

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



"UTILIZACION DE LA TECNICA DE MICROSCOPIA DE
IMAGENES DE ORIENTACION PARA RELACIONAR LA
MICROTEXTURA DE ACEROS LAMINADOS EN
CALIENTE CON LA ANISOTROPIA"

POR

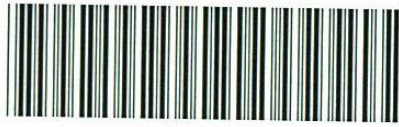
M. C. Patricia del Carmen Zambrano Robledo

TESIS

CON OPCION AL GRADO DE
DOCTOR EN INGENIERIA DE MATERIALES

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N. L. OCTUBRE DE 2000

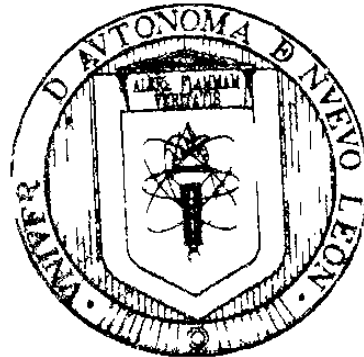
TD
Z5853
.M2
FIME
2000
Z3



1020145311

m

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



RELACION DE LA TECNICA DE MICROSCOPIA DE
ORIENTACION PARA RELACIONAR LA
TEXTURA DE ACEROS LAMINADOS EN
CORRELACION CON LA ANISOTROPIA"

POR

Maricela del Carmen Zambrano Robledo

TESIS

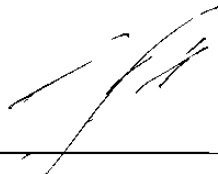
CON OPCION AL GRADO DE
DOCTOR EN INGENIERIA DE MATERIALES

NICOLAS DE LOS GARZA, N. L. OCTUBRE DE 2000

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

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis **“Utilización de la técnica de Microscopía de Imágenes de Orientación para relacionar la microtextura de aceros laminados en caliente con la anisotropía”** realizada por la M.C. Patricia del Carmen Zambrano Robledo sea aceptada para su defensa con opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El Comité de Tesis



Asesor
Dr. Rafael Colás Ortiz



Asesor
Dr. Armando Salinas Rodríguez



Revisor
Dra. Patricia Rodríguez López



Revisor
Dra. Martha P. Guerrero Mata



Revisor
Dr. Luis A. Leduc Lezama



Vo. Bo.
M.C. Roberto Villarreal Garza
División de Estudios de Post-grado

San Nicolás de los Garza; Nuevo León. Octubre de 2000.

0149-2

72

7 s

FINE

20

73



FONDO
TESIS

**Y la fuerza motriz que mueve
mis pensamientos, mi alma,
mi ser aumentó... A mi esposo
y a mis hijos con todo mi
amor.**

Agradecimientos

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) y al Programa de mejoramiento del Profesorado (PROMEP) por el apoyo económico brindado durante mis estudios doctorales.

A las autoridades de la Universidad Autónoma de Nuevo León y de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, por el apoyo recibido; muy especialmente al Ing. Cástulo E. Vela Villarreal, por su confianza y estímulo a lo largo de estos años.

A mi asesor principal el Dr. Rafael Colás Ortiz por todo el conocimiento que ha compartido conmigo, así como por sus sabios consejos y estímulo para seguir adelante.

A las Doctoras Martha P. Guerrero Mata y Patricia Rodríguez López por sus buenos consejos en la revisión de esta tesis y más aún por su amistad y su comprensión.

A los Doctores Luis Leduc Lezama y Armando Salinas Rodríguez por sus sabios consejos.

A mis padres y hermanos, que aunque lejos, siempre se han preocupado por mí y nunca han dejado de darme una palabra de aliento para proseguir con mis estudios.

A los integrantes del DIMAT, con quienes he compartido muy gratos momentos, en especial: Adriana, Doris, Adrianita, Maricela, Ana María, Eugenio, Alan, Manuel, Cavazos y Omar siempre los llevaré en mi mente.

A todos los integrantes del BAMPRI, muy especialmente al Dr. Calixto García, Margarita Mezzetti y Matt, quienes me brindaron su ayuda en el momento en que más lo necesite.

A mi amiga Adriana Villarreal, por confiar en mi, y aunque las ocupaciones no nos permiten estar en contacto diario, se que cuento con su amistad y ella con la mia.

A todo aquel que cooperó en la realización de este trabajo, muchas gracias.

RESUMEN

En este estudio se realizó un análisis microtextural de diferentes muestras laminadas en caliente por medio de Microscopía de Imágenes Orientadas (OIM), la cual es una técnica que utiliza los electrones retrodispersados para obtener los patrones de difracción de Kikuchi que contienen información de los planos y direcciones preferentes en la muestra. A estas muestras se les determinó su anisotropía por medio de ensayos de tensión en tres diferentes direcciones con respecto a la dirección de laminación, siguiendo la dirección de laminación, a 45° de la misma y transversalmente. Se realizó un análisis de Taylor, para encontrar los lugares microestructurales con posibilidades de deslizamiento activo. Se encontraron los picos de difracción para comparar con los planos principales encontrados con OIM.

