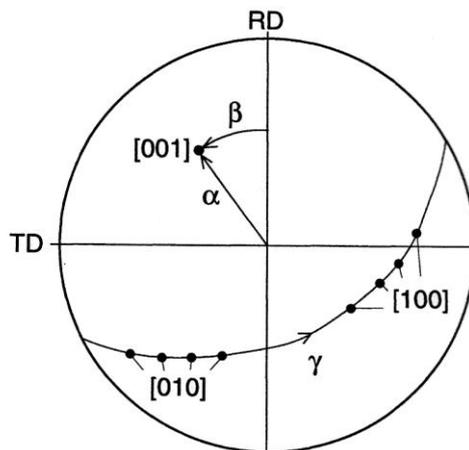
**Figura 3.9.** (a) Figura de polos {111} dibujada con líneas de contorno (progresión logarítmica; las regiones con intensidades menores a uno están punteadas); (b) Misma figura de polos de (a) dibujada en escala de grises. Las figuras de polos corresponden a aluminio AA1145, laminado con una deformación igual a tres y recocido durante 1000 s a 350°C [1].

Para realizar análisis cuantitativos de macrotextura se requiere una descripción tridimensional, como por ejemplo la función de distribución de orientaciones (ODF). Las ODFs de macrotextura no pueden ser medidas directamente, pero pueden ser calculadas a partir de las figuras de polos.

Como se muestra esquemáticamente en la Figura 3.10, un polo definido por la dirección  $y$  el cual está en función de los ángulos  $\alpha$  y  $\beta$  en una figura de polos bidimensional  $P_h(y)$ , corresponde a una región del ODF  $f(g)$  que contiene todas las posibles rotaciones con ángulo  $\gamma$  sobre esta dirección  $y$ . Matemáticamente se representa por la ecuación 3.7:

$$P_h(y) = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} f(g) d\gamma \quad (3.7)$$

donde  $y = \{\alpha, \beta\}$ ;  $g = \{\varphi_1, \Phi, \varphi_2\}$ . La ecuación integral 3.7 representa la ecuación fundamental de la ODF, la cual hay que resolver para calcular la ODF. En la literatura se pueden encontrar algunas aproximaciones matemáticas que han sido propuestas para resolver la ecuación, tales como métodos de expansión de series y métodos directos [1].

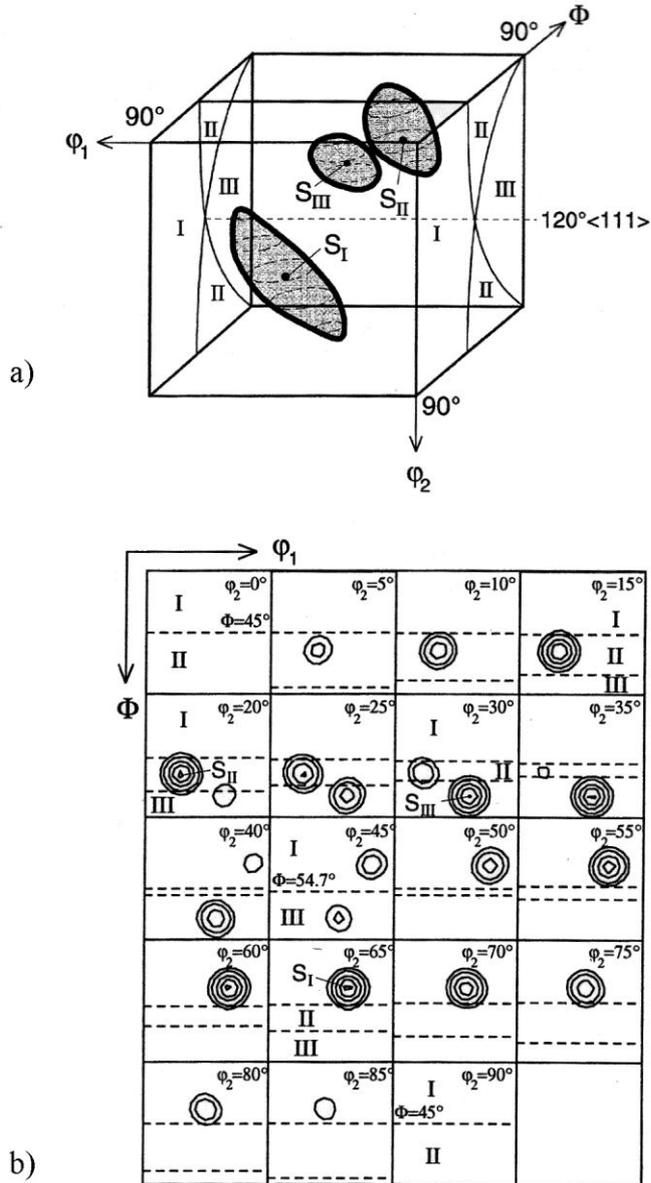


**Figura 3.10.** Representación de la ecuación fundamental en la figura de polo (100) [1].

### 3.3.2 Representación de textura en términos de la ODF en el Espacio de Euler

La Figura 3.11a muestra el arreglo espacial de los tres componentes de la orientación (123) [63-4] con dispersión isotrópica de  $10^\circ$  en el espacio de Euler reducido. Esta representación no es adecuada para su publicación en una página impresa y por lo tanto es más práctico representar las ODFs en secciones a través del espacio de orientaciones, como se muestra en la Figura 3.11b.

La distribución de la intensidad de las orientaciones de cada sección puede ser representada por diferentes colores, en una escala de grises o mediante líneas de isointensidad.

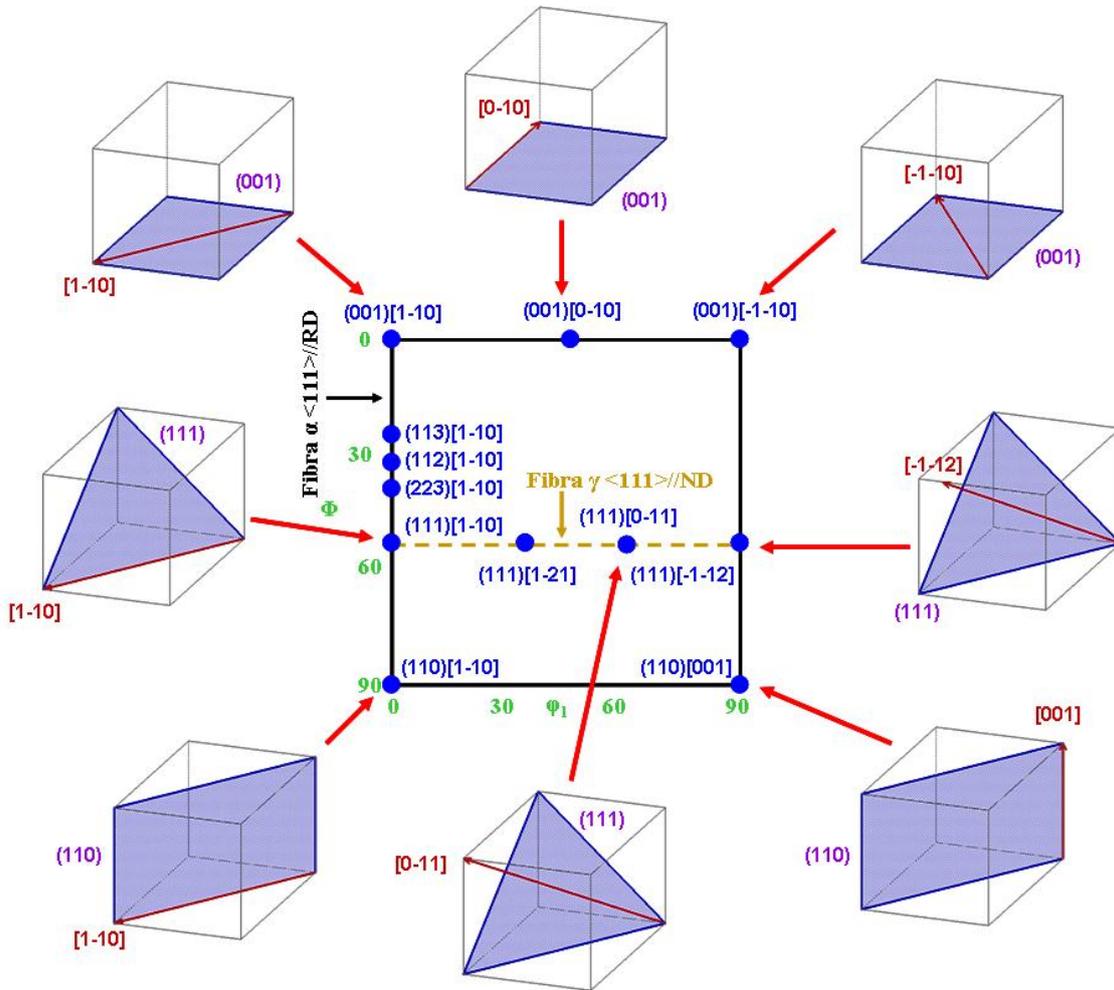


**Figura 3.11.** (a) Componentes de orientación (123) [63-4] en el espacio de Euler reducido. (b) Mismas componentes de (a) graficadas con líneas de isointensidad en la sección  $\varphi_2$  ( $\Delta\varphi_2$  igual a  $5^\circ$ ) del espacio de Euler [1].

En muchos estudios se analiza una serie de texturas comparables, por ejemplo las texturas de laminación a diferentes niveles de deformación o texturas de recristalización obtenidas después de un recocido a distintas temperaturas. Para comparar las texturas en estos casos puede ser útil limitar la representación de las secciones de la ODF utilizando aquellas secciones que muestran los cambios característicos de textura [1].

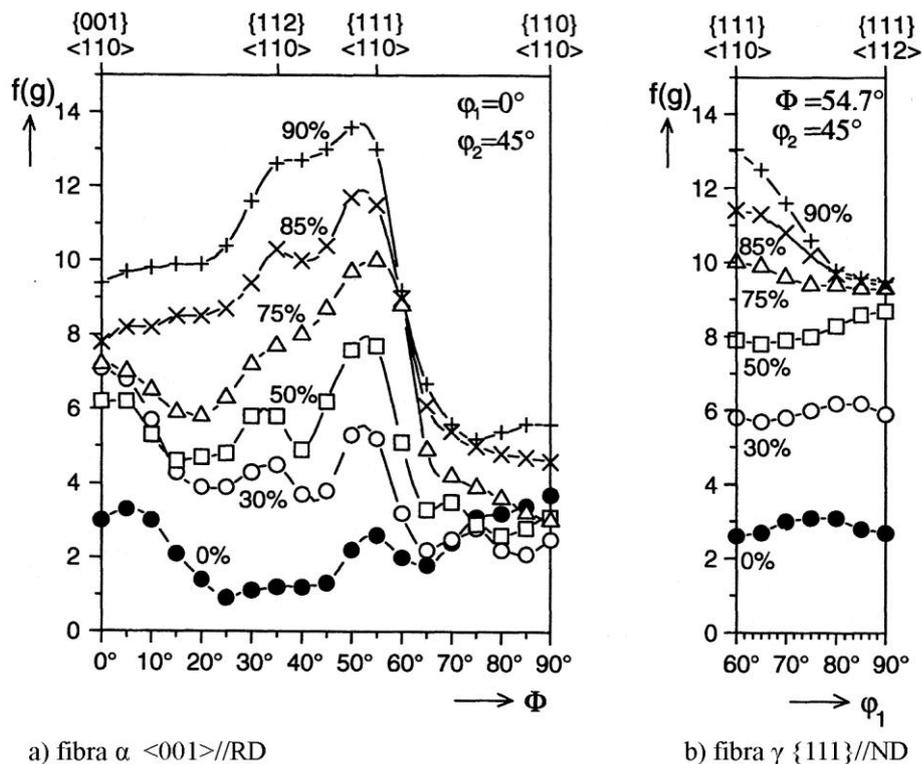
Por ejemplo, las texturas de laminación y recristalización de los materiales bcc (con estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo) pueden ser representadas en la sección  $\varphi_2$  igual a  $45^\circ$ . En esta sección se encuentran la fibra  $\alpha$  que está formada por las orientaciones  $\{hkl\} \langle 011 \rangle$  con direcciones  $\langle 011 \rangle$  paralelas a la RD y la fibra  $\gamma$  formada

por las orientaciones  $\{111\} \langle uvw \rangle$  con planos  $\{111\}$  paralelos a la ND. La Figura 3.12 muestra la textura en acero bcc en la sección  $\phi_2$  igual a  $45^\circ$ . Los componentes de textura que forman las fibras  $\alpha$  y  $\gamma$  se observan a lo largo de  $\Phi$  y  $\phi_1$  respectivamente.



**Figura 3.12.** Representación de textura en acero bcc en la sección  $\phi_2$  igual a  $45^\circ$  [4].

Los cambios de textura durante la laminación y la recristalización pueden ser comparados mediante la densidad de orientaciones a lo largo de las fibras. Las Figuras 3.13a y 3.13b muestran un ejemplo de la evolución de las fibras  $\alpha$  y  $\gamma$  respectivamente durante la laminación en frío de un acero de bajo carbono con 0, 30, 50, 75, 85 y 90% de reducción en el espesor.



**Figura 3.13.** Desarrollo de las fibras  $\alpha$  (a) y  $\gamma$  (b) de un acero de bajo carbono al variar el por ciento de reducción durante la laminación en frío [1].

### 3.4 ANALISIS DE MICROTEXTURA

La distribución de la orientación cristalográfica de una población de una muestra cristalina se denomina microtextura.

Como se mencionó en las secciones previas las técnicas de macrotextura están basadas en la difracción de rayos X y neutrones, mientras que las técnicas de microtextura están basadas en la difracción de electrones.

La información que se obtiene de las técnicas de macrotextura es un perfil de intensidades difractadas, el cual es característico del volumen de una muestra continua. La información que se obtiene de las técnicas de microtextura (granos individuales) es un patrón de difracción que contiene la información cristalográfica y la orientación de cada grano. Este patrón es conocido como patrón de difracción de Kikuchi [1].

#### 3.4.1 Los patrones de difracción de Kikuchi

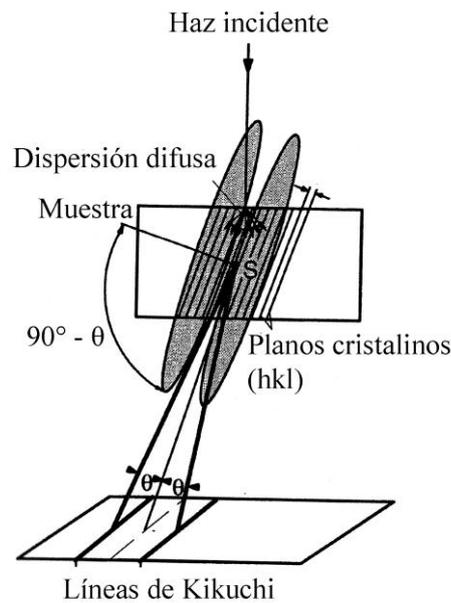
Un patrón de difracción de Kikuchi se obtiene mediante la aplicación de algunas de las siguientes técnicas de difracción de electrones:

- Difracción de electrones retrodispersados (EBSD por sus siglas en inglés, *Electron Back-Scatter Diffraction*) en el microscopio electrónico de barrido (SEM por sus siglas en inglés, *Scanning Electron Microscope*).

- Difracción de electrones de haz convergente (CBED por sus siglas en inglés, *Convergent Beam Electron Diffraction*) en el microscopio electrónico de transmisión (TEM por sus siglas en inglés, *Transmission Electron Microscope*).

Comúnmente los patrones Kikuchi son analizados automáticamente en el SEM, utilizando paquetes computacionales disponibles en el mercado.

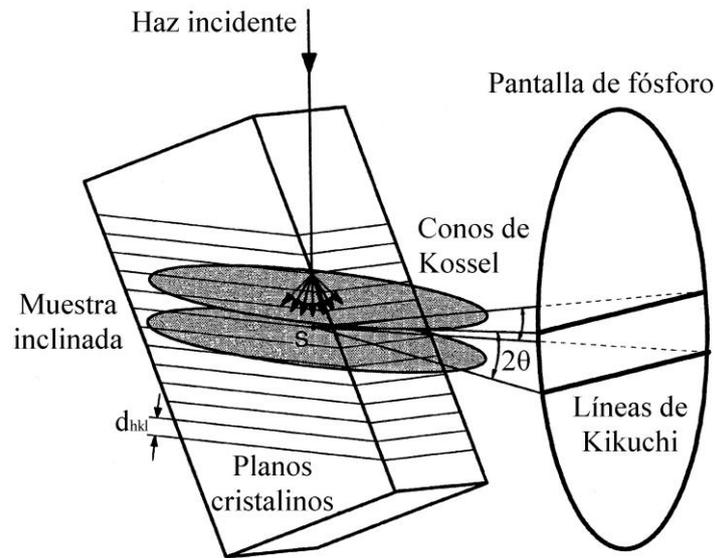
La formación de líneas de Kikuchi puede ser explicada en términos de un modelo simplificado que considera sólo sus aspectos geométricos. Aunque la difracción de Kikuchi ocurre tanto en el TEM como en el SEM, es más fácil representar la geometría para el caso del TEM y, por lo tanto, será considerada primero. Cuando un haz de electrones entra en un sólido cristalino, el haz se dispersa en todas direcciones. Algunos de estos electrones inciden con un ángulo de Bragg,  $\theta_B$ , en cada conjunto de planos cristalinos, estos electrones pueden experimentar dispersión elástica y formar un haz reforzado. La radiación difractada se extiende en la superficie de un cono (cono de Kossel) que se extiende alrededor de la normal de los planos atómicos reflectores [1]. Si se considera que la fuente de dispersión de electrones  $S$  se encuentra entre los planos cristalinos, la radiación de cada familia de planos origina dos conos de Kossel, Figura 3.14.



**Figura 3.14.** Origen de las líneas de Kikuchi por dispersión inelástica de los electrones en TEM [1].

Si algún medio de grabación, una pantalla de fósforo conectada a una cámara, se posiciona a fin de interceptar los conos de difracción, se obtienen un par de secciones cónicas paralelas que son muy cercanas a un par de líneas rectas paralelas. Estas son las líneas de Kikuchi. El espaciamiento entre las líneas de Kikuchi es una distancia angular igual a  $2\theta_B$  que es proporcional al espaciamiento interplanar. Por lo tanto, el patrón de Kikuchi consiste en pares de líneas paralelas donde cada pareja o banda tiene un ancho distinto y corresponde a un plano cristalográfico distinto. La intersección de las bandas corresponde a un polo y los principales polos son reconocidos por la intersección de varias bandas [1].

En la técnica de EBSD, la difracción se produce a partir de la interacción de electrones retrodispersados primarios con planos cristalinos cercanos a la superficie de la muestra. Usualmente la muestra es inclinada de 60 a 70° con la finalidad de permitir que una mayor cantidad de electrones sean difractados y escapen hacia el detector o medio de grabación. La Figura 3.15 muestra la formación de un par de líneas de Kikuchi a partir de la técnica de difracción de electrones retrodispersados en una muestra inclinada [1].



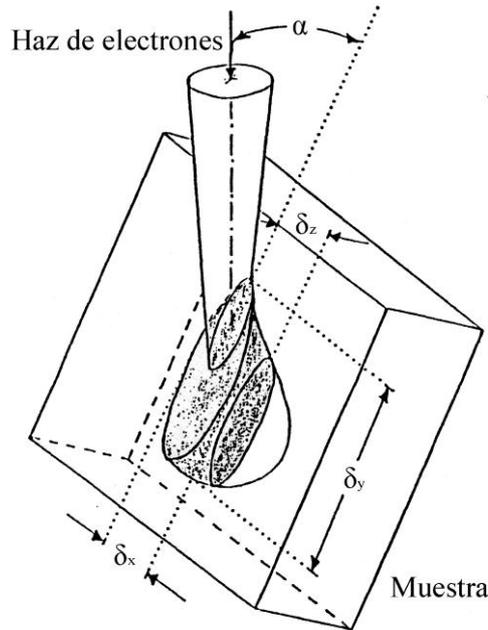
**Figura 3.15.** Origen de las líneas de Kikuchi a partir de EBSD en el SEM [1].

### 3.4.2 Difracción de electrones retrodispersados (EBSD)

La difracción de electrones retrodispersados (EBSD) mediante SEM se ha convertido en la técnica más usada para la determinación de microtextura [1,5]. Los pasos necesarios para producir un patrón de EBSD en un SEM son:

- Inclinarse la muestra de manera que su superficie forme un ángulo mayor de 60° pero menor de 80° con el plano horizontal.
- Obtener un haz estacionario de electrones.
- Colocar un medio de grabación o dispositivo en frente de la muestra inclinada para captar el patrón de difracción.

El principal efecto de inclinar la muestra es la reducción de la longitud del camino de los electrones que han sido retrodispersados por los planos cristalinos al entrar en la muestra, lo que permite que una mayor cantidad de electrones sean difractados y puedan escapar de la muestra antes de ser absorbidos. Cuando la muestra es plana, que es el caso del SEM, el camino es largo y por lo tanto, la absorción de electrones retrodispersados es demasiado grande para detectar la difracción. La Figura 3.16 muestra la manera en que el volumen de interacción electrón-muestra es modificado cuando la muestra es inclina y así obtener un volumen de profundidad menor [1,6].

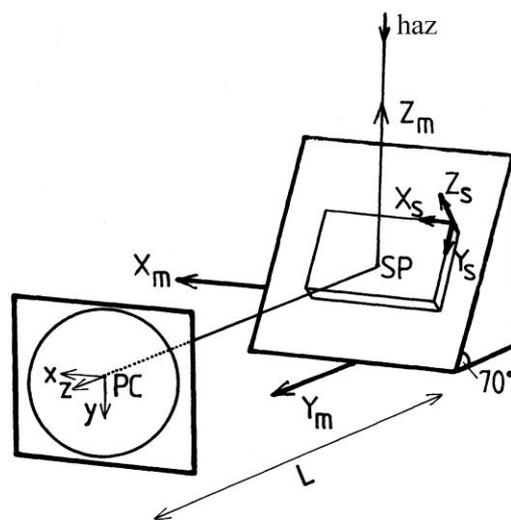


**Figura 3.16.** Volumen de interacción del haz de electrones con la muestra girada para EBSD [1].

Con el fin de hacer mediciones de orientación mediante EBSD es esencial identificar los siguientes parámetros, que se ilustran en la Figura 3.17:

- Las coordenadas del centro de patrón (**PC**).
- La distancia (**Z**) de la muestra (**SP**) a la pantalla.
- La relación entre las direcciones de referencia del microscopio  $X_m Y_m Z_m$ , de la muestra  $X_s Y_s Z_s$  y de la pantalla/patrón  $x y z$ .

Estos parámetros dependen de las posiciones de la cámara y la muestra en el microscopio. La distancia de la muestra a la pantalla es un factor determinante en la resolución del patrón de difracción y será revisado más adelante [1].



**Figura 3.17.** Parámetros requeridos para la medición de orientación mediante EBSD [1].

La Figura 3.18 muestra los componentes esenciales de un sistema de difracción de electrones retrodispersados. La operación de este sistema se optimizó a principios de la década de los noventa con la implementación de equipo de cómputo capaz de detectar automáticamente las características cristalográficas de los patrones de difracción mediante códigos de reconocimiento de patrones y procesar mapas de orientación (microestructura en término de componentes de orientación) [1,5].