INDICE

Dedicatoria.		
Agradecimientos.		i
Resumen.		iii
Capítulo 1.	Introducción.	1
Capítulo 2.	Descripción de textura.	4
	2.1. Propiedades afectadas por la textura.	4
	2.2. Descripción de textura.	5
	2.2.1. Figuras de polos directas.	5
	2.2.2. Orientaciones ideales.	8
	2.2.3. Figuras de polos inversas.	10
	2.2.4. Funciones de distribución de orientaciones cristalográficas (ODF).	10
	2.2.5. Consideraciones de simetría.	13
	2.2.6. ODF de un material con textura simple.	15
	2.2.7. Definición de la orientación g.	15
	2.3. Anisotropía.	20
	2.3.1. Propiedades afectadas por la anisotropía.	20
	2.3.2. Medición de anisotropía plástica..	22
Capítulo 3.	Descripción de la técnica y el equipo.	24
	3.1. Mediciones de textura.	24
	3.2. Microscopio y tipo de radiación.	26
	3.3. Electrones retrodispersados.	28
	3.4. Líneas de Kikuchi.	31
	3.5. Descripción de la técnica.	32
	3.6. Descripción del sistema.	34
	3.6.1. Componentes del sistema OIM.	35

Capítulo 4.	Fenómenos causantes de la textura.	39
	4.1. Planos de deslizamiento.	39
	4.2. Teoría de Taylor.	40
	4.3. Efectos geométricos y textura de deformación.	43
	4.4. Principales fenómenos causantes de la textura de aceros laminados en caliente.	47
	4.4.1. Desarrollo de texturas austeníticas.	49
	4.4.2. Transformación de austenita en ferrita	49
	4.4.3. Deformación plástica de la ferrita.	50
	4.4.4. Recristalización de la ferrita.	51
Capítulo 5.	Procedimiento experimental.	54
	5.1. Introducción.	54
	5.2. Aceros de bajo carbono.	55
	5.3. Preparación de muestras.	56
	5.4. Descripción de las pruebas.	57
	5.4.1. Mediciones de textura.	57
	5.4.2. Pruebas de tensión.	58
	5.5. Procesamiento de datos obtenidos.	59
	5.5.1. Extracción de desorientación.	59
	5.5.2. Cálculo de la ODF.	60
	5.5.3. Cálculo del MODF.	61
	5.6. Análisis de Taylor.	61
	5.7. Difracción de rayos X.	62
Capítulo 6.	Resultados.	63
	6.1. Introducción.	63
	6.2. Resultados de pruebas mecánicas.	63
	6.3. Resultados de anisotropía.	69
	6.4. Resultados de textura.	70
	6.4.1. Figura de polos.	70
	6.4.2. Resultados de ODF.	72

	6.4.3. Mapas de distribución de orientación	74
	6.4.4. Resultados de difracción de rayos X.	81
	6.5. Factor de Taylor	85
Capítulo 7.	Discusión.	88
	7.1. Efecto de la anisotropía y el tamaño de grano en diferentes procesos de laminación sobre las propiedades mecánicas.	88
	7.2. Efecto del valor R sobre las propiedades mecánicas.	90
	7.3. Efecto de la textura en las propiedades de los aceros laminados en caliente.	92
	7.3.1. Análisis de figura de polos.	92
	7.3.2. Análisis de ODF.	92
	7.3.3. Análisis de mapas de distribución de orientación.	93
	7.4. Análisis de la difracción de rayos X.	96
	7.5. Análisis del factor de Taylor.	98
Capítulo 8.	Conclusiones.	101
	Bibliografía	104
	Apéndice 1.	106
	Apéndice 2.	111
	Apéndice 3.	113
	Apéndice 4.	116
	Tablas	119
	Figuras	120
	Biografía	125

CAPITULO 1

INTRODUCCION.

El ser humano siempre se ha destacado por tratar de mejorar todo lo que se encuentra a su alrededor, siempre con el afán de lograr un mayor bienestar. Así, desde la época de las cavernas, el hombre ha buscado la forma de sustituir los materiales disponibles en un momento dado por otros más resistentes, de más durabilidad, o más fáciles de conformar en artículos de consumo masivo.