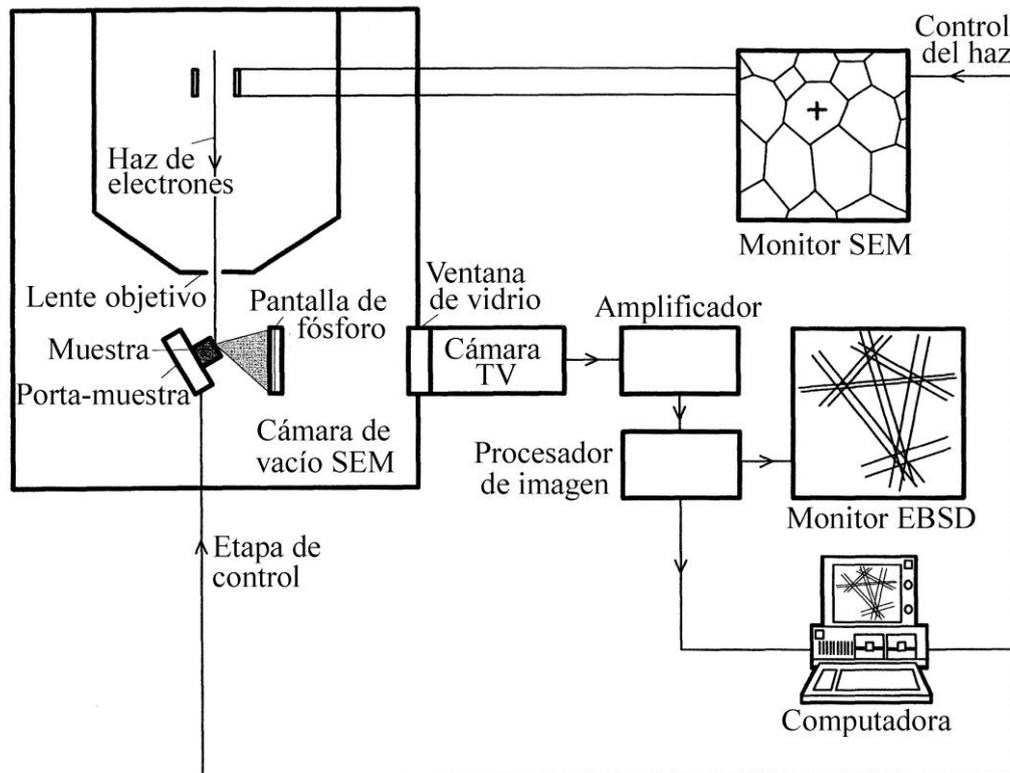


Figura 3.18. Componentes de un sistema de EBSD [1].

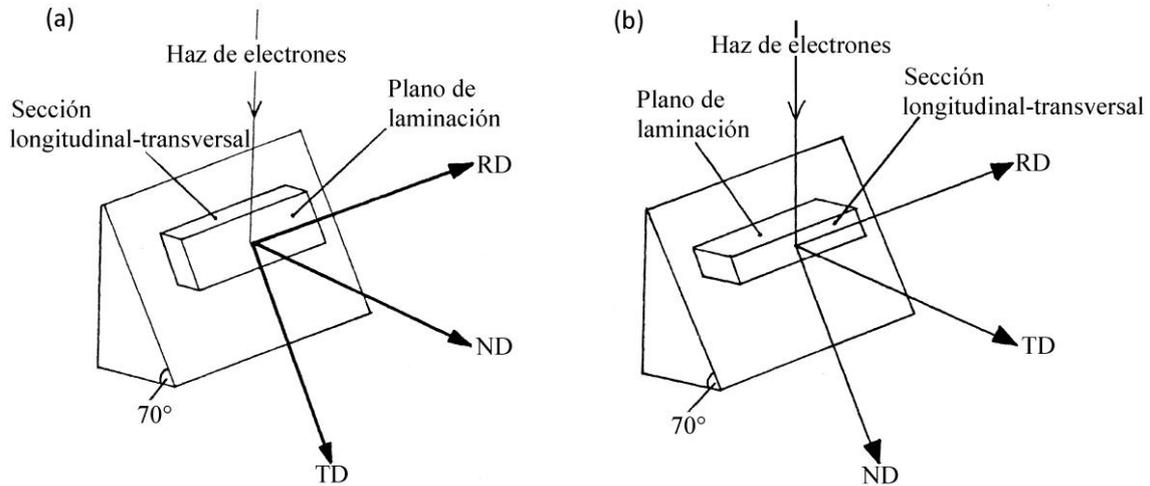
Es importante tomar en cuenta algunas consideraciones experimentales para la difracción de electrones retrodispersados tales como i) el diseño de la experimentación, ii) el equipo y iii) la resolución espacial.

#### *i) Diseño de la experimentación*

El primer punto a considerar al diseñar una investigación es la elección de la técnica de análisis. Por ejemplo, EBSD no es la mejor opción para analizar materiales nanocrystalinos ni para determinar la textura promedio de un material. Si se quiere estudiar tamaño de grano o subgrano muy pequeño es más conveniente utilizar TEM y si se quiere determinar la textura promedio de una muestra, el análisis de macrotectura es una mejor opción. No obstante la gama de aplicación de EBSD se ha incrementado en los últimos años abarcando campos de investigación que tradicionalmente se estudiaban mediante otras técnicas [1,5].

Una vez establecido que se va a utilizar EBSD, el material es seccionado y posteriormente se prepara la superficie que se analizará. Una de las ventajas de esta técnica es que la preparación de la muestra es sencilla, a menudo similar a la requerida para microscopía óptica. En la mayoría de los casos la selección de esta superficie es

obvia, aunque se requiere cierto razonamiento para elegirla. Por ejemplo, una muestra que se ha cortado de un producto laminado puede ser montada de tal manera que el haz de electrones incida sobre el plano de laminación, Figura 3.19a, o que el haz de electrones incida en la sección longitudinal-transversal lo cual es deseable para determinar microtextura a lo largo del espesor de la lámina, Figura 3.19b.

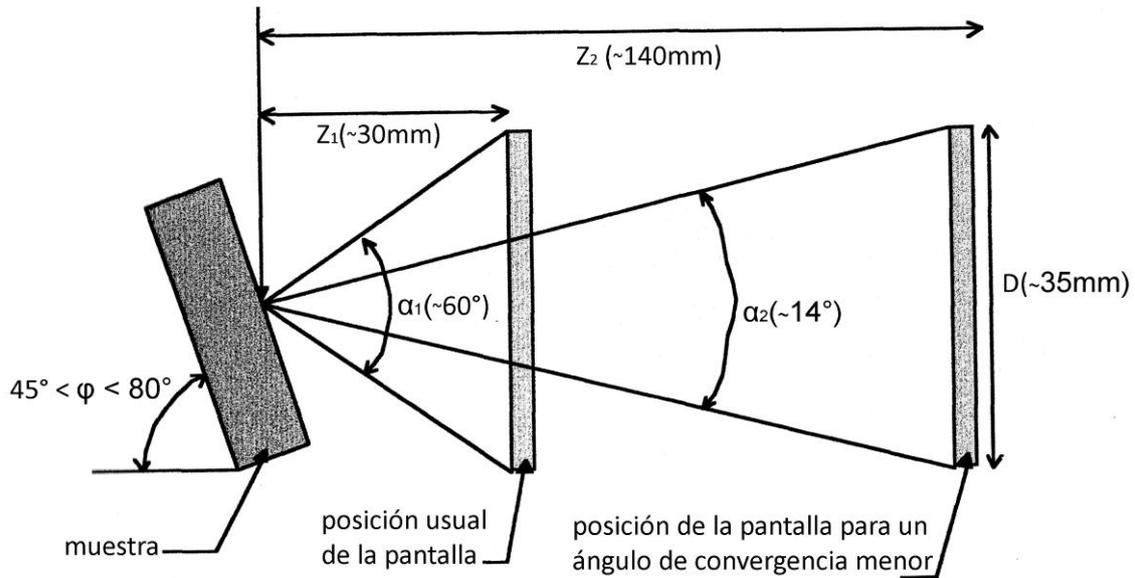


**Figura 3.19.** Opciones para montar una muestra de acuerdo a la geometría de procesamiento del material: (a) plano de laminación. (b) sección longitudinal-transversal [1].

## ii) Equipo

El elemento más importante del equipo es la cámara. Hay dos opciones en el montaje de una cámara-pantalla: 1) La pantalla de fósforo reside en el interior del microscopio mientras que la cámara se encuentra fuera del sistema de vacío. La cámara puede ver la muestra en el microscopio a través de una ventana de vidrio, Figura 3.18. 2) La pantalla de fósforo se encuentra montada en la parte frontal de la cámara, de esta manera el conjunto de cámara/pantalla se introduce o se retracta en la cámara de vacío del SEM al mismo tiempo.

La posición de la pantalla de fósforo en el microscopio está determinada por el espacio disponible en la cámara del SEM. Usualmente la pantalla se coloca a 30 mm de la muestra. Si la pantalla está situada más lejos de la muestra el ángulo de captura para el patrón de difracción se reduce. La Figura 3.20 muestra como el ángulo de captura se reduce a  $14^\circ$  cuando la pantalla está colocada a 140 mm de la muestra. Esta configuración ofrece una mejor resolución del patrón de difracción [1,5].



**Figura 3.20.** Retracción de la pantalla de fósforo en un sistema de EBSD para obtener un ángulo de convergencia  $\alpha$  menor [1].

### iii) Resolución espacial

La resolución espacial de EBSD es aproximadamente de 200 a 500 nm, la cual es influenciada por 4 factores que se describen a continuación:

1) El material. La cantidad de señal retrodispersada se incrementa con el número atómico, por lo tanto los patrones de elementos con alto número atómico son más claros y detallados que los patrones de los elementos con bajo número atómico.

2) La geometría de la muestra y del microscopio. Los tres parámetros que pueden ser modificados en el montaje de la muestra en el microscopio son:

- Distancia de la muestra a la pantalla; usualmente 30 mm.
- Inclinación de la muestra; se recomienda un ángulo de  $70^\circ$ .
- Altura de la muestra en el microscopio (distancia de trabajo); se recomienda posicionar la muestra de manera que los electrones sean retrodispersados hacia la cámara, situar el centro del patrón en el centro de la pantalla y evitar golpear otras partes o piezas del microscopio. Una distancia de trabajo óptima, considerando las recomendaciones anteriores está en el intervalo de 15 a 25 mm.

3) El voltaje de aceleración. Se recomienda un voltaje de aceleración bajo, 20 kV, si se requiere una buena resolución espacial. Sin embargo, si se trata de un elemento con número atómico grande se escoge un voltaje de aceleración mayor, de 30 a 40 kV.

4) Corriente del haz de electrones. La corriente se selecciona de acuerdo con la sensibilidad a la luz de la cámara y con los requerimientos de la superficie de la muestra para formar las imágenes. 5 nA es una buena opción para una cámara moderna. La resolución espacial es menos sensible a la corriente que al voltaje de aceleración, sin embargo si se requiere trabajar con un voltaje de aceleración en particular la corriente puede ser usada para manipular la resolución [1,5].

### 3.4.3 Representación de microtextura

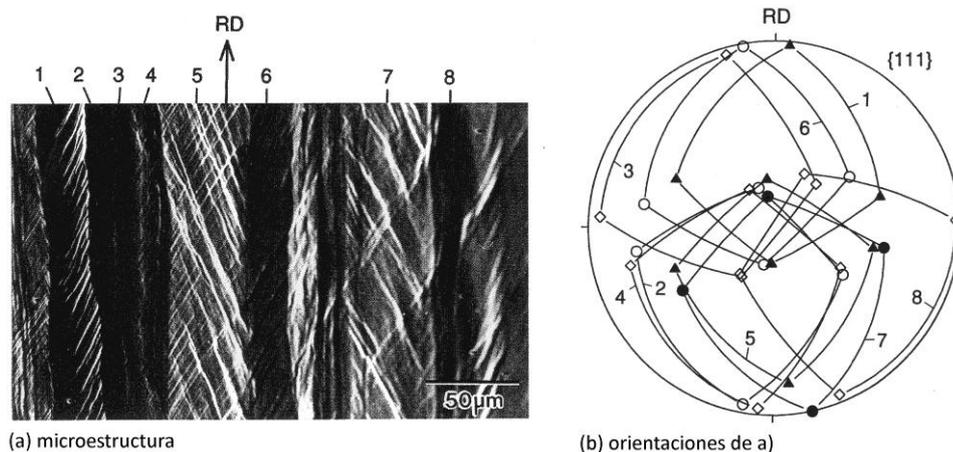
Una microtextura es esencialmente, una población de orientaciones individuales que se puede vincular con su ubicación en la muestra. Estos dos factores -la naturaleza discreta de los datos de orientación y su relación directa con la microestructura- constituyen un escenario más amplio para la evaluación y representación de microtextura que para macrotextura, ya que en esta última la evaluación de datos de orientación usualmente se representa sólo de manera directa en forma de figura de polos y subsecuentemente se calcula una ODF.

Los datos de microtextura se representan de manera directa en una figura de polos o en un espacio tridimensional como el espacio de Euler o el espacio de Rodrigues [1].

#### *Representación de orientaciones en una figura de polos*

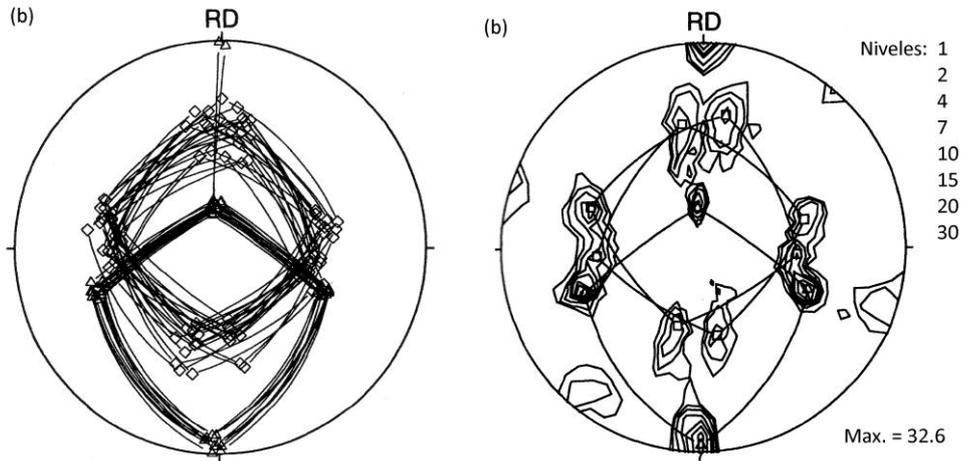
La representación de microtextura en una figura de polos resulta conveniente ya que sólo se requiere un gráfico sencillo para representar la información de textura. Los datos de orientación local pueden ser marcados en la figura de polos con diferentes símbolos o números con respecto a su posición en la microestructura y los símbolos o números correspondientes son marcados en una representación de la microestructura.

La Figura 3.21a muestra una micrografía de granos deformados de una aleación Al-3% Mg laminada en frío. Las orientaciones de los granos deformados están determinadas mediante EBSD y se representan en una figura de polos, Figura 3.21b. Las orientaciones de los granos que desarrollaron bandas de corte durante la deformación están marcadas con símbolos rellenos y las orientaciones de los granos que no desarrollaron bandas de corte están marcadas con símbolos vacíos [1].



**Figura 3.21.** (a) Micrografía de granos deformados de una aleación Al- 3% Mg laminada en frío. (b) Datos de microtextura obtenidos mediante EBSD de los granos deformados representados en una figura de polos [1].

A fin de obtener información cuantitativa de la densidad de datos de microtextura, la distribución de la densidad de dichos datos puede representarse como niveles de densidad en la figura de polos. La figura 3.22 muestra los resultados de microtextura mediante EBSD de un cristal de Al- 1.8% Cu parcialmente recrystalizado [1]. En la Figura 3.22a se observan las orientaciones medidas en las regiones de deformación y recrystalización. La Figura 3.22b muestra la distribución de la densidad de las orientaciones de deformación y recrystalización de la misma aleación que a).



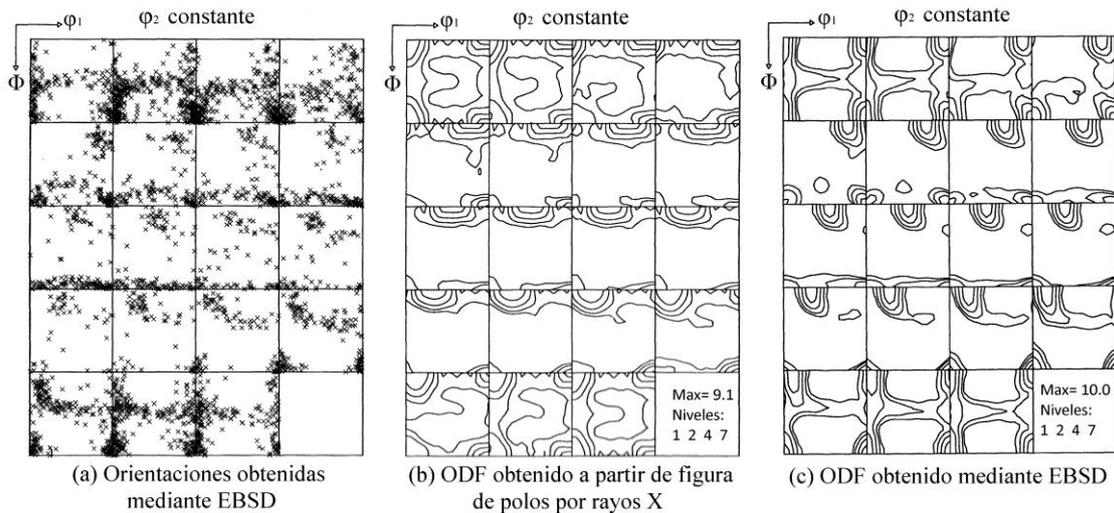
**Figura 3.22.** Figuras de polos de una aleación Al- 1.8% Cu laminada con 80% de reducción, recocida durante 300 segundos a 300° C. (a) Medición de orientaciones de granos individuales mediante EBSD. (b) Distribución de la densidad mediante EBSD [1].

### *Representación de orientaciones en el espacio de Euler*

La representación de microtextura en un espacio de orientación tridimensional, como el espacio de Euler es útil para hacer comparaciones directamente con datos de macrotexture por rayos X, en donde la ODF en el espacio de Euler es el método de representación tradicional. La Figura 3.23a muestra orientaciones de granos individuales obtenidas mediante EBSD de una aleación Al- 1.3% Mn. La Figura 3.23b muestra la ODF obtenida a partir de figura de polos por rayos X de la misma aleación de (a), se observa que hay buena reproducibilidad de las principales características de textura entre ambas representaciones.

Como se mencionó anteriormente, una orientación puede ser representada como un punto con coordenadas  $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$  en el espacio de Euler tridimensional. Por lo tanto una serie de determinadas orientaciones individuales pueden ser expresadas en términos de ángulos de Euler y graficadas como puntos en el espacio de Euler, Figura 3.23a. La representación de microtextura, al igual que de macrotexture, usualmente se presenta en secciones bidimensionales [1].

Para determinar una distribución de orientación continua en el espacio de Euler a partir de datos de orientaciones individuales es necesario aplicar un método matemático. La Figura 3.23c muestra la ODF correspondiente a los datos individuales mostrados en la Figura 3.23a.

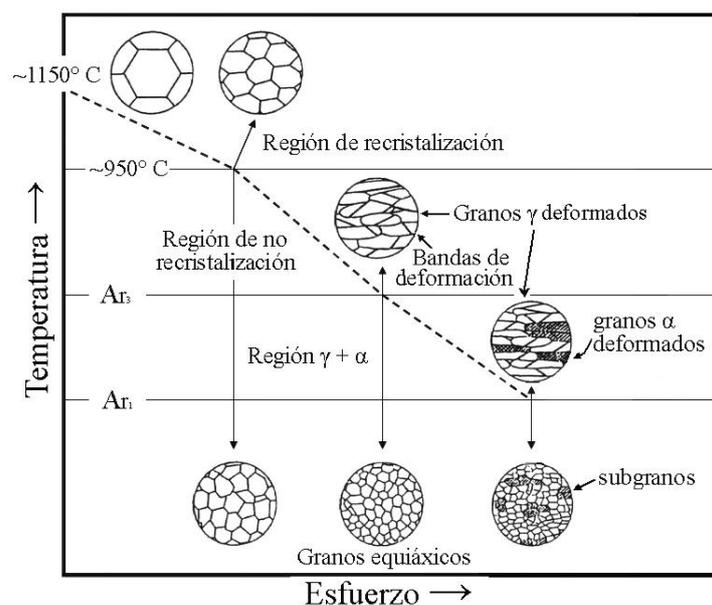


**Figura 3.23.** Presentación en el espacio de Euler de datos de microtextura de una aleación Al- 1.3% Mn laminada con 92% de reducción, recocida durante 10 segundos a 450° C. (a) Orientaciones de granos individuales obtenidas mediante EBSD. (b) ODF obtenido a partir de figura de polos por rayos X, mostrando buena reproducibilidad de las principales características de textura. (c) ODF de mediciones de orientación de granos individuales mediante EBSD [1].

### 3.5 TEXTURA ASOCIADA AL PROCESAMIENTO DEL ACERO

El procesamiento del acero en el estado sólido comprende cinco mecanismos para el desarrollo de textura [7,8]:

1. Deformación de austenita (f.c.c.) durante la laminación en caliente.
2. Recristalización de austenita durante y después de la laminación en caliente.
3. La transformación de austenita a ferrita.
4. Deformación de ferrita (b.c.c.) durante la laminación en tibio o en frío.
5. Recristalización estática durante el recocido después de la laminación en frío.



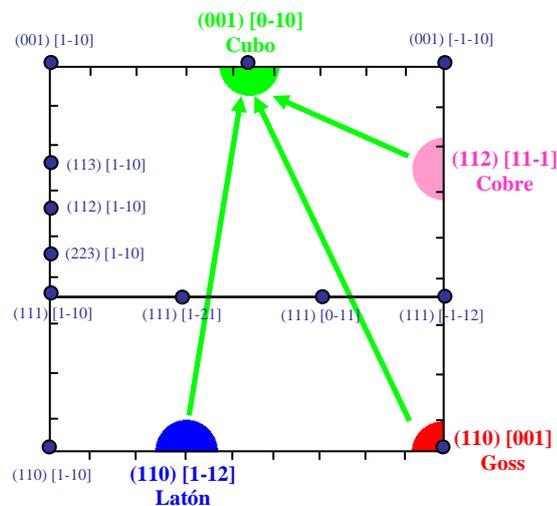
**Figura 3.24.** Cambios microestructurales asociados al procesamiento del acero. Modificado de [7].

Los cambios microestructurales del acero que controlan los mecanismos de formación de textura durante la laminación en caliente se ilustran en la Figura 3.24. Estos cambios están relacionados con la deformación en las siguientes regiones:

- Deformación en la región de recrystalización. Por arriba de 950°C, los granos de austenita (con textura de deformación fcc) recrystalizan produciendo granos refinados (con textura de recrystalización fcc). Durante el enfriamiento los granos se transforman en granos ferrítico equiaxiales.
- Deformación en la región de no recrystalización. En esta región se forman bandas de deformación de austenita no recrystalizada (con textura de deformación fcc). Durante el enfriamiento la ferrita nuclea en las bandas deformadas así como en los límites de grano austeníticos produciendo un grano ferrítico fino. Para el caso de los aceros microaleados al niobio la temperatura de no recrystalización puede llegar hasta los 1000°C, dependiendo de la composición de la aleación, sin embargo para los aceros al carbono convencionales la temperatura de no recrystalización cae hasta 900°C.
- Deformación en la región  $\gamma$ -  $\alpha$ : En esta región, las bandas de deformación continúan formándose y la ferrita deformada constituye una subestructura. Durante el enfriamiento después de la deformación, la austenita deformada se transforma en granos equiaxiales de ferrita y la ferrita deformada contiene subgranos [7, 9,10].

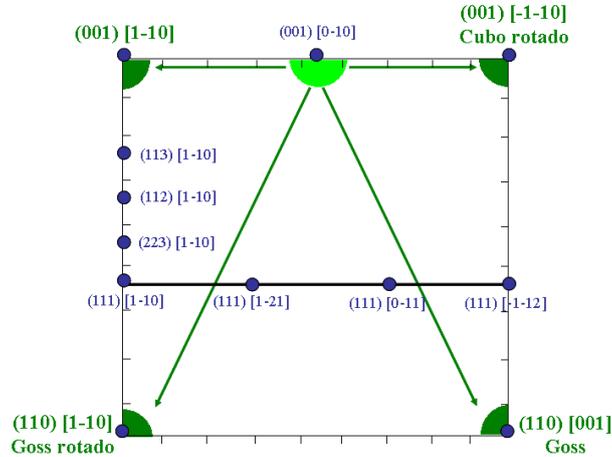
### 3.5.1 Texturas de laminación en caliente y de transformación

Como se mencionó anteriormente, la sección  $\phi_2$  igual a 45° del espacio de Euler es importante para el estudio de los componentes de laminación y recrystalización de materiales bcc que fueron mostrados en la Figura 3.12. La Figura 3.25 muestra un diagrama similar para el procesamiento de materiales fcc (austenita) donde se identifican los componentes de deformación y recrystalización. Los componentes de deformación de austenita son Goss {110} <001>, latón {110} <1-12> y cobre {112} <11-1>. Una vez que ocurre la recrystalización, los componentes de deformación son sustituidos en gran parte por el componente de recrystalización o componente cubo {001} <0-10> [7, 11-15].