Dentro de ese contexto, el acero es uno de los materiales que más ha evolucionado a lo largo de la historia de la humanidad. De la misma manera han evolucionado los métodos de producción y las tecnologías empleadas en la manufactura de productos de consumo masivo. El objetivo del presente trabajo fue enfocado a establecer las relaciones existentes entre la distribución de orientaciones cristalinas y la anisotropía en las propiedades mecánicas en aceros laminados en caliente. El método utilizado para determinar las funciones de distribución de orientaciones (ODF) fue la microscopía de imágenes de orientación (OIM), que está basado en la determinación de la orientación de

granos individuales mediante la medición de patrones de difracción de electrones retrodispersados obtenidos por microscopía electrónica de barrido (MEB).

La textura de un material policristalino se define como la distribución de las orientaciones cristalográficas de los granos individuales. Estas distribuciones juegan un papel muy importante en las propiedades de un material, particularmente en metales, ya que la existencia de orientaciones preferenciales puede resultar en anisotropías heredadas a partir de la anisotropía intrínseca de un monocristal. Así por ejemplo, la dirección de fácil magnetización en monocristales de Fe es la dirección [100]. En la fabricación de laminas de Fe-3Si usadas en transformadores de potencia, el proceso es optimizado para que los granos de Fe en la lámina policristalina se orienten con su dirección [100] paralela a la dirección de laminación. La alineación de esta dirección con el campo magnético aplicado en los transformadores mejora enormemente la eficiencia de estos dispositivos. Este no es el único ejemplo, existen una gran diversidad de áreas donde los productos de acero con orientaciones preferenciales pronunciadas ofrecen ventajas notables durante el procesamiento posterior o durante el servicio.

Cada etapa de procesamiento en la producción de láminas de acero afecta la textura final del material. La evolución de la textura durante el procesamiento empieza con la solidificación del material, la cual ocurre en direcciones cristalográficas específicas. Si el crecimiento de los cristales no es obstaculizado, se desarrollan en algunas ocasiones texturas específicas (llamadas fibras). La evolución de la textura continúa con la deformación plástica del material. La deformación plástica en un sólido policristalino está restringida a un número de sistemas de deslizamiento activos, los cuales son responsables del desarrollo de texturas y dependen de la geometría del método de conformado empleado. Finalmente, las texturas de deformación pueden ser modificadas debido a la recristalización o a transformaciones de fase que pueden ocurrir durante tratamientos térmicos empleados en el procesamiento final de los productos.

En el presente trabajo se determinaron las texturas de siete diferentes tipos de acero laminados en caliente. Seis de estos aceros fueron fabricados a partir de planchones

delgados tipo compacto producidos por colada continua, en tanto que uno de ellos fue vaciado en lingotera y procesado en forma convencional; uno de los aceros procesados a partir de colada continua, fue posteriormente recocido y galvanizado. La anisotropía de la resistencia a la cedencia en tensión de los siete aceros fue determinada mediante las mediciones de los parámetros promedio de anisotropía plana y normal. Los resultados de este estudio fueron correlacionados con las mediciones de microtextura realizadas por microscopía de imágenes de orientación y, finalmente, fueron interpretados en función de los parámetros de procesamiento empleados en la fabricación de cada acero.

En el capítulo dos se hace una revisión de los diferentes factores que afectan la textura y los parámetros por medio de los cuales se mide, así como el formalismo matemático de análisis cuantitativo de textura. En el capítulo tres se describe la técnica de la medición, las leyes que la rigen, el tipo de información que se puede obtener y el equipo utilizado para el mismo. En el capítulo cuatro se analizan los diversos factores que causan la textura de los aceros laminados en caliente. En el capítulo cinco se describe el desarrollo experimental llevado a cabo. En el capítulo seis se analizan y discuten los resultados obtenidos y finalmente, en el capítulo siete se obtienen conclusiones y se hacen recomendaciones sobre las actividades que pueden realizarse a partir de este trabajo.

CAPITULO 2

DESCRIPCION DE LA TEXTURA.

2.1. Propiedades afectadas por la textura.

Existen dos preguntas principales que estimulan la investigación en el campo de la textura; la primera es ¿cómo se forma la textura en un material? y como segundo cuestionamiento ¿cómo influye la textura en las propiedades del material?

La textura puede aparecer debido a la acción de un tipo de proceso de estado sólido anisotrópico, tal como cristalización (a partir de un estado no cristalino), deformación plástica, recristalización y crecimiento de grano, transformaciones de fase, etc.

Las propiedades de cualquier material policristalino dependen fuertemente de las funciones de distribución de orientaciones y desorientaciones del sistema. Estas funciones determinan la anisotropía y la continuidad de propiedades a través de las fronteras de granos y subgranos. Las propiedades más notablemente afectadas por la

textura son: el módulo de Young, la plasticidad, el magnetismo, la conductividad, la energía superficial, la difusión, la movilidad, etc.¹

Los cambios de textura causados por estos procesos metalúrgicos tienen un efecto fundamental en las propiedades del material y, por lo tanto, son de:

1. Investigación fundamental de procesos de estado sólido.
2. Producción de materiales isotrópicos y anisotrópicos.
3. Historia de materiales en análisis de fallas y en geología.
4. Textura como auxiliar en el análisis de fases y de esfuerzos.

La gama de materiales que se ven afectados por la textura es muy amplia, aunque la mayor cantidad de investigaciones realizadas en este campo se ha llevado a cabo sobre materiales metálicos. Sin embargo, en la actualidad la formación de la textura y las anisotropías resultantes en los materiales no metálicos con estructuras cristalográficas más complejas que la de los metales y, frecuentemente, con anisotropías mucho más pronunciadas, representan un campo de gran interés científico y tecnológico.

2.2. Descripción de la textura.

2.2.1. Figuras de polos directas.

Las orientaciones preferenciales usualmente se describen por medio de figuras de polos. Estas figuras son proyecciones estereográficas que muestran la distribución de direcciones cristalográficas particulares en el conjunto de granos que constituyen un material policristalino.

En general, la figura de polo representa la distribución de orientación de una dirección cristalina específica con referencia a direcciones definidas fácilmente en la muestra. En el caso de una lámina, por ejemplo, es natural utilizar como direcciones de referencia a la dirección de laminación (RD), la dirección transversal (TD) y la dirección normal al plano de la lámina (ND). En la Figura 1 se ilustran las relaciones de orientación entre un grano cúbico y las direcciones de referencia en una lámina representadas en la esfera estereográfica de referencia. De esta manera, la orientación de un grano en la muestra puede ser representada dibujando sus tres polos (1 0 0) en la posición angular relativa a las direcciones de referencia.

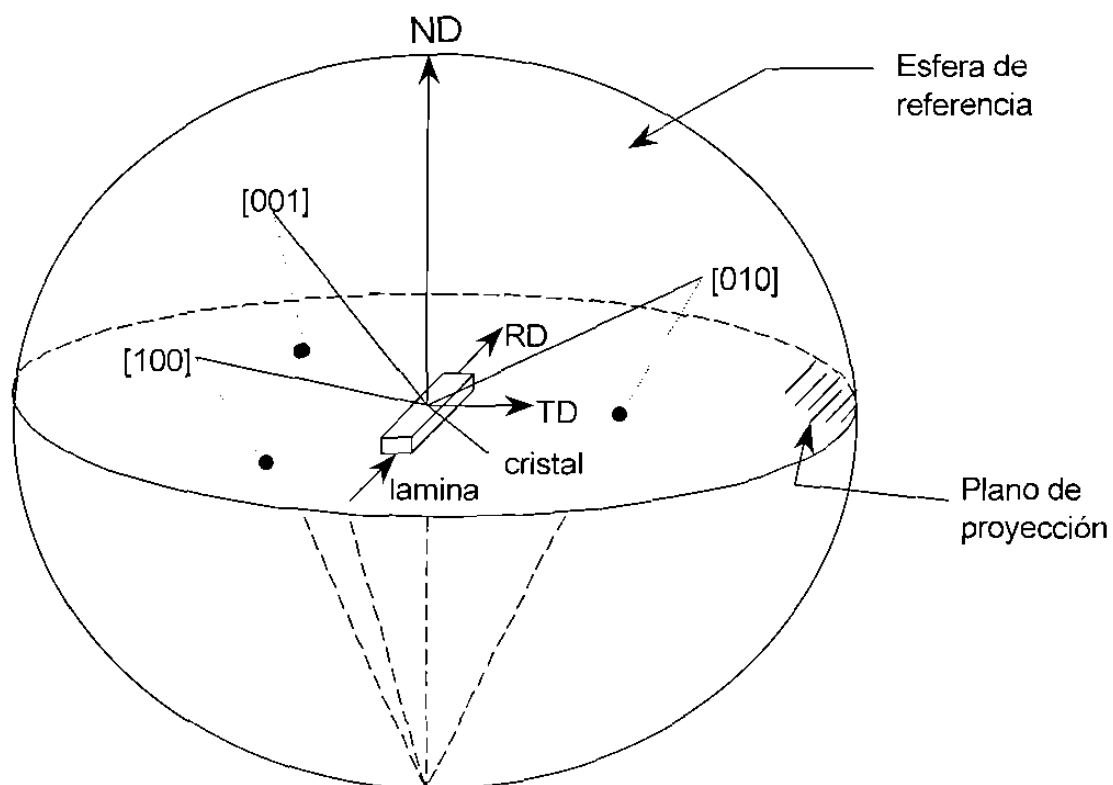


Figura 1. Hoja de metal situada en el centro de una esfera estereográfica, con las direcciones de referencia paralelas a los ejes x, y, z

En una muestra policristalina se deben tomar en cuenta todos los granos y así mismo dibujar los tres polos. Si al hacerlo se encuentra que los polos resultantes están distribuidos uniformemente sobre toda el área de la proyección, se puede concluir que no existe una orientación preferencial y se dice que la muestra tiene una textura aleatoria. En el caso de los metales, esta condición no es común, ya que los polos tienden a agruparse en ciertas áreas de la figura de polos para producir una textura como la observada en la Figura 2. Como se puede apreciar, en el caso de un material policristalino el número de granos es tal que la determinación de orientaciones individuales es impráctica y dibujar polos individuales sería imposible. Para poder vencer esta dificultad, en la práctica se recolectan datos de muchos granos y se presentan en la forma de una figura de intensidades de polos (Ver Figura 3). Los valores de intensidad se expresan en unidades relativas a las que se esperarían para una muestra con una textura aleatoria². Los niveles de intensidad indican una concentración de polos en una región estereográfica dada.