**Figura 3.25.** Representación de los principales componentes de deformación y recrystalización del procesamiento de austenita en la sección  $\phi_2$  igual a 45° [7].

Después de la transformación de austenita recristalizada a ferrita, el componente cubo es reemplazado por los componentes Goss  $\{110\} \langle 001 \rangle$ , Goss rotado  $\{110\} \langle 1-10 \rangle$  y cubo rotado  $\{001\} \langle 110 \rangle$ . La Figura 3.26 muestra la sección  $\varphi_2$  igual a  $45^\circ$  del espacio de Euler donde se pueden observar los componentes de textura bcc formados a partir del componente cubo fcc [7, 11-15].

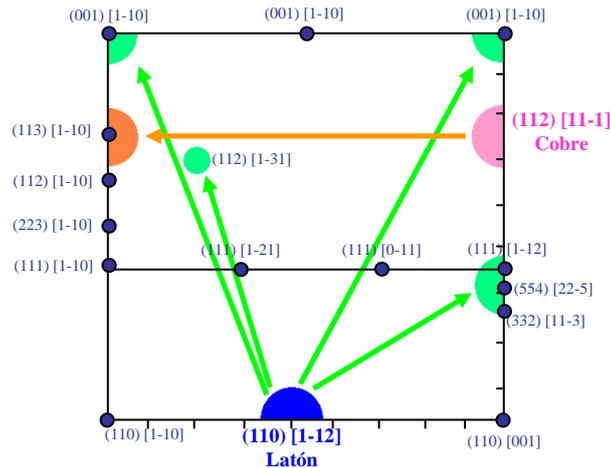


**Figura 3.26.** Componentes de textura bcc formados a partir del componente cubo fcc en la sección  $\varphi_2$  igual a  $45^\circ$  del espacio de Euler [7].

La presencia de los componentes Goss y Goss rotado en un acero transformado a ferrita es señal de que la austenita recristalizó antes de la transformación, aunque el componente cubo rotado también puede formarse a partir del componente latón.

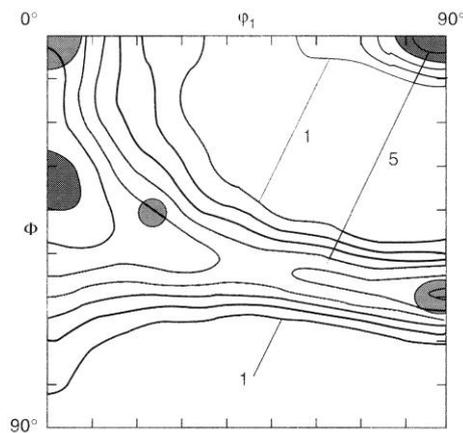
Los productos de transformación de austenita deformada se originan de la siguiente manera. El componente cobre es reemplazado por el componente *cobre transformado* con orientación  $\{113\} \langle 1-10 \rangle$  a  $\{112\} \langle 1-10 \rangle$ . El componente latón es reemplazado por los siguientes componentes: *latón transformado* con orientación  $\{332\} \langle 11-3 \rangle$  a  $\{554\} \langle 22-5 \rangle$ , cubo rotado  $\{001\} \langle 110 \rangle$  y por el componente  $\{112\} \langle 1-31 \rangle$ . La transformación progresiva del componente  $\{113\} \langle 1-10 \rangle$  a  $\{112\} \langle 1-10 \rangle$  y del componente  $\{332\} \langle 11-3 \rangle$  a  $\{554\} \langle 22-5 \rangle$  se ve favorecida por el decremento de la temperatura final de laminación [7, 11-15].

La Figura 3.27 muestra la sección  $\varphi_2$  igual a  $45^\circ$  del espacio de Euler donde se pueden observar los componentes de textura bcc formados a partir de los componentes cobre y latón. Los productos resultantes de la transformación del componente Goss se encuentran entre los productos cobre y latón, sin embargo estos componentes no se muestran en la Figura 3.27.



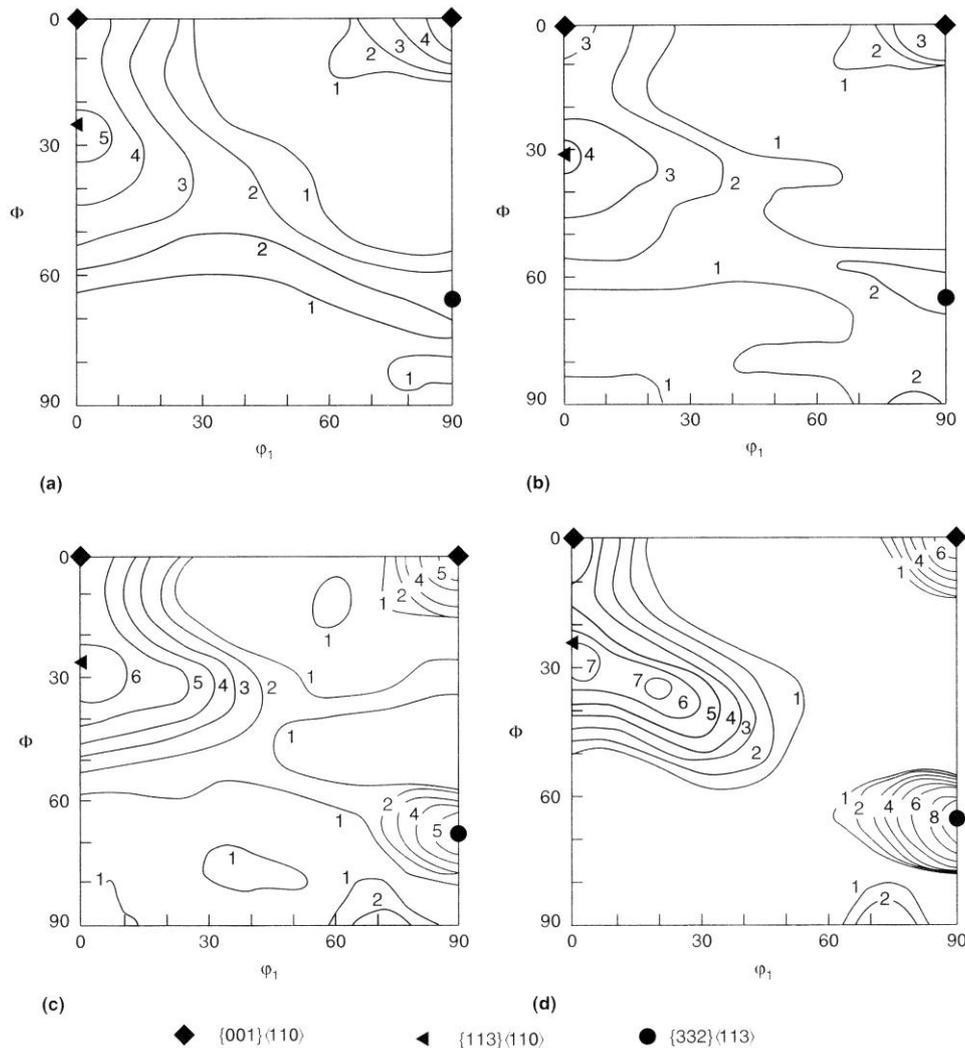
**Figura 3.27.** Componentes de textura bcc formados a partir de los componentes cobre y latón en la sección  $\varphi_2$  igual a  $45^\circ$  del espacio de Euler [7].

La Figura 3.28 muestra la textura de transformación de un acero microaleado al niobio-titanio libre de intersticiales en la cual se observan los componentes cobre transformado y latón transformado en los extremos de la fibra de transformación. Las posiciones intermedias a lo largo de la fibra corresponden a los componentes de transformación del componente Goss.



**Figura 3.28.** Textura de transformación (sección  $\varphi_2$  igual a  $45^\circ$ ) de un acero 0.02% Nb-0.02% Ti laminado en caliente con 90% de reducción y temperatura final de laminación de  $820^\circ\text{C}$  [7].

Las intensidades de los componentes de textura son afectadas por la adición de solutos sustitucionales al acero. La Figura 3.29 muestra las texturas de transformación de un acero con 0.1% C-0.4% Si-0.05% Nb en función del contenido de manganeso. Se puede observar que al incrementar el contenido de manganeso se incrementa la intensidad de los componentes de textura.



**Figura 3.29.** Sección  $\varphi_2$  igual a  $45^\circ$  representando las texturas de transformación de un acero con 0.1% C-0.4% Si-0.05% Nb en función del contenido de manganeso. (a) 1.28% Mn. (b) 1.78% Mn. (c) 2.06% Mn. (d) 2.48% Mn [7].

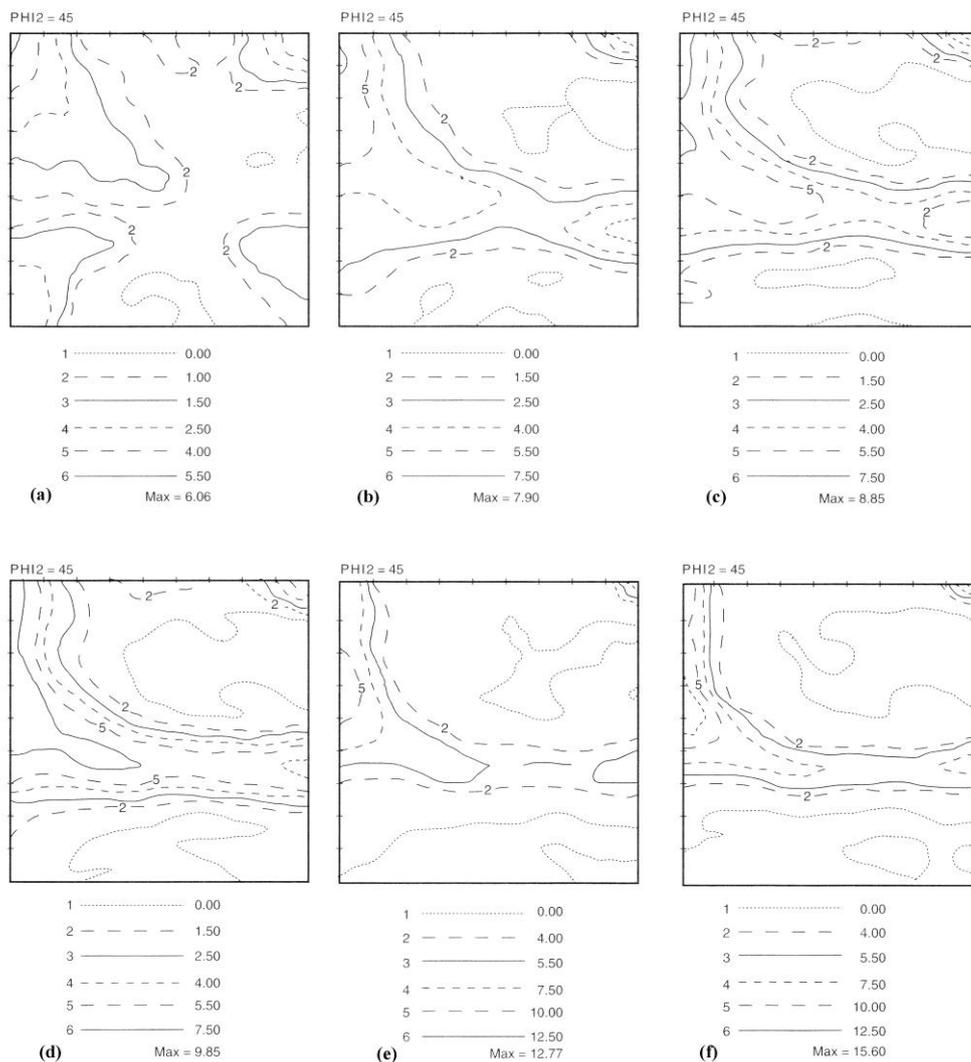
### 3.5.2 Texturas de laminación en frío y de recocido

Durante la laminación en frío se reduce el espesor de la lámina a la vez que le dan propiedades de resistencia, dureza y modifican la microestructura del acero. En el proceso de recocido se restablecen las propiedades de maleabilidad de la lámina modificados por la reducción en frío. La restauración de la ductilidad durante este tratamiento ocurre mediante una serie de procesos microestructurales comenzando por la recuperación de la estructura de deformación en frío, seguido por la recristalización estática y finalizando con el crecimiento de grano.

La Figura 3.30a muestra la textura de transformación de un acero de bajo carbono (0.03% C) laminado en caliente. Se observan los componentes cubo rotado  $\{001\} \langle 110 \rangle$ , Goss  $\{110\} \langle 001 \rangle$  y Goss rotado  $\{110\} \langle 110 \rangle$  lo cual indica que la austenita recristalizó antes de transformarse. Las texturas de laminación producidas mediante las reducciones entre 50 y 90% se muestran en el resto de la Figura 3.30. Se

observa un incremento gradual en las intensidades de las fibras  $\alpha$  y  $\gamma$  al aumentar la deformación del acero [7,16, 17].

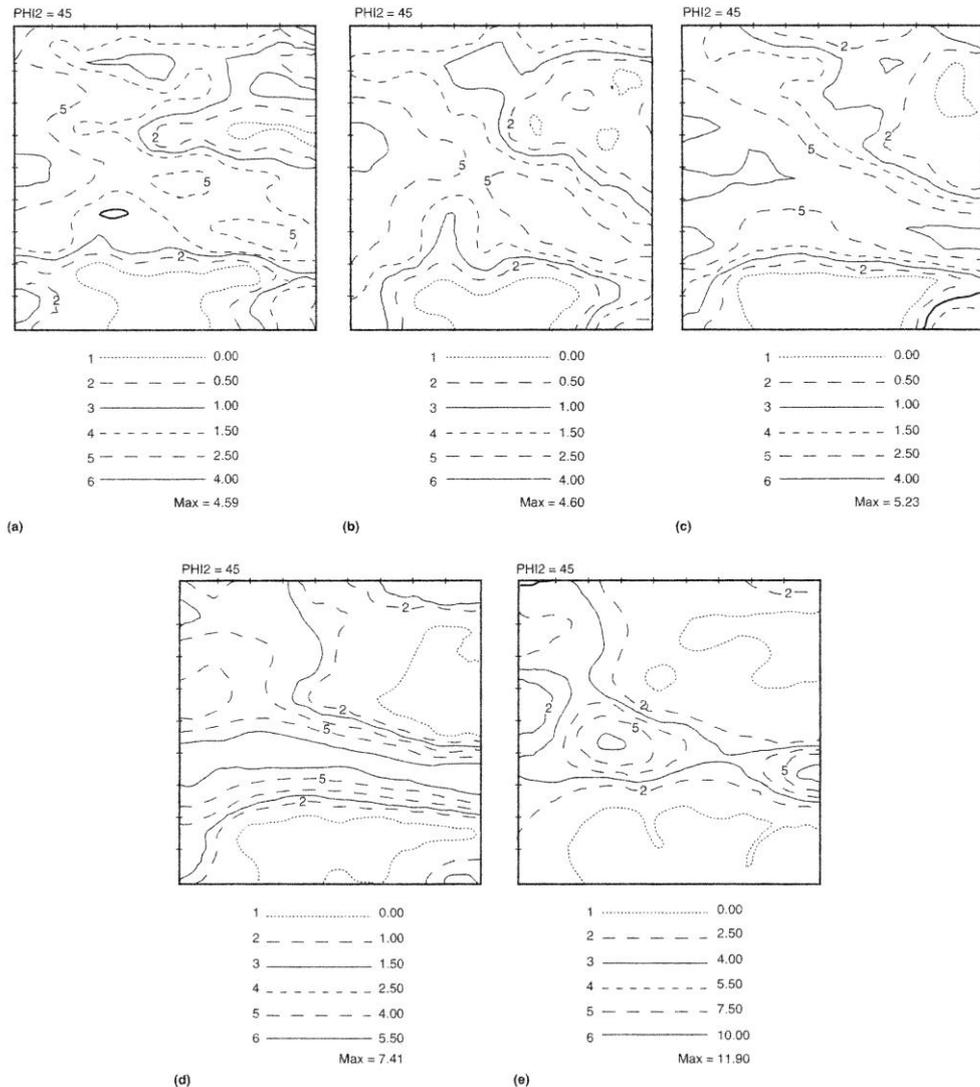
La adición de elementos de aleación influye en la textura de laminación en frío. Por ejemplo, el niobio y el manganeso promueven un incremento en la intensidad de los componentes cobre transformado  $\{211\} \langle 01-1 \rangle$  y latón transformado  $\{332\} \langle 11-3 \rangle$  en un acero laminado en caliente. Esto lleva a un aumento en la intensidad de las componentes  $\{111\} \langle 1-10 \rangle$  y  $\{111\} \langle 11-2 \rangle$  respectivamente, después de la laminación en frío. En contraste a los elementos de aleación, la temperatura de laminación, cuando varía entre la temperatura ambiente y  $700^\circ\text{C}$ , no tiene un efecto importante sobre la textura de laminación [2, 7, 16,17].



**Figura 3.30.** Texturas de transformación de un acero 0.03% C-0.21% Mn, laminado en caliente (a) y laminado en frío después de reducciones de 50% (b), 62% (c), 75% (d), 82% (e) y 90% (f) [7].

En la Figura 3.31 se muestran las texturas de recocido del acero laminado en frío de la Figura 3.30 después de un tratamiento de recocido continuo llevado a cabo a  $800^\circ\text{C}$ . La textura de recristalización se intensifica gradualmente con el incremento de la deformación y la fibra  $\gamma$  se convierte en el componente de recristalización dominante.

A una deformación intermedia de 75% de reducción, la fibra  $\gamma$  muestra un máximo en el componente  $\{111\} \langle 1-10 \rangle$ , mientras que para una reducción de laminación de 82% se observa una distribución de intensidad casi homogénea a lo largo de la fibra  $\gamma$ . Después de una reducción del 90% se observa una intensidad máxima de aproximadamente 12x en el componente  $\{554\} \langle 22-5 \rangle$  [7, 18-20].



**Figura 3.31.** Texturas de recristalización observadas en el acero de la figura 3.30 después de reducciones de 50%(a), 62% (b), 75% (c), 82% (d) y 90% (e) [7].

La formabilidad en términos de anisotropía normal ( $r_m$ ) y planar ( $\Delta_r$ ) de aceros laminados es favorecida por la fibra  $\gamma$  especialmente cuando está alineada en la posición ideal  $\Phi$  igual a  $54.7^\circ$  en la sección  $\phi_2$  igual a  $45^\circ$  del espacio de Euler. Es evidente que no todos aceros desarrollan textura de fibra  $\{111\}$  en sus productos finales. Otra aplicación que involucra otro tipo de textura es mejorar las propiedades magnéticas mediante la textura de fibra  $\{001\}$ . La formación de otros tipos de textura en productos acabados de laminación requiere rutas de procesamiento termomecánico especial, incluyendo laminación de ferrita, dos etapas de laminación en frío o una atmósfera controlada durante el recocido [2, 7, 16,17,21,22].

## Referencias

1. V. Randle y O. Engler. Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping, CRC Press LLC, EUA, 2000, 388.
2. R. K. Ray, J. J. Jonas y R. E. Hook, *Int. Mater. Rev.*, 39 (1994) 129-72.
3. L. Kestens y R. Petrov, *Lessons on Introduction to Quantitative Texture Analysis*, Universidad de Gante, Bélgica, 2007, 16.
4. R. Colás, *Lección sobre Aceros Formables*, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 2006, 33.
5. L. Ryde. Application of EBSD to analysis of microstructures in commercial steels. *Materials Science and Technology*, 2006, Vol. 22, No. 11, pp. 1297- 1306.
6. A.F. Gourgues-Lorenzon, *Int. Mater. Rev*, 52 (2007) 65-128.
7. ASM Handbook. Vol.14A, Metalworking: Bulk Forming. Transformation and recrystallization texture associated with steel processing, ASM International, 2005, pp. 685-700.
8. B. K. Panigrahi. Processing of low carbon steel plate and hot strip, *Bull. Mater. Sci.*, Vol. 24, No. 4, 2001, pp. 361–371.
9. V. B. Ginzburg y R. Ballas. Flat rolling Fundamentals. Iron & Steel Society, edit Marcel Dekker Inc., p. 839, 2000.
10. M. R. Toroghinejad, A. O. Humphreys, D. Liu, F. Ashrafizadeh, A. Najafizadeh y J. J. Jonas. Effect of Rolling Temperature on the Deformation and Recrystallization Textures of Warm-Rolled Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 34, No. 5, 15 (2003), pp. 1163-1174.
11. R. K. Ray, J. J. Jonas, M. P. Butrón-Guillen y J. Savoir. *ISIJ Int*, 34 (1994) 927-942.
12. R. Petrov, L. Kestens, P. C. Zambrano, M. P. Guerrero, R. Colás, Y. Houbaert. Microtexture of Thin Gauge Hot Rolled Steel Strip. *ISIJ Int*, Vol. 43 (2003) No. 3, pp. 378-385.
13. R. Petrov, L. Kestens, Y. Houbaert, Characterization of the microstructure and transformation behaviour of strained and nonstrained austenite in Nb–V-alloyed C–Mn steel, *Materials Characterization*, Vol. 53 (2004), pp. 51– 61.
14. P. C. Zambrano, M. P. Guerrero, R. Colás, L. A. Leduc. Microstructural analysis of hot-rolled, low-carbon steel strips. *Materials Characterization*, Vol. 47 (2001), pp. 275– 282.
15. J.J. Jonas. *Crystallographic Textures in Advanced Steel Products: A Blessing or a Curse?*. McGill University, Montreal, Canada. Franqui International Chair, Universidad de Gante.
16. K. Verbeken, L. Kestens, J.J. Jonas. Microtextural study of orientation change during nucleation and growth in a cold rolled ULC steel. *Scripta Materialia*, Vol. 48 (2003), pp. 1457–1462
17. I. Samajdar, B. Verlinden, L. Kestens and P. Van Houtte. Physical parameters related to the developments of recrystallization textures in an ultra low carbon steel. *Acta mater*. Vol. 47 (1999), No. 1, pp. 55-65.
18. R. Song, D. Ponge, D. Raabe, R. Kaspar. Microstructure and crystallographic texture of an ultrafine grained C–Mn steel and their evolution during warm deformation and annealing. *Acta Materialia*, Vol. 53 (2005), pp. 845–858.
19. H.F.G. de Abreu, A.D.S. Bruno, S.S.M. Tavares, R.P. Santos, S.S. Carvalho. Effect of high temperature annealing on texture and microstructure on an AISI-444 ferritic stainless steel. *Materials Characterization*, Vol. 57 (2006), No. 4-5, pp. 342-347.

20. Y. Hu<sup>1</sup>, V. Randle and T. Irons. Macrotexture and microtexture evolution in cold rolled non-oriented electrical steel sheets during annealing. *Materials Science and Technology*, Vol. 22 (2006), No. 11, pp. 1333 -1337.
21. R. Kaspar y A. Tomitz, Conf. on Thermomechanical processing of Steel, Londres, 2000, 607-614.
22. TSL OIM Analyses for Windows: Version 3.03, (2000).

# CAPÍTULO IV

## DESARROLLO EXPERIMENTAL:

### ANÁLISIS DE TEXTURA DE ACEROS LAMINADOS

---

#### INTRODUCCIÓN

Los aceros se usan ampliamente debido a la diversidad de propiedades que resultan de la combinación de tamaño de grano, microestructura y textura cristalográfica. La formabilidad es una propiedad requerida en los aceros para embutido profundo que depende en gran medida de la textura de la lámina. Los cambios en la orientación cristalográfica de los productos planos son consecuencia del procesamiento. [1].