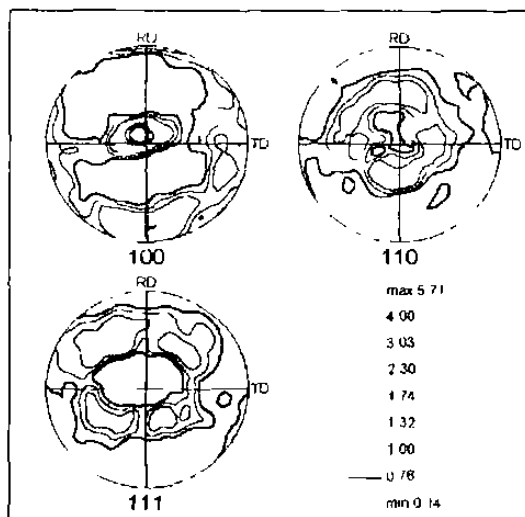
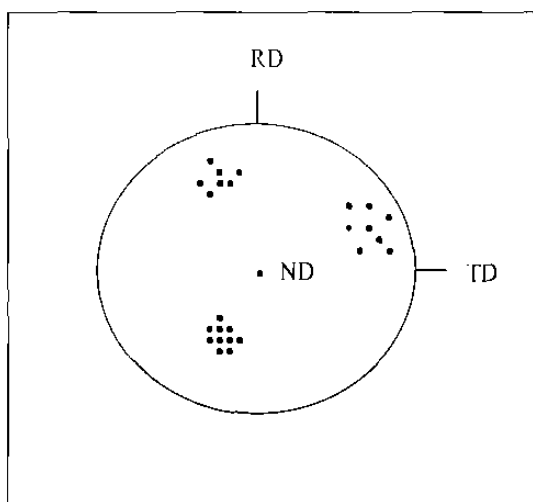


Figura 2. Agrupación de polos en una proyección. **Figura 3.** Granos agrupados simultáneamente en una figura de polos de contorno. Aquí se pueden apreciar los polos (100), (110) y (111) en una muestra de acero laminada en caliente¹⁵.

Es importante mencionar que, aunque la figura de polos puede dar una descripción completa de la textura, ésta debe interpretarse con cuidado en el caso de análisis de tipo cuantitativo.

2.2.2. Orientaciones ideales.

El análisis cuantitativo de figuras de polos se lleva a cabo en terminos de las llamadas orientaciones ideales. Las orientaciones ideales son conjuntos de planos y direcciones cristalinas paralelos al plano y a la dirección de laminación, respectivamente. Por lo tanto, una orientación ideal se representa como:

$$(hkl) [uvw]$$

donde el plano (hkl) es paralelo al plano de laminación y la dirección $[uvw]$ es paralela a la dirección de laminación.

La Figura 4 ilustra las orientaciones ideales más comunes encontradas en las texturas de los metales cúbicos. El análisis cuidadoso de las figuras de polos permite determinar la fracción en volumen de cada una de las orientaciones ideales presentes en la textura. Sin embargo, dado que este método depende fuertemente del criterio del investigador para definir la dispersión en torno a una orientación ideal, los resultados pueden ser considerablemente erróneos.

La geometría de la deformación por laminación es tal que la textura normal tiene dos planos de simetría por reflexión, los cuales son los planos transversal (TD) y longitudinal (RD).

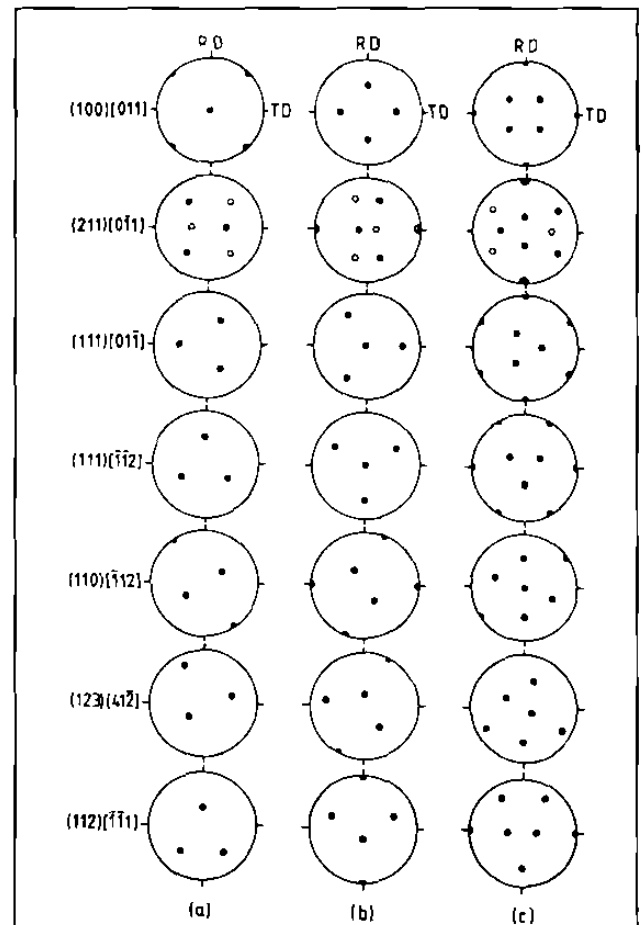


Figura 4. Proyecciones estándar para algunas orientaciones importantes en metales cúbicos, (a) polos (100) , (b) polos (111) , (c) polos (110) .

Sin embargo, el arreglo de los polos en algunas de las orientaciones ideales de la Figura 4 no muestran dicha simetría. De esta forma se puede notar que las orientaciones de máxima simetría pueden describirse por un solo grupo de polos, tales como, $(100)[001]$, $(100)[011]$, $(110)[001]$, $(110)[110]$, mientras que las orientaciones de mínima simetría tal como $(123)[412]$, requieren cuatro grupos equivalentes para ser descritas.

Existe otro tipo de representación de texturas, la cual es llamada de "fibra". Las texturas de fibra son características de procesos de conformado como el estirado y la extrusión, donde la naturaleza misma del proceso conlleva a ella. En el caso más sencillo todas las orientaciones que se desarrollen por rotación sobre el eje de simetría de la fibra (eje de fibra) y la figura de polos exhibe bandas de intensidad continuas como se puede apreciar en la Figura 5.

El origen de la dificultad en la caracterización y representación de texturas está asociado al problema de establecer una relación entre un conjunto de orientaciones ideales relativamente simples y la complejidad de las texturas que se encuentran en la práctica.

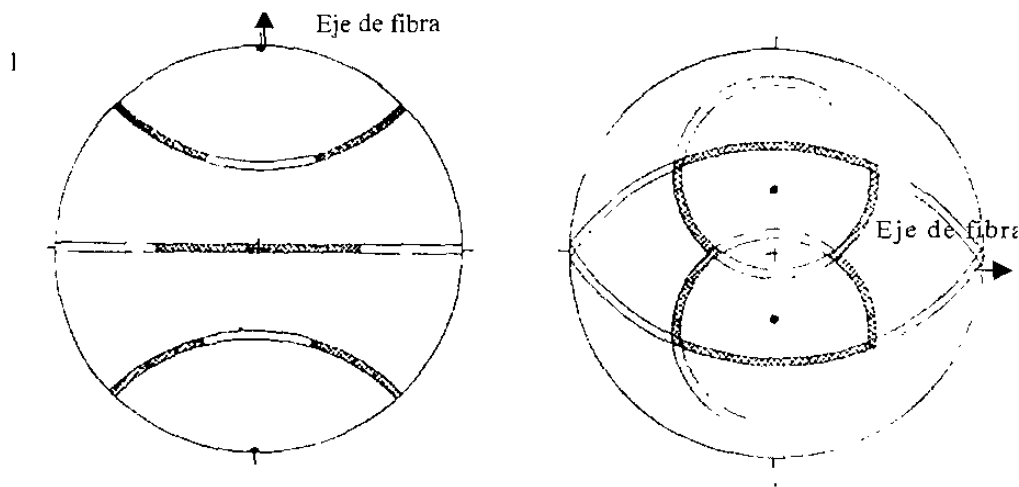


Figura 5. Figuras de polo (100) mostrando la textura de fibra [110] con las dos posiciones del eje de fibra. Las texturas de fibra parciales se muestran en las regiones sombreadas.

2.2.3 Figuras de polos inversas.

Las figuras de polos directas son el método más común de presentar datos de textura para materiales tales como láminas de acero, donde la descripción del producto requiere de la especificación de dos direcciones.