La ruta de procesamiento de lámina de acero delgada incluye los siguientes pasos: laminación en caliente, decapado, laminación en frío y recocido. En algunos casos, cuando las necesidades de calidad superficial no son muy importantes, la laminación en caliente puede ser una alternativa económicamente viable en lugar de la ruta completa de procesamiento. Dependiendo del tipo de tratamiento termomecánico realizado a los productos planos laminado en caliente puede obtenerse una microestructura de grano fino con una textura específica que produce una combinación de propiedades mecánicas, como dureza y resistencia, con bajos valores de anisotropía plástica. [1].

La formación de texturas en lámina de acero continúa siendo objeto de investigación. En este capítulo se describen la determinación del tamaño y forma de los granos y la textura de láminas de cuatro tipos de acero utilizados en procesos industriales, estos aceros son: libre de intersticiales, convencional, al bajo silicio y microaleado al niobio. En lo subsecuente a los últimos tres los llamaremos aceros con bajo contenido de carbono. El acero libre de intersticiales fue estudiado en sus condiciones de laminado en caliente, en frío y de recocido. Los aceros con bajo contenido de carbono fueron colados en planchones y laminados en caliente en un molino industrial de seis castillos a diferentes espesores. La determinación de tamaño de grano se llevó a cabo mediante microscopía óptica mientras que el análisis de textura se realizó por microscopía de orientación de imagen en combinación con microscopía electrónica de barrido para evaluar la orientación cristalográfica local y mediante difracción de rayos-X para evaluar la macrotextura.

En el caso del acero microaleado al niobio se hizo adicionalmente compresión axisimétrica a alta temperatura. Este acero se obtuvo a partir de planchón de colada continua de un proceso industrial y la forma de los granos fue caracterizada antes y después de la deformación mediante microscopía óptica.

Los aceros laminados en caliente y en frío y la placa de acero utilizada para la deformación en alta temperatura fueron proporcionadas por una empresa de la ciudad de Monterrey. El objetivo de este capítulo es describir los ensayos realizados para determinar las variaciones en la forma y tamaño de los granos y la textura del acero libre de intersticiales laminado en caliente, en frío y en condición de recocido y de los aceros con bajo contenido de carbono laminados en caliente.

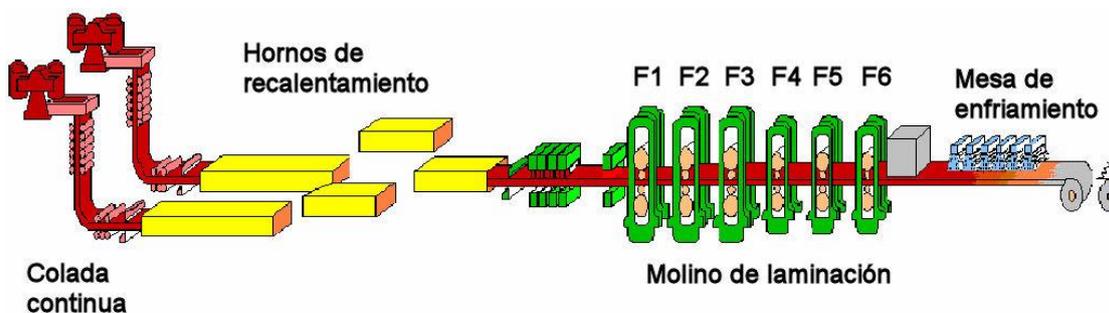
## 4.1 PROCESAMIENTO EN PLANTA DE LOS MATERIALES

Se utilizaron tres tipos de acero con bajo contenido de carbono laminado en caliente: convencional, al bajo silicio y microaleado al niobio. La Tabla 4.1 muestra la composición química y los espesores de los aceros convencionales (A, B, C y D), al bajo silicio (E) y microaleados al niobio (F y G).

Los aceros fueron producidos en una planta CSP usando un molino de seis castillos (F1, F2, F3, F4, F5 y F6) como el que se representa en el diagrama de la Figura 4.1. Las temperaturas durante el proceso de laminación de los aceros C (convencional), E (al bajo silicio) y G (microaleado al niobio) se observan en la Tabla 4.2. En esta tabla se muestran las temperaturas de entrada y salida del molino de laminación así como también las temperaturas de enrollado.

**Tabla 4.1** Composición química de los aceros con bajo contenido de carbono laminados en caliente.

| Acero | Composición química, por ciento en peso. |       |       |        |       |       |       |        | Espesor (mm) |
|-------|--|-------|-------|--------|-------|-------|-------|--------|--------------|
|       | C  | Mn    | P     | S      | Si    | Al    | Nb    | N      |              |
| A     | 0.054                                    | 0.199 | 0.01  | 0.008  | 0.015 | 0.033 | 0.004 | 0.0043 | 2.69         |
| B     | 0.050                                    | 0.199 | 0.01  | 0.007  | 0.015 | 0.031 | 0.006 | 0.0057 | 1.92         |
| C     | 0.048                                    | 0.18  | 0.003 | 0.006  | 0.006 | 0.027 | 0.002 | 0.006  | 1.78         |
| D     | 0.053                                    | 0.191 | 0.01  | 0.007  | 0.011 | 0.033 | 0.006 | 0.0062 | 1.06         |
| E     | 0.041                                    | 0.542 | 0.004 | 0.0004 | 0.409 | 0.259 | 0.003 | 0.0059 | 2.54         |
| F     | 0.064                                    | 0.804 | 0.01  | 0.006  | 0.008 | 0.033 | 0.023 | 0.0055 | 2.18         |
| G     | 0.058                                    | 0.78  | 0.005 | 0.004  | 0.01  | 0.026 | 0.022 | 0.0059 | 1.6          |



**Figura 4.1.** Diagrama del molino CSP.

**Tabla 4.2** Temperaturas durante el proceso de laminación de los aceros convencional (C), al bajo silicio (E) y microaleado al niobio (G).

| Acero | Temperatura de entrada al molino °C | Temperatura de salida del molino °C | Temperatura de enrollado °C |
|-------|-------------------------------------|-------------------------------------|-----------------------------|
| C     | 1100                                | 900                                 | 680                         |
| E     | 1150                                | 920                                 | 800                         |
| G     | 1150                                | 900                                 | 520                         |

El acero libre de intersticiales se procesó en tres etapas: laminación en caliente, en frío y con un tratamiento de recocido. La Tabla 4.3 muestra la composición química y los datos del procesamiento en el molino continuo, en la mesa de enfriamiento y durante el enrollado para el acero libre de intersticiales laminado en caliente.

**Tabla 4.3** Composición química y datos de procesamiento en el molino continuo y en la mesa de enfriamiento para el acero libre de intersticiales laminado en caliente [2].

| Composición química, por ciento en peso. |      |       |       |      |       |       |       |                    |
|--|------|-------|-------|------|-------|-------|-------|--------------------|
| C  | Mn   | P     | S     | Si   | Al    | Ti    | N     | Espesor final (mm) |
| 0.005                                    | 0.11 | 0.004 | 0.006 | 0.01 | 0.035 | 0.056 | 0.008 | 3.81               |

| Proceso en el molino continuo |                       |                       |                   |                          |                 |                 |
|-------------------------------|-----------------------|-----------------------|-------------------|--------------------------|-----------------|-----------------|
| F1                            |                       | F6                    | F1-F6             | F1-F6                    | F1              | F6              |
| Temperatura de entrada        | Temperatura de salida | Temperatura de salida | Tiempo de acabado | Gradiente de temperatura | Fuerza aplicada | Fuerza aplicada |
| 988°C                         | 944°C                 | 915°C                 | 57 seg.           | 1.91°C/seg.              | 904 Ton         | 212 Ton         |

| Mesa de enfriamiento y enrollador |                        |                        |                         |                        |
|-----------------------------------|------------------------|------------------------|-------------------------|------------------------|
| F6                                | Enrollador             | F6 - Enrollador        | Rapidez de enfriamiento | Velocidad de enrollado |
| Temperatura de salida             | Temperatura de entrada | Tiempo de enfriamiento |                         |                        |
| 915°C                             | 697.2°C                | 14 seg.                | 15.57°C/seg.            | 6.35 m/seg.            |

El espesor del acero laminado en caliente fue de 3.81 mm y se laminó en frío en un molino reversible hasta alcanzar un espesor de 0.926 mm en siete pases. Por último se aplicó un tratamiento de recocido a nivel laboratorio. El recocido consistió en calentar la muestra a una velocidad de 12.5°C/min. hasta una temperatura de 830°C con un tiempo de residencia de 30 minutos seguido de un enfriamiento al aire libre.

## 4.2 EVALUACIÓN DE TAMAÑO DE GRANO

El tamaño de grano de las láminas de acero con bajo contenido de carbono laminadas en caliente como de las láminas de aceros libre de intersticiales se determinó mediante microscopía óptica usando el método de intercepción.

La preparación metalográfica consistió en lijar la superficie de la muestra que se desea observar con lijas de carburo de silicio de grados sucesivos de 120, 320, 400 y 1200 seguido de un pulido con queroseno y finalmente con una suspensión de sílica coloidal. Posteriormente se atacó la muestra utilizando nital al 3%.

### 4.3 ANÁLISIS DE MICROTEXTURA MEDIANTE DIFRACCIÓN DE ELECTRONES RETRODISPERSADOS

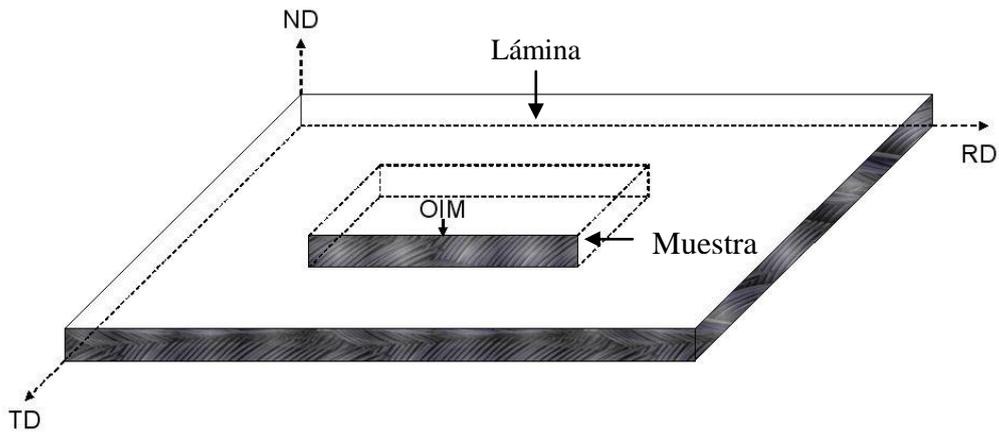
La difracción de electrones retrodispersados (EBSD por sus siglas en inglés; *Electrón Back-Scattered Diffraction*) se ha convertido en la técnica más usada para determinar la orientación cristalográfica de los materiales [3-5].

El análisis de microtextura de las láminas de los diferentes materiales en estudio se realizó mediante microscopía de orientación de imagen (OIM por sus siglas en inglés; *Orientation Imaging Microscopy*). Las muestras para OIM fueron pulidas como se describió en la sección anterior. El equipo que se utilizó para el análisis de microtextura es un microscopio electrónico de barrido ambiental (ESEM por sus siglas en inglés; *Environmental Scanning Electron Microscope*), marca Philips XL30 con un filamento LaB<sub>6</sub>, el cual tiene acoplado el accesorio para OIM. Los patrones de EBSD se adquirieron y analizaron mediante el software TSL OIM versión 4.6. La Figura 4.2 muestra el equipo utilizado para el análisis de microtextura.

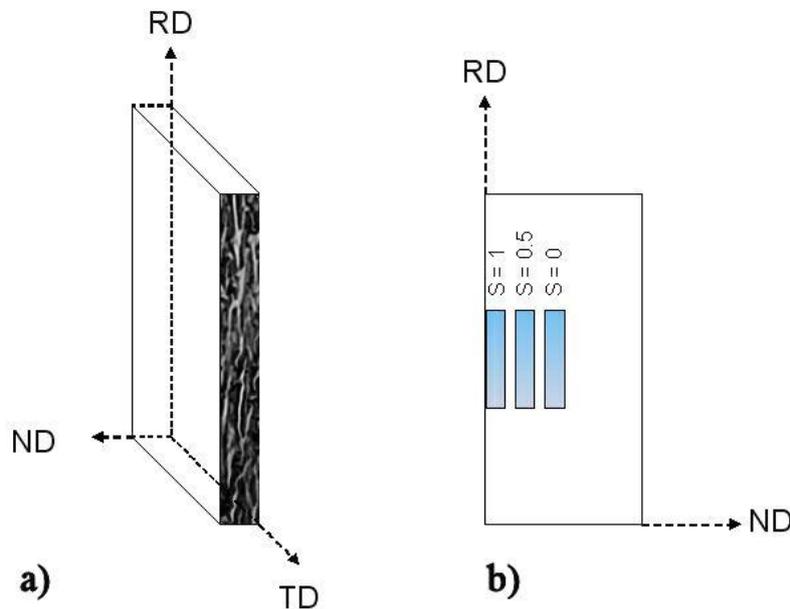


**Figura 4.2.** Microscopio electrónico de barrido ambiental equipado con OIM

Las muestras para OIM se tomaron del centro de la lámina como se ilustra en la Figura 4.3. El análisis de microtextura se realizó a lo largo del espesor de la muestra, el cual se ilustra en la figura 4.4a. Las muestras fueron analizadas en tres puntos del espesor debido a la heterogeneidad en la textura y microestructura del material, Figura 4.4b. La posición del análisis se describe por medio del parámetro  $S = a / (d/2)$ , donde  $a$  representa la distancia de un punto dado al centro del espesor y  $d$  representa el espesor total de la muestra, por ejemplo  $S$  igual a cero corresponde al centro del espesor de la muestra y  $S$  igual a uno corresponde a la superficie. En el presente trabajo se analizó la microtextura en el centro ( $S = 0$ ), superficie ( $S = 1$ ) y entre el centro y la superficie ( $S = 0.5$ ) del espesor.



**Figura 4.3.** Diagrama esquemático que ilustra la posición de la muestra analizada mediante OIM en la lámina.



**Figura 4.4.** Espesor de la muestra(a) y tres áreas de análisis de microtextura en el espesor descritas por el parámetro  $S$  (b)

#### 4.4 ANÁLISIS DE MACROTEXTURA MEDIANTE DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Se estudió la macrotextura de los aceros con bajo contenido de carbono: convencional, al bajo silicio y microaleado al niobio con espesores de 1.78 mm, 2.54 mm y 1.6 mm respectivamente mediante difracción de rayos-X. Los resultados fueron analizados mediante la función de distribución de orientaciones (ODF por sus siglas en inglés; *Orientation Distribution Function*) usando el programa MTM-FHM [6]. La Figura 4.5 muestra un difractómetro de rayos-X.



Figura 4.5. Difractómetro de rayos-X.

#### 4.5 ANISOTROPÍA Y PARÁMETRO $r$

El parámetro  $r$  es empleado comúnmente para describir la anisotropía de los materiales. La formabilidad en los aceros ferríticos puede mejorarse incrementando el valor del parámetro  $r$ , el cual está estrechamente relacionado con la razón de los granos cuyos planos  $\{111\}$  son paralelos al plano de laminación entre los granos cuyos planos  $\{100\}$  son paralelos al plano de laminación. En el presente trabajo, el valor de  $r$  fue calculado para tres aceros de bajo carbono (convencional, al bajo silicio y microaleado al niobio) usando el modelo de Taylor por medio del software MTM-FHM [6].

#### 4.6 COMPRESIÓN AXISIMÉTRICA A ALTA TEMPERATURA DEL ACERO MICROALEADO AL NIOBIO

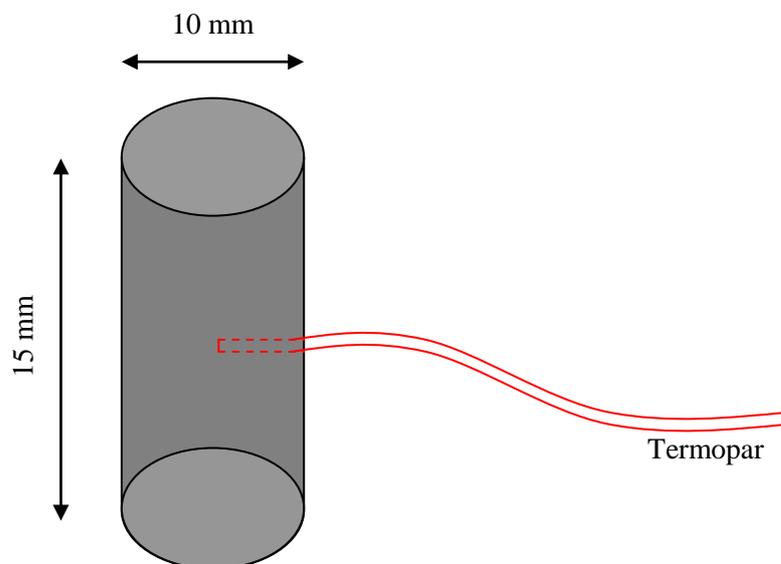
Las propiedades mecánicas de los materiales dependen principalmente de la composición química, la temperatura y velocidad de deformación. Un metal puede ser deformado para obtener una forma útil mediante trabajado en caliente, el cual es una deformación plástica llevada a cabo a temperaturas por encima de la temperatura de recristalización donde aparecen nuevos granos con baja densidad de dislocaciones que favorecen la ductilidad del material. En esta sección se estudia la influencia de la temperatura y la velocidad de deformación sobre la microestructura y propiedades mecánicas del acero microaleado al niobio deformado mediante compresión axisimétrica.

##### 4.6.1 Obtención y preparación de los materiales para compresión

Se maquinaron probetas de acuerdo a la norma ASTM [7] para obtener cilindros de 10 mm de diámetro y 15 mm de longitud a partir de una barra de aproximadamente 30 cm de largo x 10 cm de ancho x 2.5 cm de espesor, obtenida de planchón de colada continua. La Tabla 4.4 muestra la composición química del acero. Con la finalidad de registrar las curvas de calentamiento y enfriamiento durante la deformación se insertó a la mitad de la probeta un termopar tipo  $K$  como se muestra en el diagrama de la Figura 4.6. Las curvas de calentamiento y enfriamiento se registraron conectando un dispositivo NI USB-9162 de la marca *National Instruments* a la computadora y utilizando el programa *Measurement & Automation Explorer* versión 3.1.1.

**Tabla 4.4** Composición química de los aceros maquinados para compresión.

| Acero                 | Composición química, por ciento en peso. |       |       |       |       |       |       |       |        |        |
|-----------------------|--|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|--------|
|                       | C  | Mn    | P     | S     | Cu    | Si    | Cr    | Nb    | Al     | Ni     |
| Microaleado al niobio | 0.061                                    | 0.828 | 0.006 | 0.003 | 0.047 | 0.023 | 0.014 | 0.023 | 0.0370 | 0.0061 |



**Figura 4.6.** Diagrama de una probeta maquinada para compresión con un termopar insertado a mitad de la altura.

#### 4.6.2 Compresión a alta temperatura

Las muestras se deformaron en una máquina servo-hidráulica para ensayos mecánicos marca *Instron* modelo 8502. Las probetas se maquinaron con una relación longitud-diámetro igual a 1.5 como se describió en la sección anterior. Las deformaciones se llevaron a cabo a 700, 800, 900, 1000 y 1100°C usando un inductor de temperatura marca *Ameritherm Inc.* el cual transfiere calor a la muestra mediante una bobina como se observa en la Figura 4.7. Las muestras se deformaron a velocidades de 1, 0.1 y 0.01 s<sup>-1</sup>. Al término del ensayo las probetas fueron enfriadas al aire forzado hasta temperatura ambiente.

Todos los ensayos fueron realizados empleando una solución de grafito como lubricante para reducir el efecto de la fricción entre la probeta y la herramienta. Las curvas esfuerzo-deformación se obtuvieron de los datos de carga y desplazamiento obtenidos del ensayo de compresión suponiendo un coeficiente de fricción igual a 0.15.

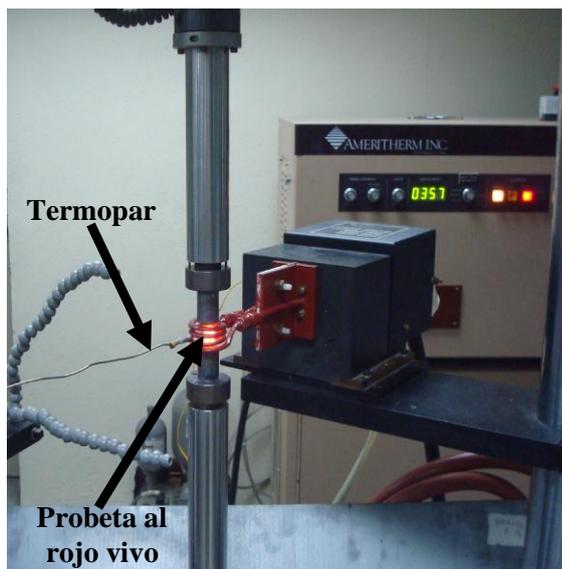


Figura 4.7. Probeta a 1000°C antes de ser deformada.

#### 4.6.3 Caracterización de la forma de los granos antes y después de la compresión

La forma de los granos de las muestras fue caracterizada mediante microscopía óptica antes y después de la deformación, para lo cual fue necesario realizar la metalografía de las muestras y atacarlas químicamente.

La preparación metalográfica consistió en lijar la superficie de la muestra que se desea observar con lijas de números 80, 120, 240, 320, 400, 500, 600, 800, 2400 y 4000 secuencialmente seguido de un pulido con paños y solución de alúmina de 1 y 0.5  $\mu\text{m}$  para obtener un acabado tipo espejo. Posteriormente se atacó la muestra utilizando nital, el cual se preparó con 3 ml de ácido nítrico y 100 ml de alcohol etílico grado reactivo. Finalmente se hicieron las observaciones en un microscopio marca *Nikon* con la ayuda de un analizador de imágenes marca *Clemex Image Analysis*, Figura 4.8.

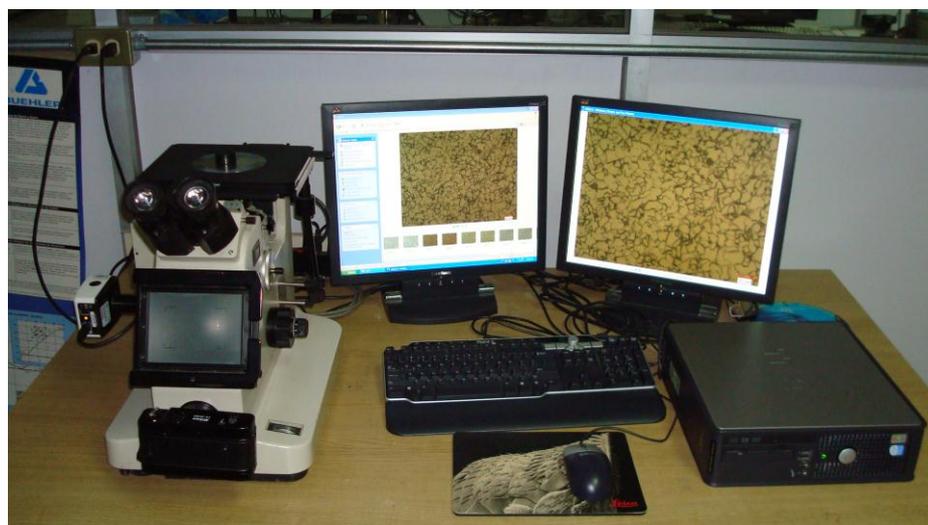


Figura 4.8. Microscopio óptico con analizador de imágenes.

## Referencias

1. R. Petrov, L. Kestens, P. C. Zambrano, M. P. Guerrero, R. Colás e Y. Houbaert. Microtexture of Thin Gauge Hot Rolled Steel Strip, ISIJ International, Vol. 43, No.3, (2003), pp. 378-385.
2. Carlos Antonio González Aro. Tesis de maestría, “Procesamiento de un acero libre de intersticiales para aplicaciones industriales”, Universidad Autónoma de Nuevo León, 152 h, San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Abril 2007.
3. L. Ryde. Application of EBSD to analysis of microstructures in commercial steels. Materials Science and Technology, Vol. 22, No. 11, (2006), pp. 1297-1306.
4. A. F. Gourgues-Lorenzon. Application of electron backscatter diffraction to the study of phase transformations, International Materials Reviews, Vol. 52, No. 2, (2007), pp. 65 -128.
5. S. Courtas, M. Grégoire, X. Federspiel, N. Bicaïs-Lepinay y C. Wyon. Electron BackScattered Diffraction (EBSD) use and applications in newest technologies development, Microelectronics Reliability, Vol. 46 (2006), pp. 1530–1535.
6. P. Van Houtte: User manual, MTM-FHM Software, Ver., 2 ed. by MTM-KULeuven, (1995).
7. ASTM, Elevated and Low Temperature Test, Vol. 03.01, West Conshohocken, PA, (1999).

# CAPÍTULO V

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN:

### ANÁLISIS DE TEXTURA DE ACEROS LAMINADOS

---

#### INTRODUCCIÓN

Durante la deformación plástica en caliente o en frío se produce con frecuencia una microestructura formada por granos alargados en dirección del esfuerzo aplicado. Durante dicha deformación los granos giran a la vez que se alargan haciendo que ciertas direcciones y planos cristalográficos se alineen con la dirección en la que se aplica el esfuerzo. En consecuencia, se desarrollan orientaciones preferenciales o textura. En procesos como el laminado, los granos se orientan en una dirección y en un plano cristalográfico preferido dando lugar a una textura de laminación.

En este capítulo se analizan y comparan el tamaño, la forma de los granos y la textura de láminas de cuatro tipos de acero utilizados en procesos industriales, estos aceros son: libre de intersticiales, convencional, al bajo silicio y microaleado al niobio. Como se mencionó en el capítulo anterior a los últimos tres aceros se les llamará aceros con bajo contenido de carbono.

Se presentan resultados de ensayos de compresión axisimétrica a altas temperaturas y caracterización de la forma de los granos antes y después de la deformación para el acero microaleado al niobio.

#### 5.1 EVALUACIÓN DE TAMAÑO DE GRANO

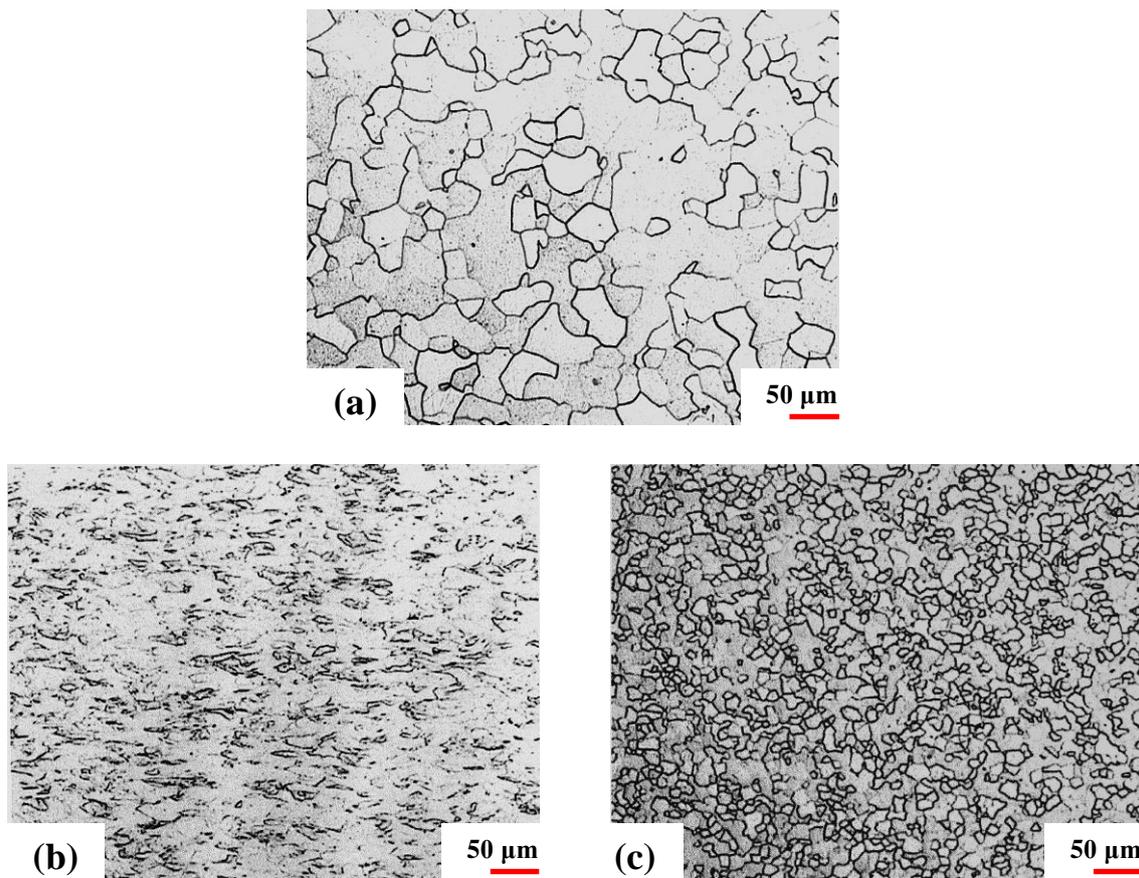
El tamaño y la forma de los granos del acero libre de intersticiales durante su procesamiento se determinaron mediante microscopía óptica. El proceso de este acero fue el siguiente: laminación en caliente, en frío y tratamiento térmico de recocido. La Figura 5.1 muestra las estructuras del acero libre de intersticiales para las diferentes etapas de su procesamiento. El tamaño de grano se midió usando la técnica de intersección y puede observarse en la Tabla 5.1.

**Tabla 5.1** Tamaño de grano del acero libre de intersticiales en diferentes etapas de procesamiento

| Acero libre de intersticiales | Tamaño de grano ( $\mu\text{m}$ ) |
|-------------------------------|-----------------------------------|
| Lamiado en caliente           | 28                                |
| Laminado en frío              | indeterminado                     |
| Condición de recocido         | 13                                |

La laminación en caliente se llevó a cabo a 960 °C. A esta temperatura se presenta la recrystalización en la región de la austenita y el crecimiento de los granos como se muestra en la Figura 5.1(a). La laminación en frío promueve una mezcla de granos deformados con distintos tamaños y son difíciles de medir porque algunos granos no presentan bordes bien definidos como se observa en la Figura 5.1(b).

Como se observa en las Figuras 5.1(a) y (c) el tamaño de grano del acero en condición de recocido es significativamente menor al tamaño de grano del acero laminado en caliente. Durante el recocido la estructura que fue trabajada en frío se transforma a estados de menor energía, para buscar un efecto de refinamiento de grano y preparar la lámina para procesos de embutido profundo.

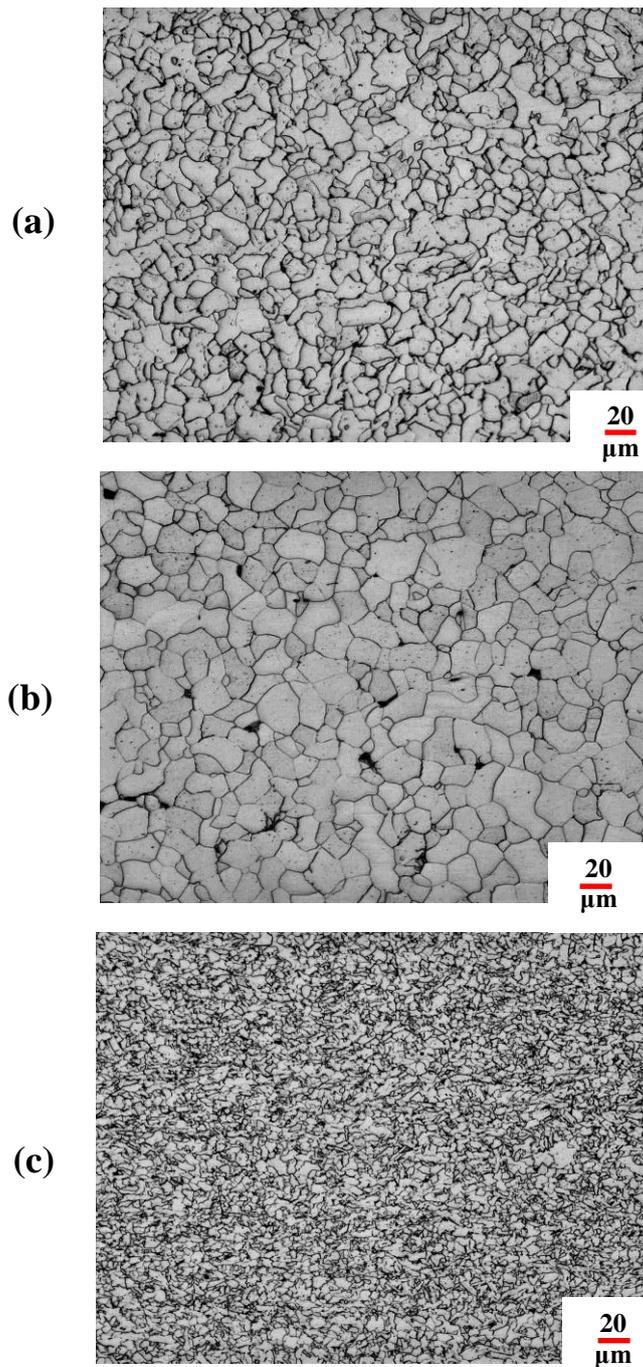


**Figura 5.1.** Granos del acero libre de intersticiales en tres etapas de su procesamiento: (a) laminación en caliente, (b) laminación en frío y (c) condición de recocido [5].

La Figura 5.2 muestra las microestructuras de los aceros con bajo contenido de carbono, laminados en caliente, la cual está formada por granos equiaxiales. Las imágenes se obtuvieron mediante microscopía óptica. El tamaño de grano promedio fue medido usando el método de intersección lineal. El tamaño promedio de los granos de los aceros convencional, al bajo silicio y microaleado al niobio son respectivamente de 10, 13.5 y 3 µm, ver Figuras 5.2(a), (b) y (c). El tamaño de grano del acero convencional es 25% menor al del acero al bajo silicio lo cual puede estar asociado con la alta temperatura de enrollado de este último acero (ver Tabla 4.2) que promueve el crecimiento de grano ferrítico [1].

El acero microaleado al niobio presenta el tamaño de grano más pequeño, 3.3 veces menor que el tamaño promedio del acero convencional y 4.5 veces menor que el del acero al bajo silicio.

Los carbonitruros de niobio precipitan en austenita durante la deformación en caliente a las temperaturas de trabajo y pueden impedir la recrystalización de la austenita durante el trabajado en caliente. Estos también pueden retardar el crecimiento del grano y favorecer el incremento en la tasa de nucleación durante la transformación a ferrita [2, 3].

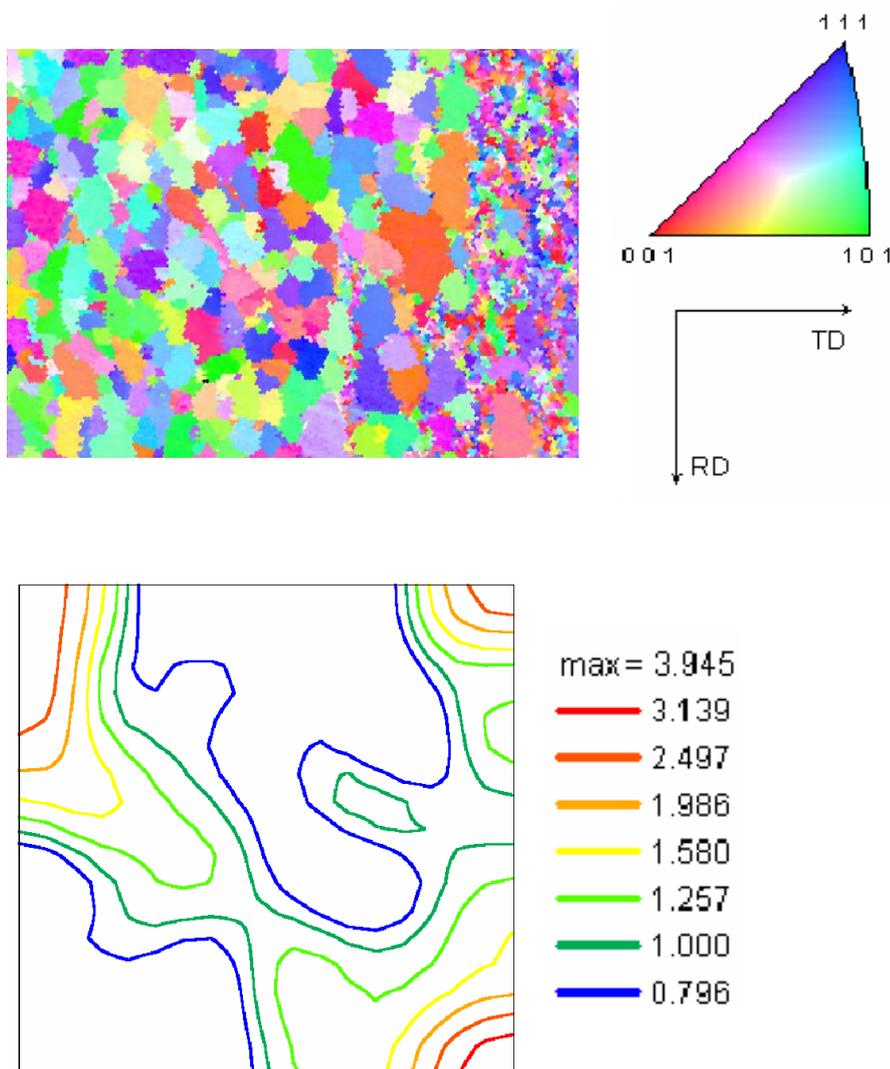


**Figura 5.2** Microestructuras de tres tipos de acero con bajo contenido de carbono laminado en caliente: (a) convencional, (b) al bajo silicio y (c) microaleado al niobio.

## 5.2 ANÁLISIS DE MICROTEXTURA: ODF Y MAPAS DE ORIENTACIÓN

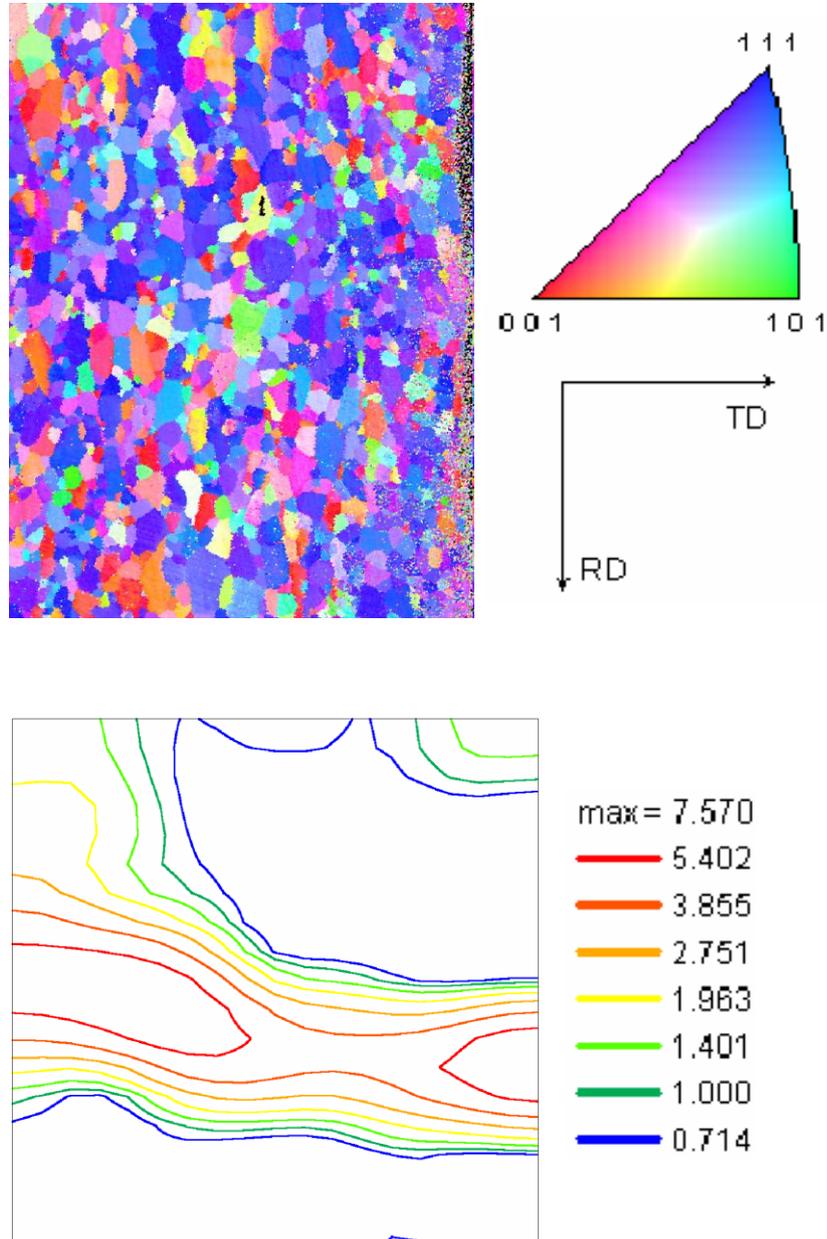
La formación de texturas de recristalización  $\{111\} \langle uvw \rangle$  en chapa de acero desempeñan un papel importante en el embutido profundo de la lámina. Bajo ciertas condiciones de procesamiento termomecánico, la textura de recristalización de aceros libre de intersticiales es  $\{111\} \langle 112 \rangle$ , mientras que en otras circunstancias se forma la textura  $\{111\} \langle 110 \rangle$ .

La Figura 5.3 muestra el mapa de orientación y ODF del acero libre de intersticiales laminado en caliente. El mapa de orientación muestra principalmente granos con direcciones  $\langle 101 \rangle$  (en verde) y en menor proporción granos con direcciones  $\langle 001 \rangle$  (en rojo) y  $\langle 111 \rangle$  (en azul). El ODF muestra el componente Goss en el vértice inferior derecho y cubo rotado en los vértices superiores.



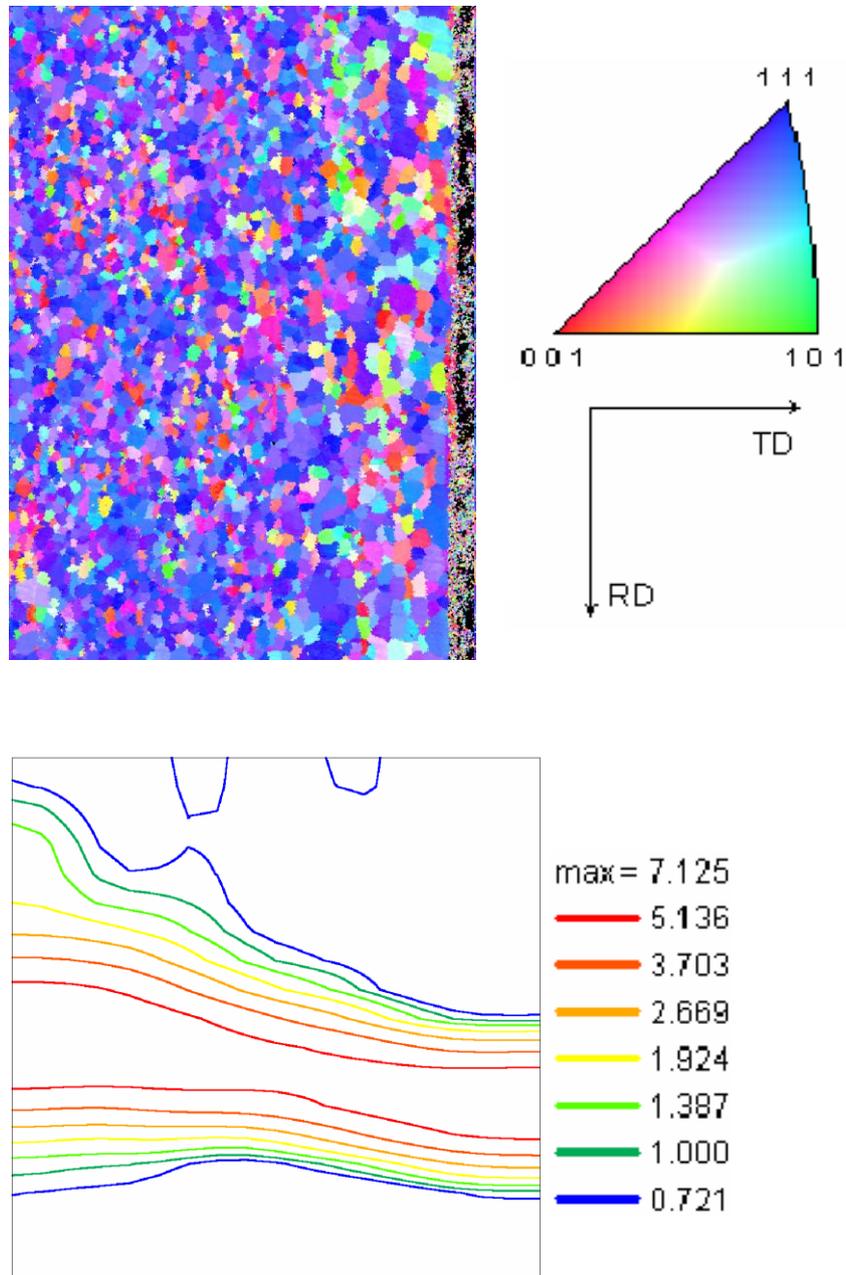
**Fig. 5.3.** (a) Mapa de orientación del acero libre de intersticiales laminado en caliente. (b) ODF en la sección  $\phi_2$  igual a  $45^\circ$  en  $S = 0$  y  $S = 1$ . (c) ODF a  $\phi_2$  igual a  $45^\circ$  en toda el área.

La Figura 5.4 muestra el mapa de orientación y ODF del acero libre de intersticiales laminado en frío. El mapa de orientación revela que las direcciones  $\langle 111 \rangle$  (en azul) se encuentran distribuidas en mayor proporción que las direcciones  $\langle 001 \rangle$  (en rojo). El ODF muestra la fibra  $\{111\}\langle uvw \rangle$ , fibra  $\gamma$ , con un máximo en  $\{111\}\langle 112 \rangle$  igual a 7.5X y el componente cubo rotado  $\{001\}\langle 110 \rangle$  con una intensidad igual a 1.4X.



**Fig. 5.4** Mapa de orientación del acero libre de intersticiales laminado en frío y ODF en la sección  $\phi_2$  igual a  $45^\circ$ .

La Figura 5.5 muestra el mapa de orientación y ODF del acero libre de intersticiales en condición de recocido. El mapa de orientación revela que las direcciones  $\langle 111 \rangle$  (en azul) se encuentran distribuidas homogéneamente a lo largo del espesor de la lámina y que esta dirección predomina en la microtextura del material. El ODF muestra la fibra  $\gamma$  que se extiende desde  $(111) [1\bar{1}0]$  hasta  $(111) [\bar{1}\bar{1}2]$ .



**Fig. 5.5** Mapa de orientación del acero libre de intersticiales en condición de recocido y ODF en la sección  $\phi_2$  igual a  $45^\circ$ .

Los mapas de orientación, del acero libre de intersticiales, confirman el refinamiento del tamaño de grano que había sido observado anteriormente mediante microscopía óptica, ver Figura 5.1. Los ODF muestran que el componente Goss, presente en la etapa de laminación en caliente, desaparece en la etapa de laminación en frío y los componentes cubo y cubo rotado desaparecen con el tratamiento de recocido. El componente Goss es un indicador de la recrystalización del material durante la laminación en caliente.

Durante la laminación en frío los granos recrystalizados se orientan preferencialmente a lo largo de la dirección normal (ND por sus siglas en inglés; *Normal Direction*) y de la dirección de laminación (RD por sus siglas en inglés; *Rolling Direction*). En los ODF de las Figuras 5.4 y 5.5 se puede observar la fibra  $\gamma$  desde la componente  $\{111\} \langle 110 \rangle$  hasta la componente  $\{111\} \langle 112 \rangle$  con una intensidad superior a 7X. La combinación del reforzamiento de la fibra  $\gamma$  y la desaparición del componente cubo rotado, en la condición de recocido, traerá un efecto favorable para el valor de  $r$  que será determinado en la sección 5.4.