Para procesos de deformación de gran simetría que sólo requieren especificar un eje, se puede dar una descripción satisfactoria de la textura por medio de la figura de polos inversa. Esta figura utiliza un triángulo estereográfico unitario como marco de referencia. Sin embargo en este caso las direcciones de referencia son las direcciones cristalinicas [001], [010] y [100]. Las líneas de intensidad en la figura de polos inversa muestran la frecuencia con la cual un eje de alta simetría en la muestra en estudio coincide con direcciones específicas del cristal. En la Figura 6 se muestra un ejemplo de una figura de polos inversa para un acero de bajo carbono laminado en caliente. Como se puede apreciar en este caso, la dirección de laminación puede asociarse a la dirección cristalográfica [001].

Este resultado puede interpretarse indicando que la mayoría de los granos de ferrita (α -Fe) en este acero están orientados en la lámina tal que su dirección [001] está alineada paralelamente a la dirección de laminación. Por otra parte, la figura de polo inversa para la dirección transversal de la lámina indica que los granos de ferrita en la lámina tienen una dirección del tipo [101] alineada paralelamente a la dirección transversal.

2.2.4. Funciones de Distribución de Orientaciones Cristalográficas (ODF).

La interpretación de texturas mediante figuras de polos (directas o inversas) esta sujeta a criterios muy subjetivos y, cuando mucho, ofrece información de tipo semi-cuantitativo. La razón fundamental de esto es que cualquier orientación tiene tres grados de libertad y una figura de polos especifica solamente dos variables independientes. Estas figuras son, no obstante, proyecciones bi-dimensionales de la función de distribución de

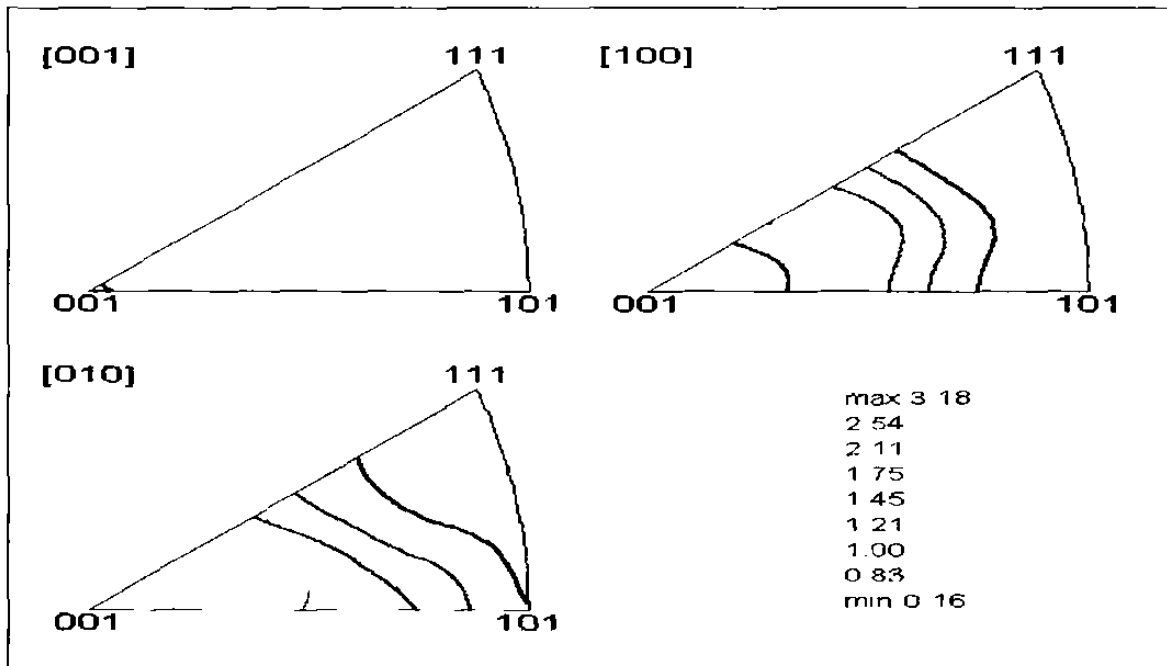


Figura 6. Figura inversa de polos, donde se observa que la dirección $[001]$ normal a la dirección de referencia de la muestra (dirección de laminación en este caso), presenta la mayor textura⁴⁵.

orientaciones cristalinas (ODF) tridimensional. Se han desarrollado métodos matemáticos para calcular la ODF usando datos numéricos obtenidos a partir de varias figuras de polos. Uno de ellos es el procedimiento de Williams³, el cual es una solución iterativa de mínimos cuadrados, mientras que Roe⁴ y Bunge⁵ proponen métodos basados en la representación de la textura como una función de distribución expresada en forma de una expansión en series de esféricos armónicos.

La ODF $f(g)$ es una distribución estadística que describe la fracción volumétrica de cristales individuales en una muestra policristalina como una función de su orientación⁸. La posición dentro del agregado, la forma y el tamaño no son tomados en cuenta. En el

caso presente, g es la rotación relativa del cristal y el eje de la muestra. Cada cristal i puede identificarse por una orientación g_i y una fracción volumétrica v_i , llevando a una definición sencilla de la ODF:

$$\frac{dV}{V} = f(g) dg \quad (1)$$

Donde dV/V es la fracción volumétrica de todos los cristales que tienen orientaciones variando desde g hasta $g + \Delta g$.