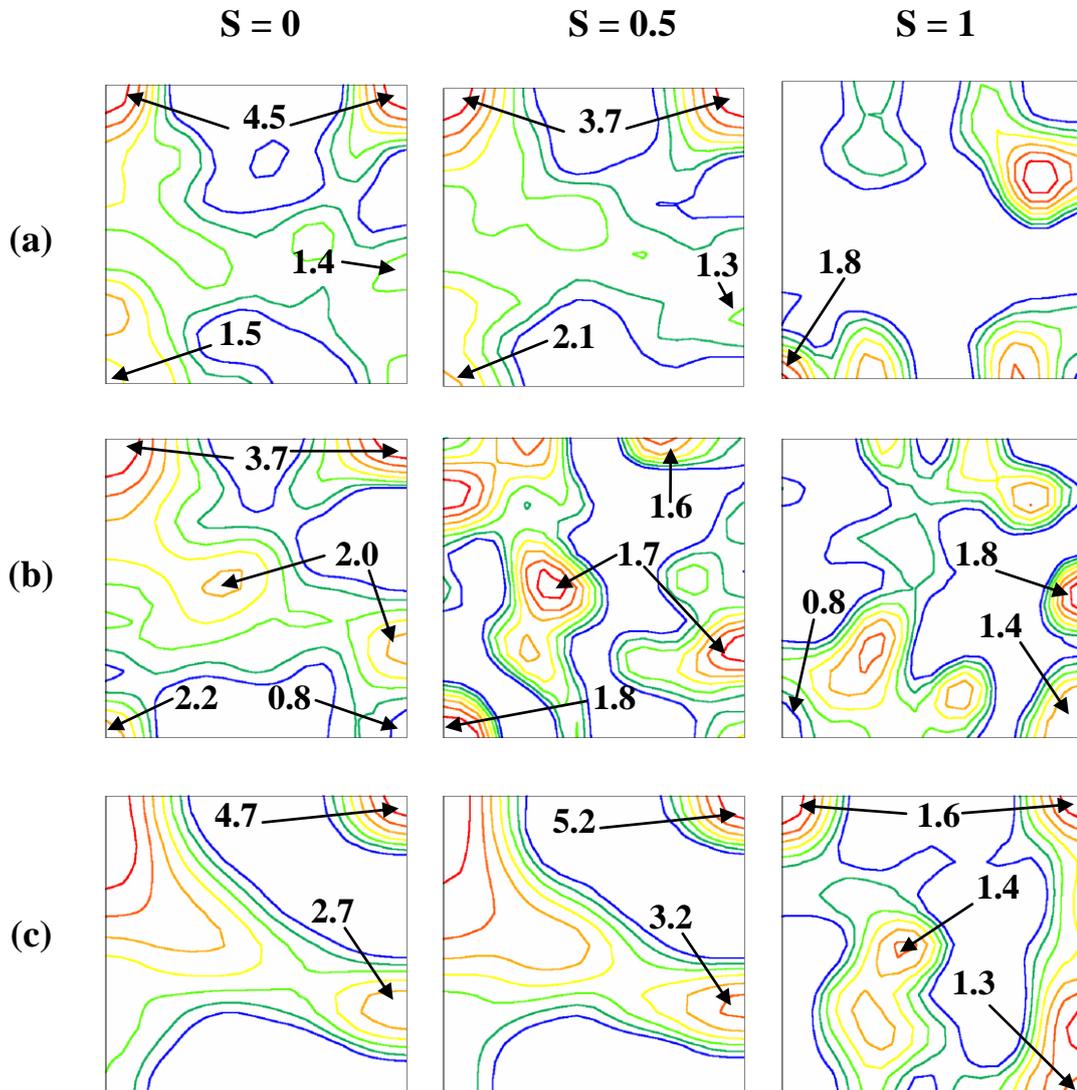
La microtextura en los tres aceros con bajo contenido de carbono laminados en caliente fue medida a lo largo del espesor de cada muestra en las posiciones  $S$  igual a 0, 0.5 y 1 como se mencionó en la sección 4.3. La Figura 5.6 muestra los ODF en la sección  $\phi_2$  igual a  $45^\circ$  (notación de Bunge) correspondientes al acero convencional (**a**), acero al bajo silicio (**b**) y acero microaleado al niobio (**c**).

Los ODF de cada uno de los aceros muestran componentes similares para las posiciones  $S$  igual a 0 y 0.5, mientras que los diagramas de la superficie ( $S = 1$ ) son diferentes. El ODF del acero convencional en la sección central, Figura 5.6(**a**), muestra un máximo de 4.5X (1X representa una textura totalmente aleatoria o gris) para el componente  $\{001\} \langle 110 \rangle$ , dicho componente corresponde a la orientación cubo rotado. La presencia del componente cubo rotado puede deberse tanto a la transformación del componente cubo  $\{001\} \langle 010 \rangle$  de austenita recrystalizada como a la transformación del componente latón  $\{110\} \langle 112 \rangle$  de austenita deformada. El componente de transformación  $\{111\} \langle 112 \rangle$  se puede observar en el ODF con una intensidad de 1.4X; este componente proviene de austenita deformada [4,5,6]. La intensidad del componente Goss rotado; el cual es originado a partir del componente cubo  $\{001\} \langle 010 \rangle$  de austenita recrystalizada, se incrementa de 1.5X a 2.1X en las secciones  $S$  igual a 0 y  $S$  igual a 0.5 respectivamente.

Los diagramas ODF del acero al bajo silicio se ilustran en la Figura 5.6(**b**). En el centro del espesor el componente cubo rotado está presente con una intensidad de 3.7X y los componentes con ángulos de Euler  $\phi_1=37^\circ$ ,  $\Phi=41.5^\circ$ ,  $\phi_2=45^\circ$  y  $\{332\} \langle 113 \rangle$  muestran una intensidad de 2X. En la sección  $S$  igual a 0.5 se observa un decremento en la intensidad del componente  $\{332\} \langle 113 \rangle$ . En la superficie el componente  $\{334\} \langle 223 \rangle$  está presente con una intensidad de 1.8X. En las tres posiciones se observan los componentes Goss y Goss rotado. La presencia de las componentes Goss y Goss rotado es una señal que la austenita recrystalizó antes de transformar a ferrita. [7].

La Figura 5.6(**c**) muestra la textura del acero microaleado al niobio. En la sección central, la intensidad máxima, 4.7X, se observa en el componente cubo rotado  $\{001\} \langle 110 \rangle$  y 2.7X para el componente  $\{332\} \langle 113 \rangle$ , originados del componente latón  $\{110\} \langle 112 \rangle$  de austenita deformada [4,5,6]. En la sección  $S$  igual a 0.5, la

intensidad de los componentes cubo rotado y  $\{332\} \langle 113 \rangle$  se incrementa a 5.2X y 3.2X respectivamente. En la superficie se observan los componentes de textura  $\{334\} \langle 263 \rangle$  con una intensidad de 1.4X, Goss con 1.3X y cubo rotado con 1.6X.



**Figura 5.6.** ODF en la sección  $\phi_2$  igual a  $45^\circ$  de los aceros con bajo contenido de carbono: (a) convencional, (b) al bajo silicio y (c) microaleado al niobio, en tres posiciones diferentes.

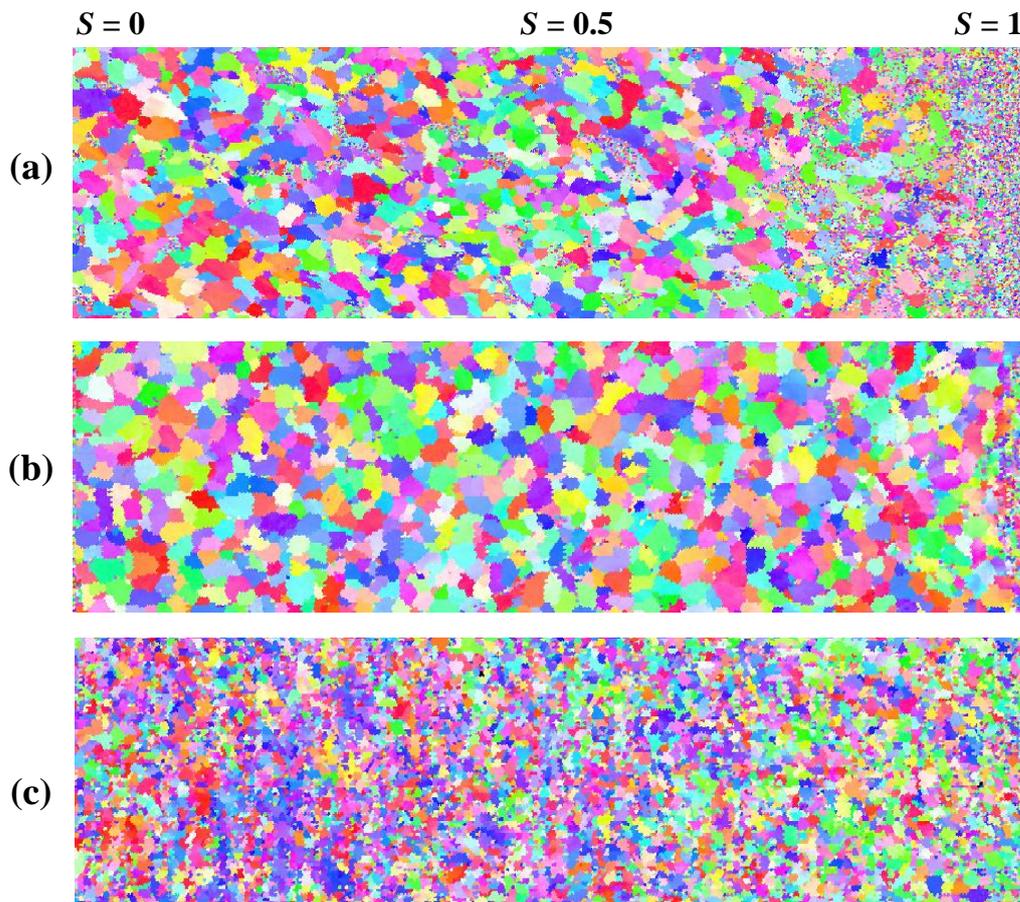
Los componentes observados en la sección  $S = 1$  de los ODF, Figura 5.6, resultan de la deformación cortante en la superficie de la lámina debido a la fricción entre los rodillos de trabajo y la chapa de acero. Este efecto se puede observar en la sección  $S = 1$  de los mapas de orientación en la Figura 5.7.

Las componentes de transformación latón, producidas a partir de austenita deformada, se presenta con mayor intensidad en el acero microaleado al niobio. El niobio es un elemento que retarda la recrystalización durante el trabajado en caliente favoreciendo las componentes de textura en ferrita provenientes de austenita deformada.

En el acero microaleado al niobio se forma la fibra de transformación que corre de derecha a izquierda del ODF, Figura 5.6 (c) para  $S = 0$  y  $S = 0.5$ , a diferencia de los aceros convencional y al bajo silicio donde la fibra no está completamente definida.

La fibra de transformación, Figura 5.6(c), incluye los componentes  $\{332\} \langle 113 \rangle$  y  $\{112\} \langle 131 \rangle$ . El primer componente se considera como una orientación favorable para el proceso de embutición mientras que el segundo, junto con el componente cubo rotado que está fuera de la fibra, se consideran como orientaciones que disminuyen el valor  $r$ . Por lo tanto, el valor de  $r$  dependerá de las intensidades de las componentes como se describe a continuación: el componente  $\{332\} \langle 113 \rangle$  presenta, en la sección  $S = 0.5$ , una intensidad igual a 3.2X mientras que el componente cubo rotado se presenta con una intensidad igual a 5.2X, en tanto que el componente  $\{112\} \langle 131 \rangle$  se presenta poco definido.

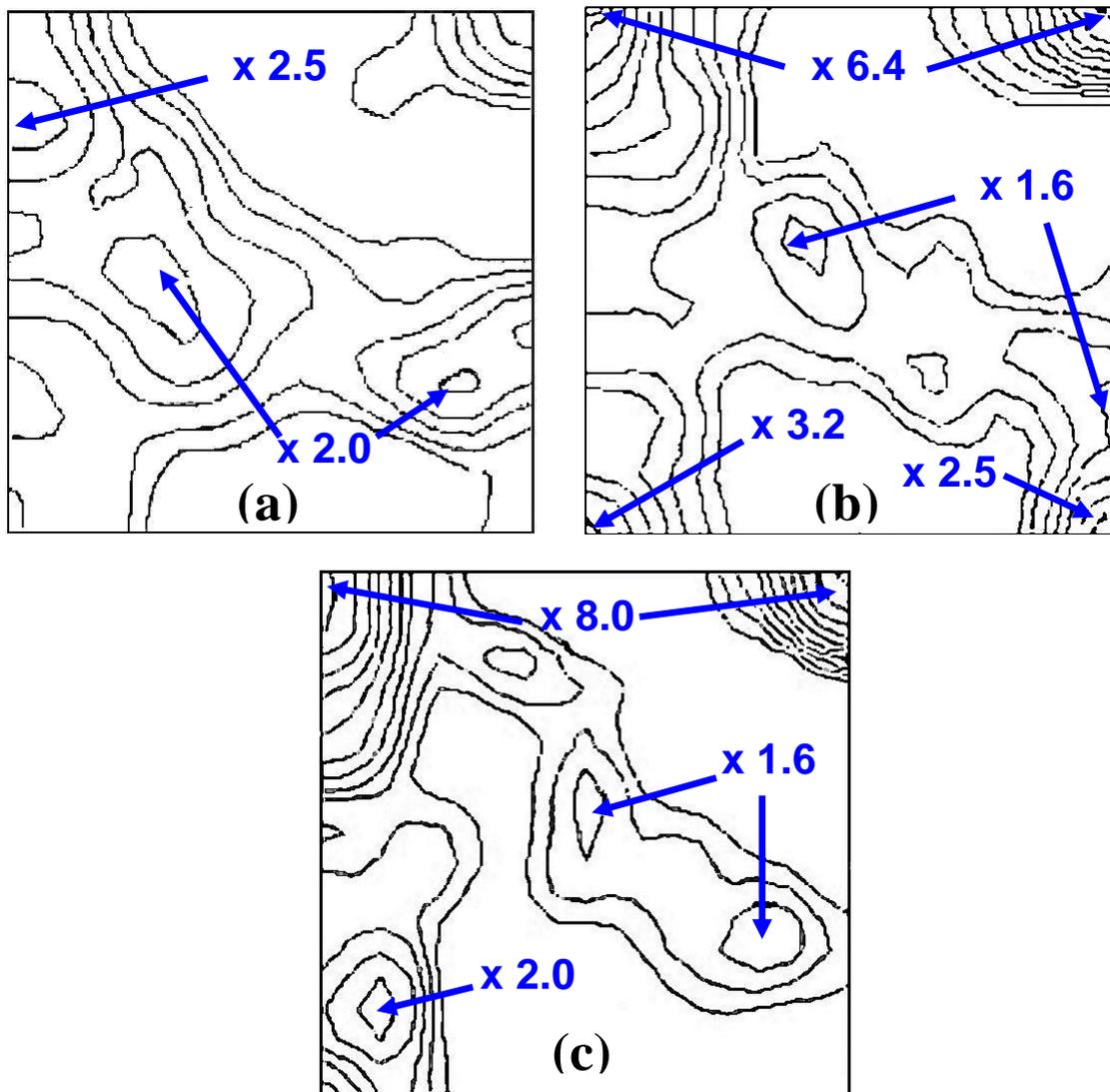
Los mapas de orientación de la Figura 5.7 muestran las diferencias entre el tamaño de grano en la superficie y en la mitad del espesor de las láminas. Los granos de la superficie son de menor tamaño que los que se encuentran en la mitad del espesor, esto se asocia con las texturas medidas en tres puntos del espesor y mostradas en la Figura 5.6. El tamaño de grano pequeño, los componentes Goss y Goss rotado presentes en la superficie se deben a las condiciones de fricción, causadas por el contacto con los rodillos de laminación, y la mayor tasa de enfriamiento en esta porción de las láminas. Estas condiciones llevan a tener en la superficie una textura gris o totalmente aleatoria.



**Fig. 5.7.** Distribución esquemática de la variación del tamaño de grano en los aceros (a) convencional, (b) al bajo silicio y (c) microaleado al niobio, en función del parámetro  $S$ .

La figura 5.8 muestra los ODF para lámina de acero convencional de tres calibres: 2.69 mm, 1.92 mm y 1.06 mm. La intensidad del componente cubo rotado  $\{001\} \langle 110 \rangle$  aumenta con la reducción en el espesor de la lámina debido al incremento de la deformación.

La figura 5.9 muestra los ODF para lámina de acero microaleado al niobio de dos calibres: 2.18 mm y 1.6 mm. Igual que en el acero convencional, el componente cubo rotado aumenta al disminuir el espesor de la lámina. La intensidad del componente  $\{332\} \langle 113 \rangle$ , originado del componente latón  $\{110\} \langle 112 \rangle$  de austenita deformada, permanece prácticamente igual al pasar de 2.18 mm a 1.6 mm de espesor.



**Fig. 5.8.** ODF en la sección  $\phi_2$  igual a  $45^\circ$  de tres calibres de acero convencional: 2.69 mm (a), 1.92 mm (b), y 1.06 mm (c).

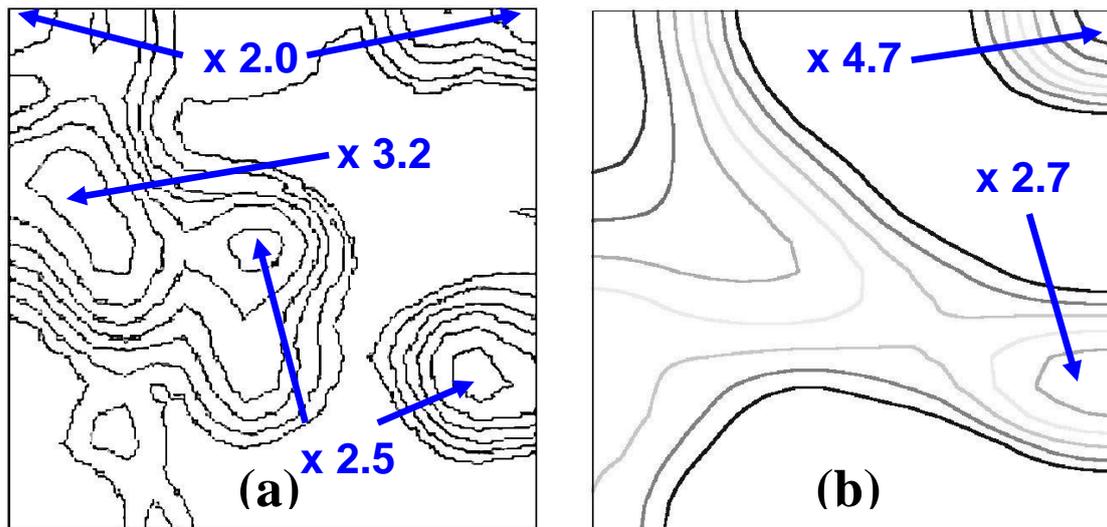


Fig. 5.9. ODF a  $\phi_2$  igual a  $45^\circ$  de dos calibres de acero microaleado al niobio: 2.18 mm (a), 1.6 mm (b).

### 5.3 ANÁLISIS DE MACROTEXTURA

Con la finalidad de comparar la orientación cristalográfica a micro y macro escala, se realizó el análisis de macrotextura en las muestras de acero con bajo contenido de carbono. La Figura 5.10 muestra los ODF de macrotextura, obtenidos mediante difracción de rayos X y utilizando el programa MTM-FHM [8].

Los ODF de macrotextura de la Figura 5.10 son equiparables a los ODF de microtextura de la Figura 5.6, para las posiciones  $S$  igual a 0 y 0.5. Se puede decir que la microtextura es representativa de la orientación cristalográfica promedio de toda la muestra.

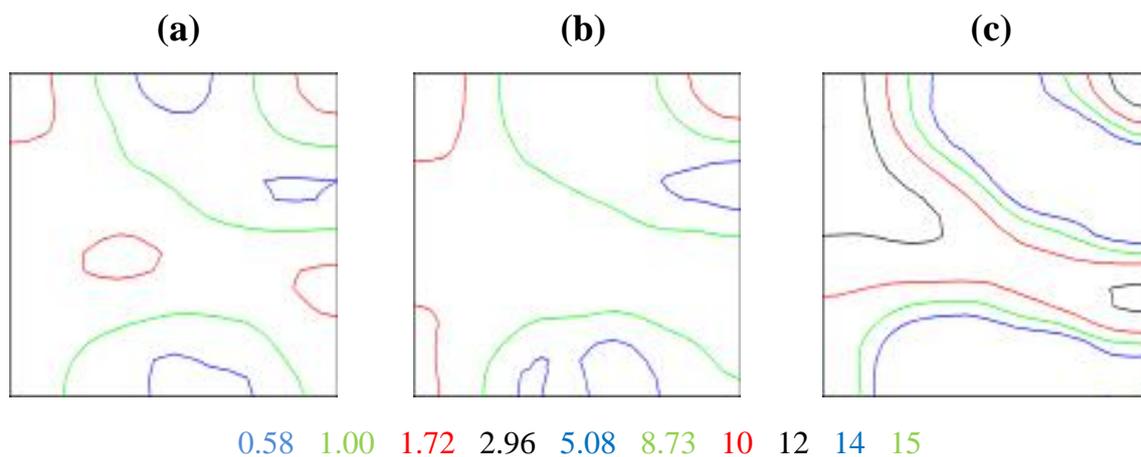


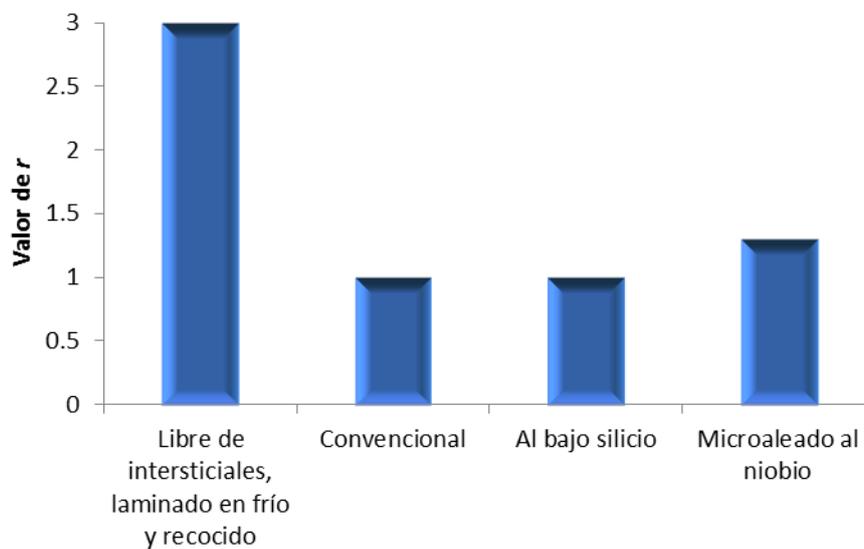
Fig. 5.10. ODF obtenido mediante difracción de rayos X de acero convencional (a), al bajo silicio (b) y microaleado al niobio (c).

## 5.4 PARAMETRO $r$

El valor del parámetro  $r$  fue medido a  $45^\circ$  con respecto a la dirección de laminación para los diferentes aceros y fue calculado usando el modelo de Taylor por medio del software MTM-FHM [8].

En la figura 5.11 se observa que el valor más grande del parámetro  $r$  se presenta en el acero libre de intersticiales laminado en frío y en condición de recocido ( $r = 3$ ). Este gran valor de  $r$  está relacionado con la textura del material, que como se presentó en la sección 5.2 consiste de la fibra  $\gamma$  con una intensidad igual a 7.1X en las orientaciones que son deseables para favorecer el proceso de embutido profundo, ver Figura 5.5.

Los valores de  $r$  de los aceros con bajo contenido de carbono están relacionados con sus texturas de laminación en caliente. El valor de  $r$  de los aceros convencional y al bajo silicio es igual a 1 mientras que el del acero microaleado al niobio es igual a 1.3. Los bajos valores de  $r$  en los aceros convencional y al bajo silicio se deben a la baja intensidad del componente  $\{332\} \langle 113 \rangle$ . La intensidad del componente  $\{332\} \langle 113 \rangle$  del acero microaleado al niobio es mayor a la de los aceros convencional y al bajo silicio, sin embargo la alta intensidad del componente cubo rotado en el acero microaleado al niobio disminuye el valor de  $r$ .



**Fig. 5.11.** Valores del parámetro  $r$  para los diferentes aceros en estudio.

## 5.5 COMPRESIÓN AXISIMÉTRICA A ALTA TEMPERATURA DEL ACERO MICROALEADO AL NIOBIO

El niobio ha sido identificado como la causa de la pérdida de la ductilidad a alta temperatura en estos aceros [9], pero removerlo de la estructura provocaría pérdidas en las propiedades mecánicas de la aleación a temperatura ambiente.

Mediante el análisis de los ODF de microtextura de los aceros con bajo contenido de carbono, se pudo observar que el acero microaleado al niobio presenta la mayor intensidad del componente  $\{332\} \langle 113 \rangle$ , ver la Figura 5.6. Este componente favorece el valor del parámetro  $r$ , sin embargo la alta intensidad del componente cubo rotado en este acero disminuye el valor de  $r$ , como se describió en la sección 5.4.

Para tener más elementos que permitan entender el efecto de la temperatura y la rapidez de deformación sobre las propiedades mecánicas del acero microaleado al niobio, se estudió su comportamiento mediante compresión axisimétrica a 700, 800, 900, 1000 y 1100°C. También se presentan las microestructuras del material antes y después de la deformación.

### 5.5.1 Curvas esfuerzo-deformación

Las Figuras 5.12 a la 5.16 muestran las curvas esfuerzo-deformación de la compresión axisimétrica del acero microaleado al niobio usando tres rapidezces de deformación: 1, 0.1 y 0.01 s<sup>-1</sup>. Los ensayos se realizaron a 700, 800, 900, 1000 y 1100°C respectivamente. Se puede observar que los valores de esfuerzo dependen de las diferentes temperaturas y rapidezces de deformación.

Los valores de  $A_{c1}$  y  $A_{c3}$  se determinaron a partir de las ecuaciones propuestas por Andrews y Kasatkin [10,11]. Estos valores se obtuvieron a partir de la composición química del acero microaleado al niobio y se muestran en la Tabla 5.2. Los valores de  $A_{c1}$  y  $A_{c3}$  indican que la ferrita y cementita fueron las fases presentes durante la deformación a 700°C, la ferrita y austenita durante la deformación a 800°C y la austenita durante las deformaciones llevadas a cabo a 900, 1000 y 1100°C.

**Tabla 5.2** Valores de  $A_{c1}$  y  $A_{c3}$  determinados a partir de las ecuaciones propuestas por Andrews y Kasatkin.

| Punto crítico | Andrews °C | Kasatkin y colaboradores °C |
|---------------|------------|-----------------------------|
| $A_{c1}$      | 714.9      | 714.6                       |
| $A_{c3}$      | 861.6      | 881.1                       |

En las muestras deformadas a 700°C, Figura 5.12, los valores de esfuerzo para la rapidez de 0.1 s<sup>-1</sup> son ligeramente mayores que los valores de esfuerzo para la rapidez de 1 s<sup>-1</sup>. Este comportamiento indica que el material presenta sensibilidad inversa a la deformación debido al envejecimiento por deformación dinámica, que en los metales cúbicos centrados en el cuerpo está relacionado con el movimiento de las dislocaciones y con la interacción entre los átomos de carbono y nitrógeno [12].

Para las demás temperaturas se observa que al aumentar la velocidad de deformación se incrementa el esfuerzo, Figuras 5.13 a la 5.16. Los valores de esfuerzo que corresponden a cuatro deformaciones que son: 0.1, 0.2, 0.3 y 0.4, se encuentran resumidos en la Tabla 5.3.

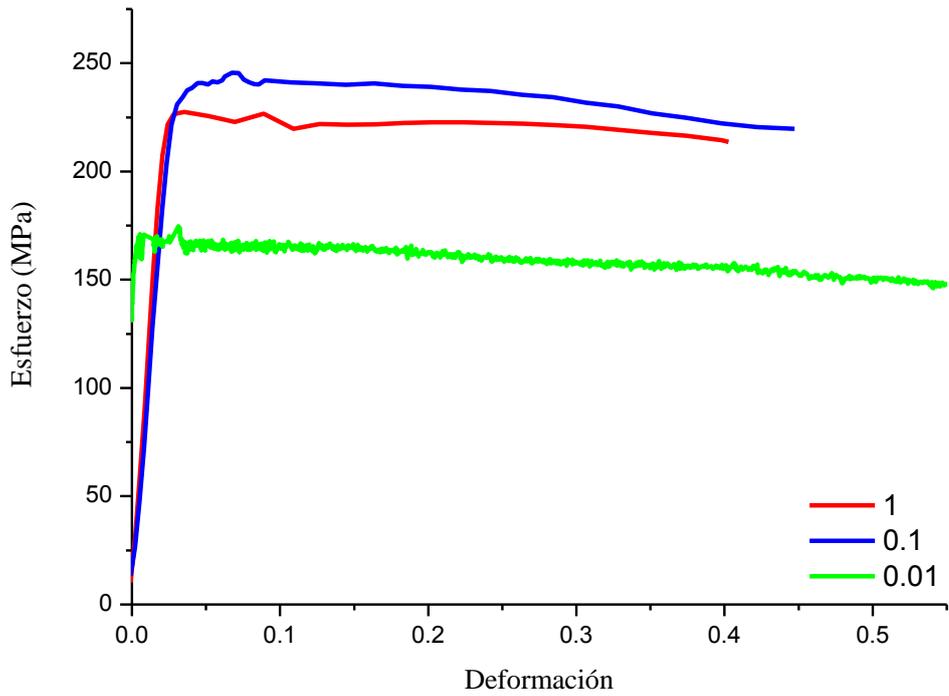
La temperatura de solución de los carbonitruros de niobio (NbCN) es alrededor de 1000°C. Esta temperatura se determinó mediante las ecuaciones propuestas por Irvine y Meyer [13,14]. Las gráficas correspondientes a una rapidez de deformación de 0.01 s<sup>-1</sup>, ensayadas a 1000 y 1100 °C, ver Figuras 5.15 y 5.16, muestran el pico de recristalización dinámica aproximadamente a 0.1 de deformación. Este pico puede ser observado, aunque con menor intensidad, en las mismas gráficas para las rapidezces de deformación de 0.1 y 1 s<sup>-1</sup> cuando la cantidad de deformación es mayor.

Los carbonitruros de niobio precipitan por debajo de los 1000°C. Estos precipitados contribuyen a suprimir la recristalización y por lo tanto, el mecanismo térmicamente activado que promueve la restauración de la microestructura de las muestras deformadas a 900, 800 y 700°C es la recuperación, mediante el ordenamiento o eliminación de defectos lineales o puntuales. [15-24]

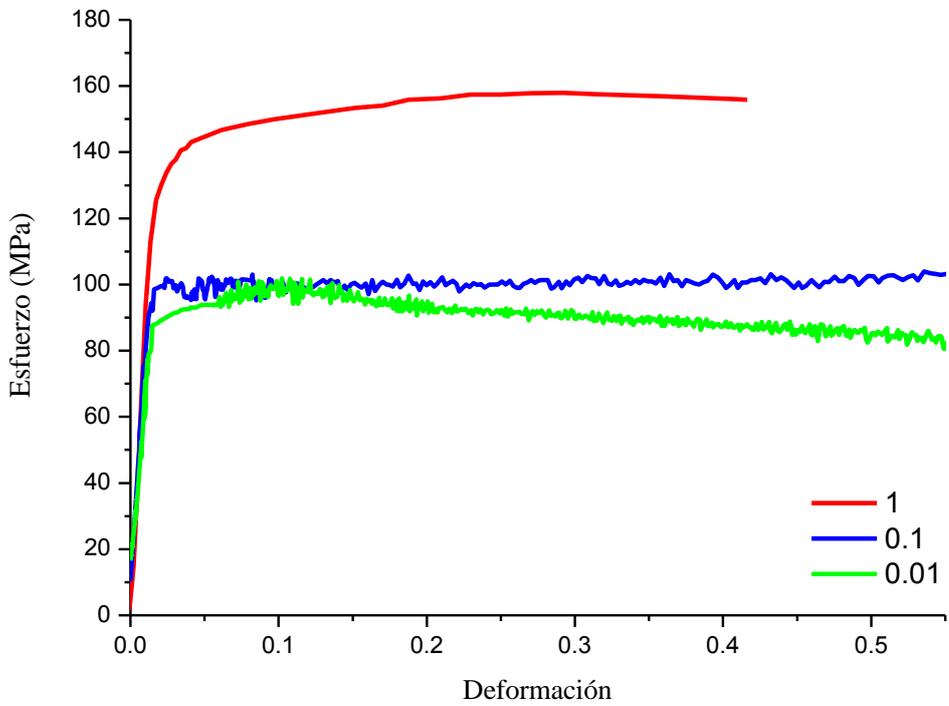
Los precipitados de NbCN, producidos en la región de baja temperatura de austenita, incrementan la resistencia a la deformación. Las curvas esfuerzo-deformación de la muestra deformada a 900°C, ver Figura 5.14, muestran un comportamiento típico de endurecimiento por deformación y recuperación dinámica [25].

Durante la deformación en la región de dos fases ( $\gamma + \alpha$ ), se lleva a cabo la recuperación en los granos austeníticos y ferríticos [24]. En la muestra deformada a 800°C con una rapidez de deformación igual a 0.01 s<sup>-1</sup>, Figura 5.13, se observa que el esfuerzo decrece con el incremento de la deformación. Este comportamiento se debe a la mayor deformación en los granos de ferrita.

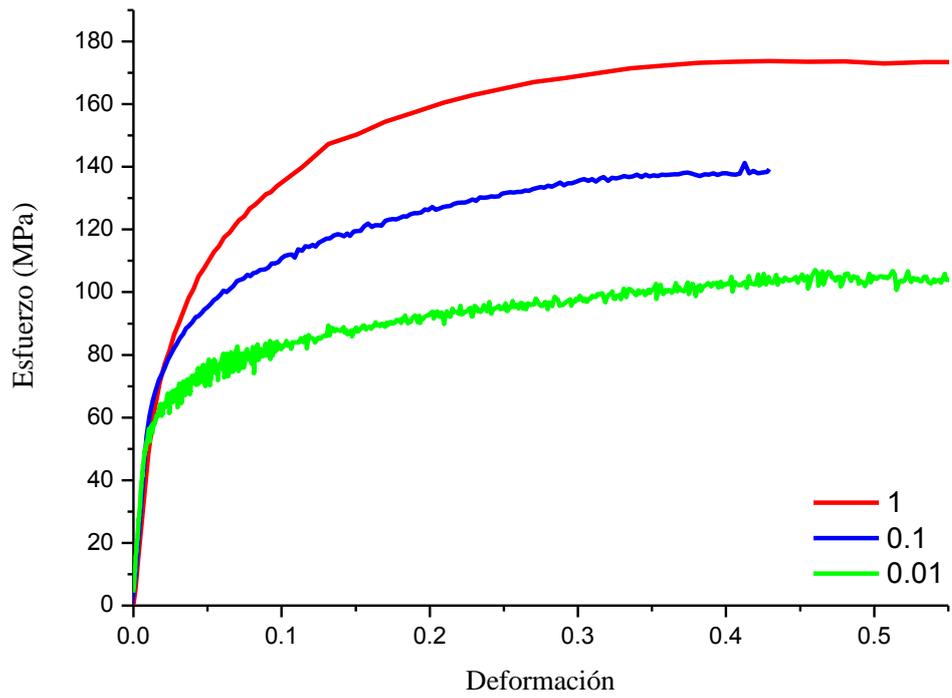
Como se observa en la Tabla 5.2, la muestra deformada a 700°C presenta los valores de esfuerzo más altos. El propósito de la deformación en caliente en la región de ferrita y cementita es incrementar la resistencia mediante el endurecimiento de los granos ferríticos y la presencia de la cementita.



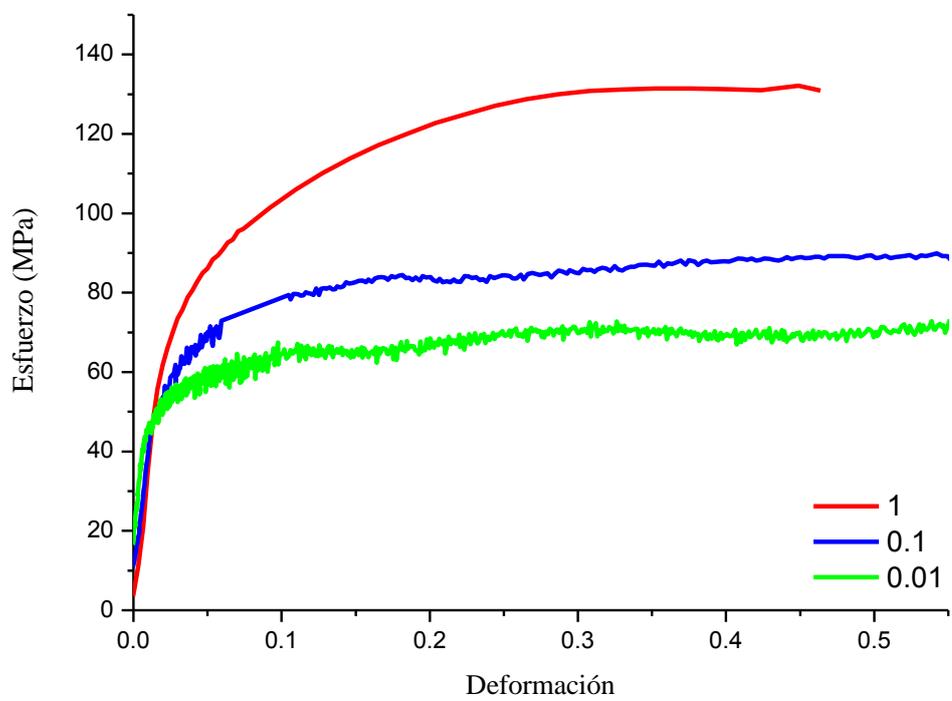
**Figura 5.12.** Curvas esfuerzo-deformación del acero microaleado al niobio a 700°C.



**Figura 5.13.** Curvas esfuerzo-deformación del acero microaleado al niobio a 800°C.



**Figura 5.14.** Curvas esfuerzo-deformación del acero microaleado al niobio a 900°C.



**Figura 5.15.** Curvas esfuerzo-deformación del acero microaleado al niobio a 1000°C.

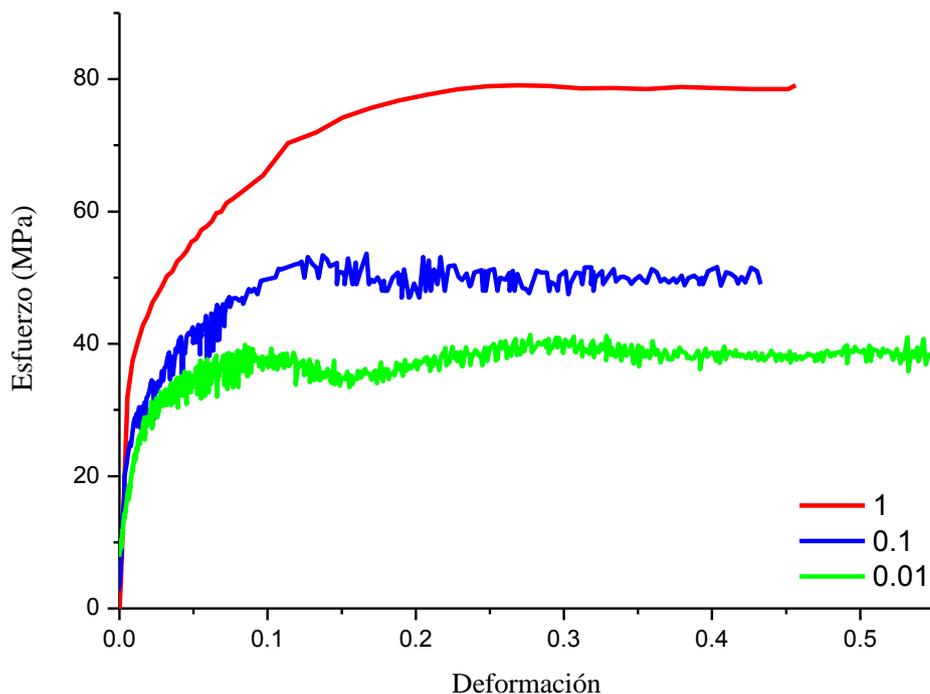


Figura 5.16. Curvas esfuerzo-deformación del acero microaleado al niobio a 1100°C.

Tabla 5.3 Valores de esfuerzo para cuatro deformaciones del acero microaleado al niobio comprimido a diferentes temperaturas y rapidezces de deformación.

| Esfuerzos (MPa) de muestras deformadas a 700 °C |             |     |     |     |
|---|-------------|-----|-----|-----|
| Velocidad de deformación                        | Deformación |     |     |     |
|   | 0.1         | 0.2 | 0.3 | 0.4 |
| 1 s <sup>-1</sup>                               | 220         | 222 | 221 | 214 |
| 0.1 s <sup>-1</sup>                             | 241         | 239 | 232 | 222 |
| 0.01 s <sup>-1</sup>                            | 166         | 163 | 158 | 156 |

| Esfuerzos (MPa) de muestras deformadas a 800 °C |             |     |     |     |
|---|-------------|-----|-----|-----|
| Velocidad de deformación                        | Deformación |     |     |     |
|   | 0.1         | 0.2 | 0.3 | 0.4 |
| 1 s <sup>-1</sup>                               | 150         | 156 | 158 | 157 |
| 0.1 s <sup>-1</sup>                             | 100         | 100 | 102 | 101 |
| 0.01 s <sup>-1</sup>                            | 99          | 92  | 90  | 89  |

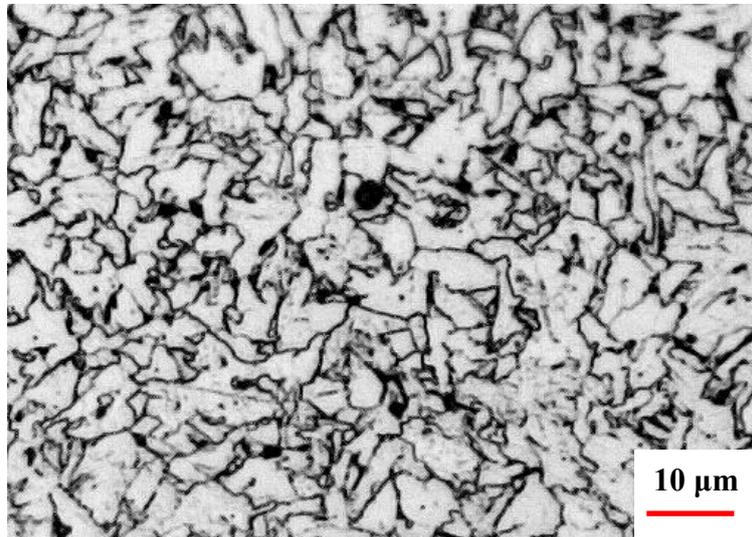
| Esfuerzos (MPa) de muestras deformadas a 900 °C |             |     |     |     |
|---|-------------|-----|-----|-----|
| Velocidad de deformación                        | Deformación |     |     |     |
|   | 0.1         | 0.2 | 0.3 | 0.4 |
| 1 s <sup>-1</sup>                               | 135         | 160 | 170 | 173 |
| 0.1 s <sup>-1</sup>                             | 110         | 127 | 136 | 138 |
| 0.01 s <sup>-1</sup>                            | 83          | 92  | 97  | 102 |

| Esfuerzos (MPa) de muestras deformadas a 1000 °C |             |     |     |     |
|--|-------------|-----|-----|-----|
| Velocidad de deformación                         | Deformación |     |     |     |
|  | 0.1         | 0.2 | 0.3 | 0.4 |
| 1 s <sup>-1</sup>                                | 103         | 122 | 130 | 131 |
| 0.1 s <sup>-1</sup>                              | 76          | 84  | 86  | 86  |
| 0.01 s <sup>-1</sup>                             | 64          | 68  | 68  | 67  |

| Esfuerzos (MPa) de muestras deformadas a 1100 °C |             |     |     |     |
|--|-------------|-----|-----|-----|
| Velocidad de deformación                         | Deformación |     |     |     |
|  | 0.1         | 0.2 | 0.3 | 0.4 |
| 1 s <sup>-1</sup>                                | 66          | 76  | 78  | 78  |
| 0.1 s <sup>-1</sup>                              | 50          | 50  | 50  | 50  |
| 0.01 s <sup>-1</sup>                             | 37          | 37  | 40  | 38  |

### 5.5.2 Caracterización de la forma de los granos antes y después de la compresión

La microestructura del acero microaleado al niobio antes de la compresión axisimétrica se muestran en la Figura 5.17. En esta figura se observan los granos ferríticos producto de la transformación de austenita con un tamaño igual a 7  $\mu\text{m}$ .

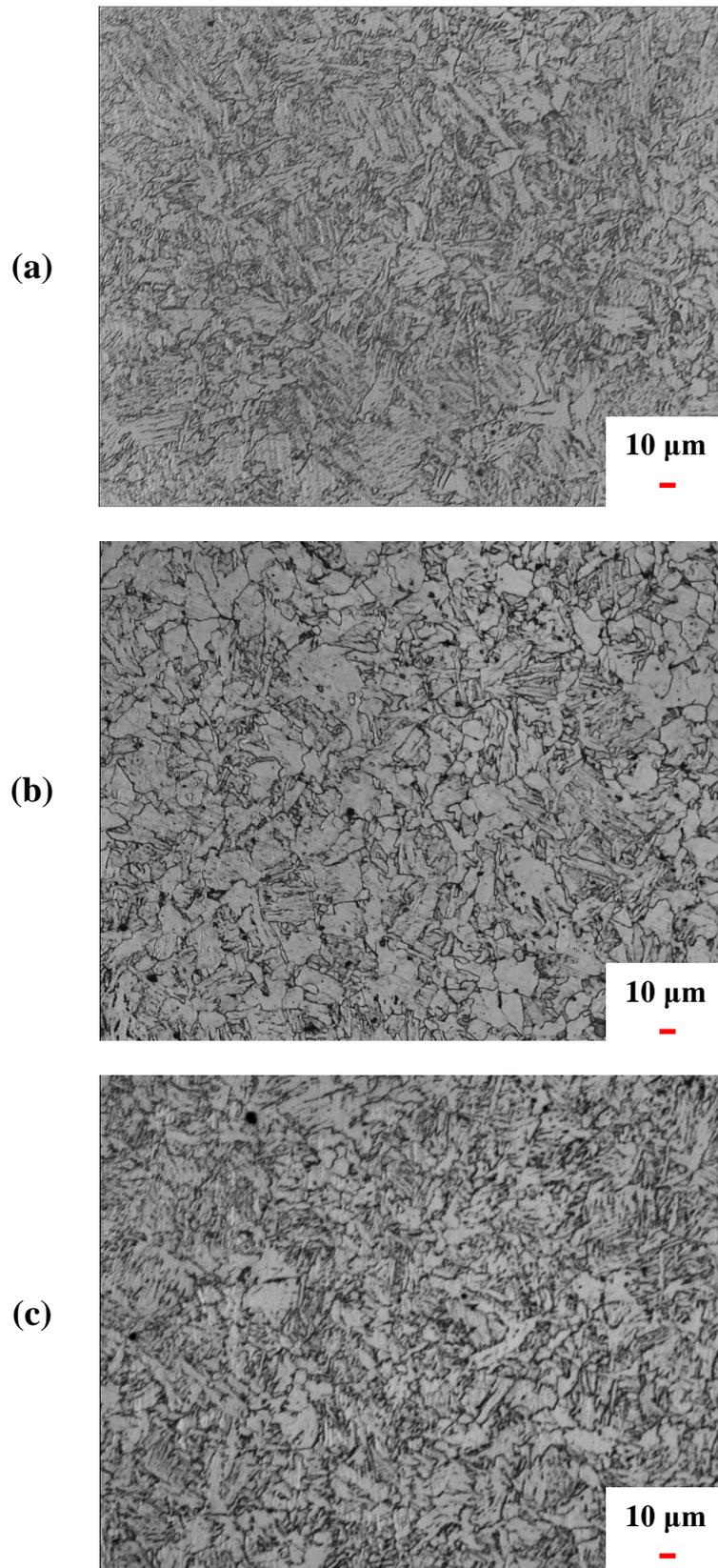


**Figura 5.17.** Microestructuras del acero microaleado al niobio sin deformar.

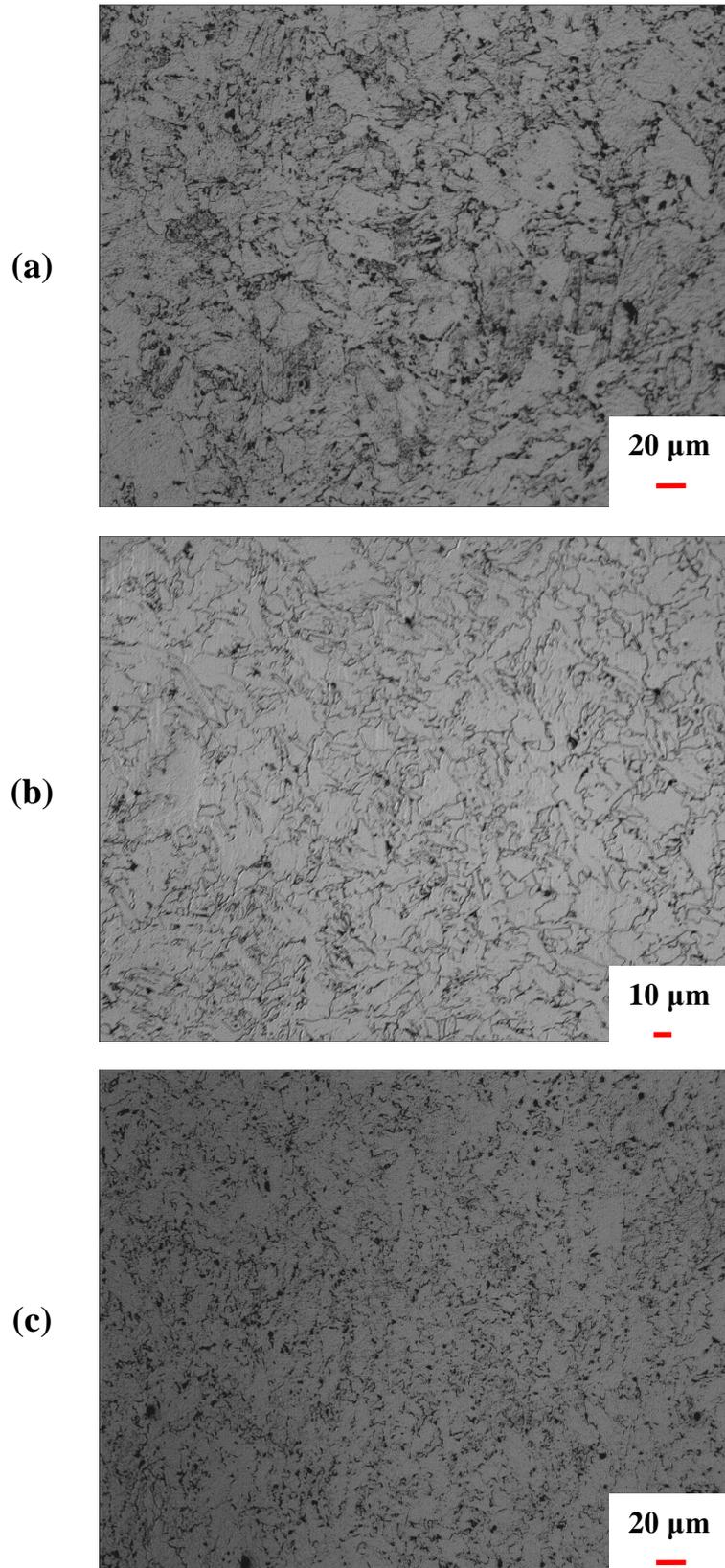
Las figuras 5.18 a la 5.22 muestran las microestructuras del acero microaleado al niobio deformado a 700, 800, 900, 1000 y 1100  $^{\circ}\text{C}$  respectivamente. En cada una de las figuras se muestran tres microestructuras, las cuales corresponden a tres rapidezces de deformación.

Como se mencionó en la sección anterior, durante la deformación en caliente el niobio forma carbonitruros estables aproximadamente por debajo de 1000 $^{\circ}\text{C}$ . Los NbCN suprimen la recrystalización promoviendo una microestructura de granos deformados como se observa en las Figuras 5.18 y 5.19 correspondientes a las muestras deformadas a 700 y 800 $^{\circ}\text{C}$ .

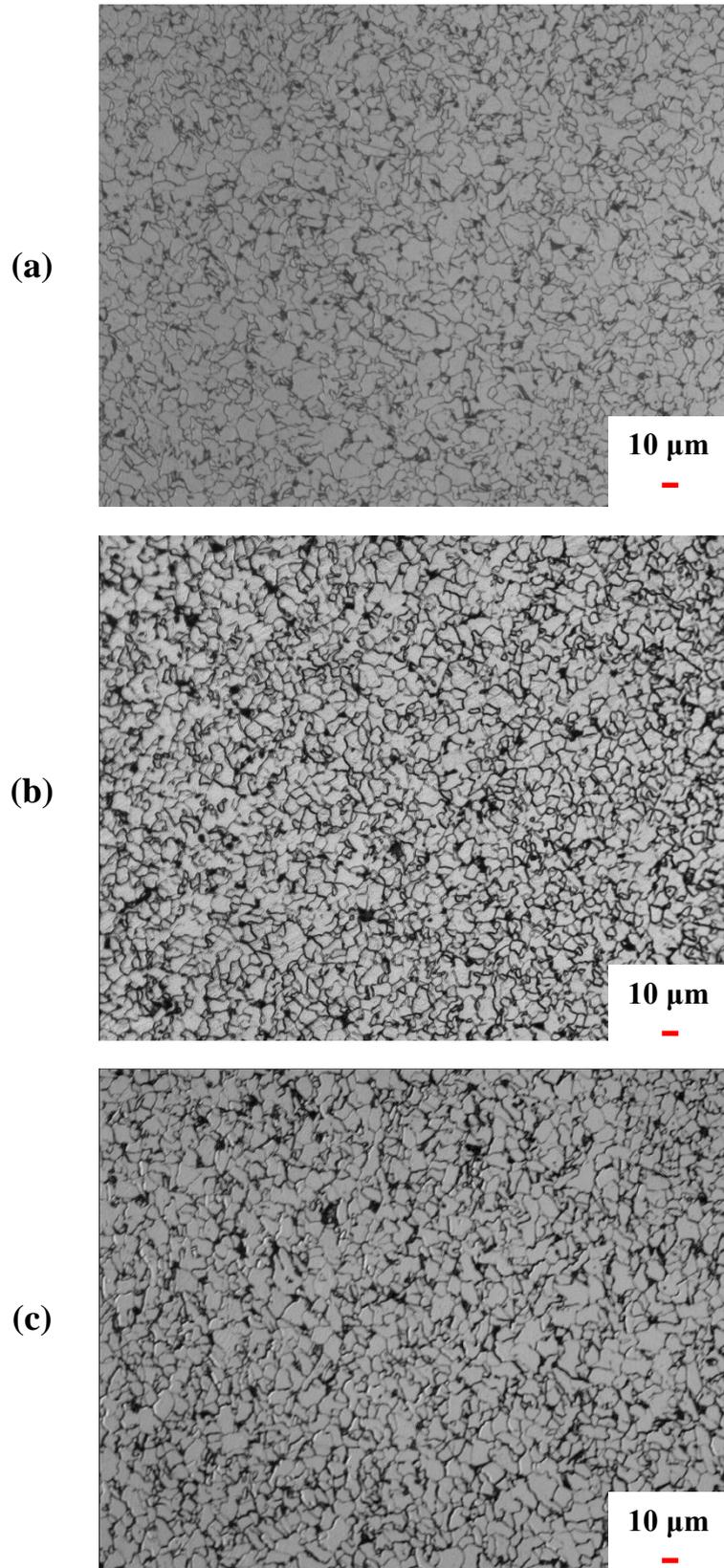
Por encima de 1000 $^{\circ}\text{C}$  el carbono, nitrógeno y niobio se encuentran en solución sólida, lo cual favorece la recrystalización en las muestras deformadas a 1000 y 1100 $^{\circ}\text{C}$ . El niobio promueve un incremento en la tasa de nucleación durante la transformación a ferrita, produciendo una microestructura de granos finos equiaxiales como se muestran en las Figuras 5.20 a la 5.22.



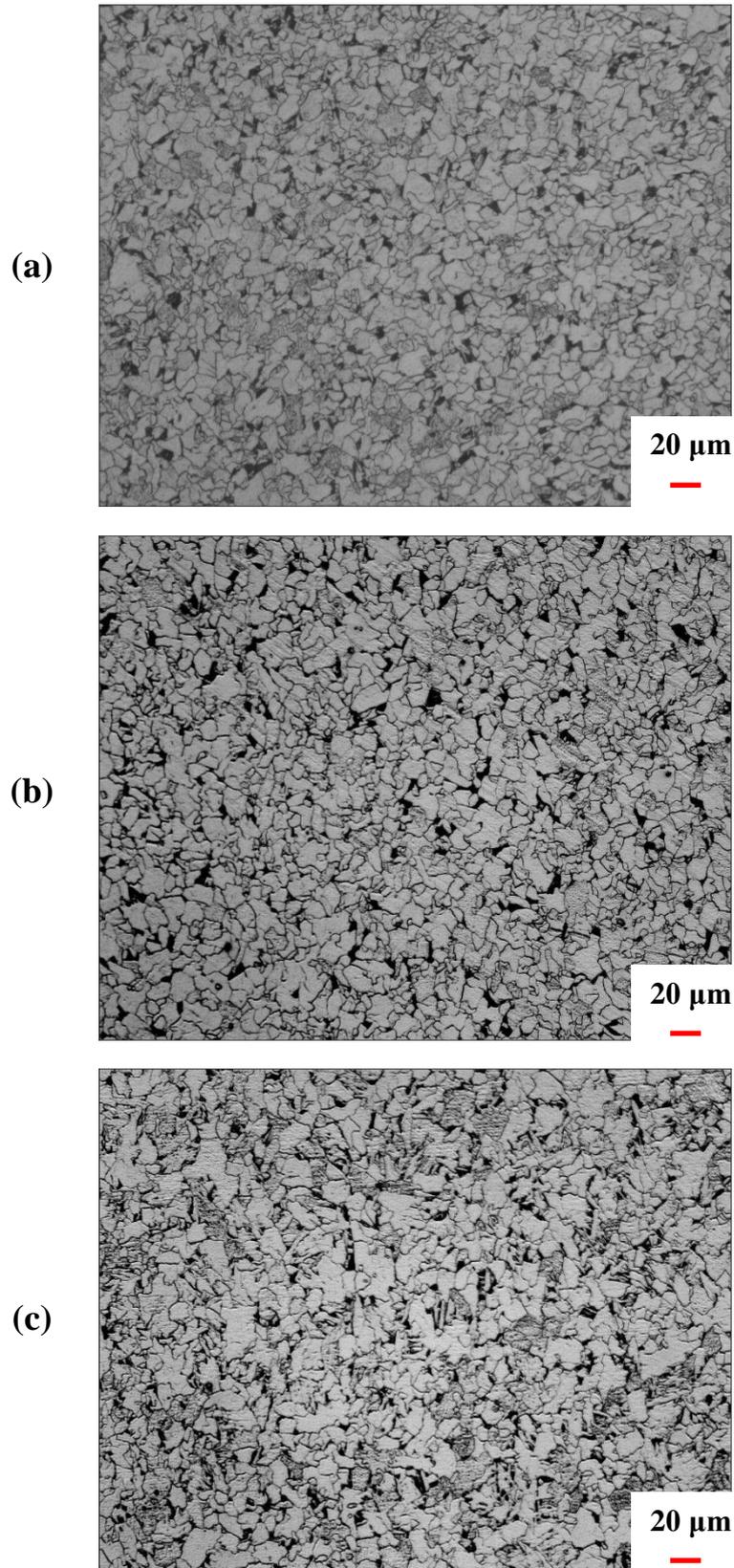
**Figura 5.18.** Microestructuras del acero microaleado al niobio deformado a 700°C a velocidades de deformación de: (a)  $1 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ .



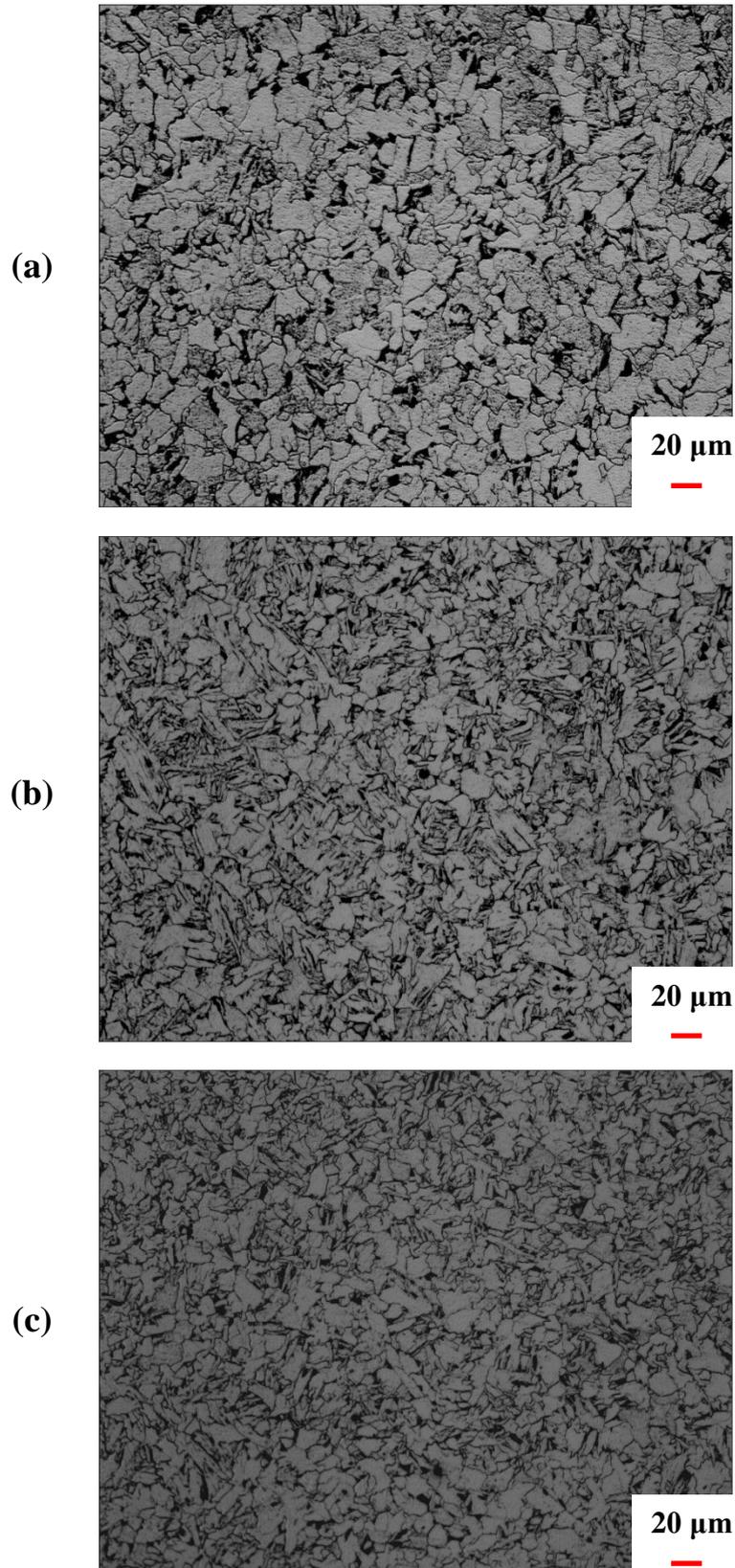
**Figura 5.19.** Microestructuras del acero microaleado al niobio deformado a 800°C a velocidades de deformación de: (a)  $1 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ .



**Figura 5.20.** Microestructuras del acero microaleado al niobio deformado a 900°C a velocidades de deformación de: (a)  $1 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ .



**Figura 5.21.** Microestructuras del acero microaleado al niobio deformado a 1000°C a velocidades de deformación de: (a)  $1 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ .



**Figura 5.22.** Microestructuras del acero microaleado al niobio deformado a 1100°C a velocidades de deformación de: (a)  $1 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ .

## Referencias

8. W. F. Cartwright, M. F. Dowling, J. Iron Steel Inst., 188, 23 (1958).
9. I. González-Baquet, R. Kaspar, J. Richter, G. Nußbaum, A. Köthe, Metal Working. Steel Research 68 (1997), No.12: 534-540.
10. Z.-X. Yuan, S.-H. Song, J. Liu y L.-Q. Weng. Role of pre-deformation in age hardening of a niobium microalloyed steel. ISIJ International, Vol. 45, (2005), No. 3, pp. 388-391.
11. R. K. Ray, J. J. Jonas y R. E. Hook, Int. Mater. Rev., (1994), No. 39, pp. 129-72.
12. R. K. Ray, J. J. Jonas, M. P. Butrón-Guillen y J. Savoie. ISIJ Int, (1994), No. 34, pp. 927-942.
13. R. Petrov, L. Kestens, P. C. Zambrano, M. P. Guerrero y R. Colás. ISIJ Int, (2003), No. 43, pp. 378-385.
14. L. Kestens, J. Jonas. Transformation and recrystallization textures associated with steel processing. ASM International, ASM Handbook: Metalworking; Bulk Forming, Vol. 14A, (2005), pp. 685-699
15. P. Van Houtte, User manual, MTM-FHM Software, 2 ed. By MTM-KULeuven, (1995).
16. F. Zarandi, S. Yue. Improvement of hot ductility in the Nb/microalloyed steel by high temperature deformation. ISIJ Int, Vol. 45, (2005), No. 5, pp. 686-693.
17. Andrews, K.W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. Journal of the Iron and Steel Institute, 203, Part 7, July 1965, 721-727.
18. Kasatkin, O.G. et al. Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel. Metal Science and Heat Treatment, 26:1-2, January-February 1984, 27-31.
19. M. M. Ghoneim. Effect of strain rate and temperature on the tensile properties of MANET II Steel. Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 6, (1997), No. 4, pp. 511-516.
20. Irvine, K.J. et al. Grain-Refined C-Mn Steels. Journal of the Iron and Steel Institute, 205:2, Feb. 1967, 161-182.
21. L. Meyer, F. Heisterkamp, K. Hulka, and W. Müschenborn, *Proc. of THERMEC 1997*, eds. T. Chandra and T. Sakai, p. 87, TMS, PA, USA (1997).
22. W. Roberts, Hot Rolling of Steel, M. Dekker, Inc., Nueva York, (1982).
23. W. Roberts, Flat Processing of Steel, M. Dekker, Inc., Nueva York, (1982).
24. W. Ginzburg, Steel Rolling: Theory and Practice, M. Dekker, Inc., Nueva York, (1989).
25. W.C. Leslie, The Physical Metallurgy of Steels, McGraw Hill, Nueva York, (1982).
26. F.B. Pickering, Physical Metallurgy and the Design of Steels, Appl. Sc. Pub., Londres, (1983).
27. R.W.K. Honeycombe y H.K.D.H. Bhadeshia, Steels: Microstructure and Properties, 2a Ed., Arnold, Londres, (1995).
28. C.M. Sellars y W.J. McG. Tegart, Int. Metall. Rev., 17, 1 (1972).
29. J.J. Jonas y H.J. McQueen, Treatise on Materials Science and Technology, Vol. 6: Plastic Deformation of Materials, R.J. Arsenault (ed.), Academic Press, Nueva York, (1975), 215.
30. C.M. Sellars, Hot Working and Forming Processes, C.M. Sellars and G.J. Davies (eds.), Metals Soc., Londres, (1980),3.
31. I. Tamura, C. Ouchi, T. Tanaka y H. Sekine, Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels, Butterworths, Londres, (1988).
32. R. Colás, J. Mat. Proc. Techn., 180 (1996).

# CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

---

## Conclusiones

Se determinó la textura para cada uno de los aceros laminados con dos procesos diferentes, en frío y en caliente. Los ODF del acero libre de intersticiales mostraron que el componente Goss, presente en la etapa de laminación en caliente, desaparece en la etapa de laminación en frío y los componentes cubo y cubo rotado desaparecen con el tratamiento de recocido. El componente Goss es un indicador de la recrystalización de la austenita durante la laminación en caliente. Durante la laminación en frío los granos recrystalizados se orientan preferencialmente a lo largo de la dirección normal y de la dirección de laminación. Se puede observar la fibra  $\gamma$  desde la componente  $\{111\} \langle 110 \rangle$  hasta la componente  $\{111\} \langle 112 \rangle$ .

La textura gris o totalmente aleatoria observada en la superficie de la lámina de los aceros con bajo contenido de carbono, resulta de la deformación cortante debido a la fricción entre los rodillos de trabajo y la chapa de acero y a la mayor tasa de enfriamiento en esta porción de las láminas.

Para el caso de los aceros con bajo contenido de carbono, la fibra de transformación, que incluye los componentes  $\{332\} \langle 113 \rangle$  y  $\{112\} \langle 131 \rangle$ , fue observada con mayor claridad en el acero microaleado al niobio. El primer componente se considera como una orientación favorable para el proceso de embutición mientras que el segundo, junto con el componente cubo rotado que está fuera de la fibra, se consideran como orientaciones que disminuyen el valor  $r$ .

Los bajos valores de  $r$  en los aceros convencional y al bajo silicio están relacionados con la baja intensidad del componente  $\{332\} \langle 113 \rangle$ . La intensidad del componente  $\{332\} \langle 113 \rangle$  del acero microaleado al niobio es mayor a la de los aceros convencional y al bajo silicio, sin embargo la alta intensidad del componente cubo rotado en el acero microaleado al niobio disminuye el valor de  $r$ .

Se encontró que la intensidad del componente cubo rotado  $\{001\} \langle 110 \rangle$  en los aceros convencional y microaleado al niobio aumenta con la reducción en el espesor de la lámina debido al incremento de la deformación en caliente acumulada.

Se puede observar en el acero microaleado al niobio que los valores de esfuerzo obtenidos mediante compresión axisimétrica dependen de las diferentes temperaturas y rapidez de deformación. Los valores de  $A_{c1}$  y  $A_{c3}$  indican que la ferrita y cementita fueron las fases presentes durante la deformación a 700°C, la ferrita y austenita durante la deformación a 800°C y la austenita durante las deformaciones llevadas a cabo a 900, 1000 y 1100°C.

En las muestras deformadas a 700°C, los valores de esfuerzo para la rapidez de 0.1 s<sup>-1</sup> fueron ligeramente mayores que los valores de esfuerzo para la rapidez de 1 s<sup>-1</sup>.

Este comportamiento indica que el material presentó sensibilidad inversa a la velocidad de deformación.

La temperatura de solución de los carbonitruros de niobio (NbCN) fue alrededor de 1000°C. Las curvas esfuerzo-deformación de las muestras ensayadas a 1000 y 1100°C a una rapidez de deformación de 0.01 s<sup>-1</sup> mostraron el pico de recristalización dinámica aproximadamente a 0.1 de deformación.

Los carbonitruros de niobio precipitaron por debajo de 1000°C. Estos precipitados contribuyeron a suprimir la recristalización dinámica en las muestras deformadas a 900, 800 y 700°C, y por lo tanto el mecanismo térmicamente activado que promovió la restauración de la microestructura es la recuperación.

### **Recomendaciones**

Se recomienda ampliar el estudio de las transformaciones de fases así como la recuperación y recristalización de los diferentes aceros calentando las muestras en un horno tubular a 1100°C y enfriar al aire quieto y comparar los resultados de las curvas de enfriamiento con los resultados de las ecuaciones teóricas.

Se recomienda llevar a cabo análisis de textura en las muestras deformadas mediante compresión axisimétrica y compararlas con las texturas de aceros laminados.