Definido de la forma anterior, la ODF es una serie de fracciones volumétricas atribuidas a un número equivalente de orientaciones existentes en el material. En el caso más general, es ventajoso representar la ODF discreta como una función de valores cercanamente proporcionales a la densidad de los puntos originales g_i (ver Figura 7). Esto se puede observar por el desarrollo de la ODF en una serie de armónicas esféricas generalizadas:

$$f(g) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^l \sum_{n=-l}^l C_l^{mn} T_l^{mn}(g) \quad (2)$$

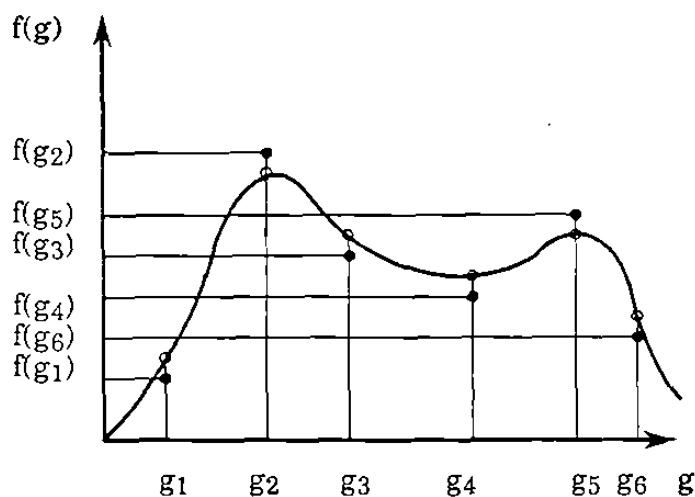


Figura 7. Representación en una dimensión de la curva de ODF (círculos completos) por medio de una expansión de series matemáticas (círculos abiertos).

El valor de la ODF de cada orientación g es una serie de sumatorias de funciones matemáticas $T_l^{mn}(g)$ identificando la orientación dada, multiplicado por un coeficiente único C_l^{mn} el cual representa la textura del material.

2.2.5 Consideraciones de simetría.

La ODF puede utilizarse como una función de peso para determinar el valor promedio de ciertas propiedades físicas de un agregado que contiene muchas orientaciones g_i . Tomando en cuenta la muestra y la simetría del cristal, la expresión matemática para $f(g)$ puede simplificarse grandemente. Debido a la simetría del cristal, ciertas orientaciones g_B representan un cristal reorientado a partir de una orientación indistinguible simétricamente, i.e.

$$F(g_B \bullet g) = f(g) \quad (3)$$

De la misma forma, simetrías simples crean rotaciones g_A las cuales rotan el eje coordenado de la muestra a posiciones simétricas: la de laminación, la transversal y la dirección normal la de la cinta laminada. Aquí la ODF es igual para todas las orientaciones equivalentes:

$$F(g \bullet g_A) = f(g) \quad (4)$$

Teniendo estos dos tipos de simetría en mente, es posible reducir la ODF a una sumatoria en la cual cada término de esta serie complete ambas consideraciones simétricas al mismo tiempo:

$$f(g) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\mu=1}^{M(l)} \sum_{\nu=1}^{N(l)} C_l^{\mu\nu} T_l^{\mu\nu}(g) \quad (5)$$

donde:

$$T_l^{\mu\nu}(g) = \sum_{m=-l}^{+l} \sum_{n=-l}^{+l} A_l^{m\mu} A_l^{n\nu} T_l^{mn}(g) \quad (6)$$

Los coeficientes $\dot{A}_l^{\mu\nu}$ y $\dot{A}_l^{\nu\mu}$ son escogidos para completar las simetrías del cristal y de la muestra, respectivamente. En cada caso se seleccionan en forma independiente $M(l)$ o $N(l)$, las cuales se enumeran independientemente por los índices μ o ν , respectivamente. Los puntos arriba de la armónica esférica generalizada $\dot{T}_l^{\mu\nu}$ representan por un lado la simetría del cristal (derecho) y por otro la de la muestra (izquierdo).

Es importante mencionar en estas consideraciones que las simetrías de la muestra o del cristal aún no están especificadas, la ecuación (5) la describe lo más general posible. La redefinición de los índices m y n a μ y ν depende de la simetría que se considere. En este trabajo, la simetría de los cristales es cúbica y la de la muestra es ortorrómbica, lo cual nos lleva a:

$$|m| = 2(\mu - 1) \quad \text{y} \quad |n| = 2(\nu - 1) \quad (7 \text{ a,b})$$

$M(l)$ y $N(l)$ son determinadas para este caso específico de la Figura 8.

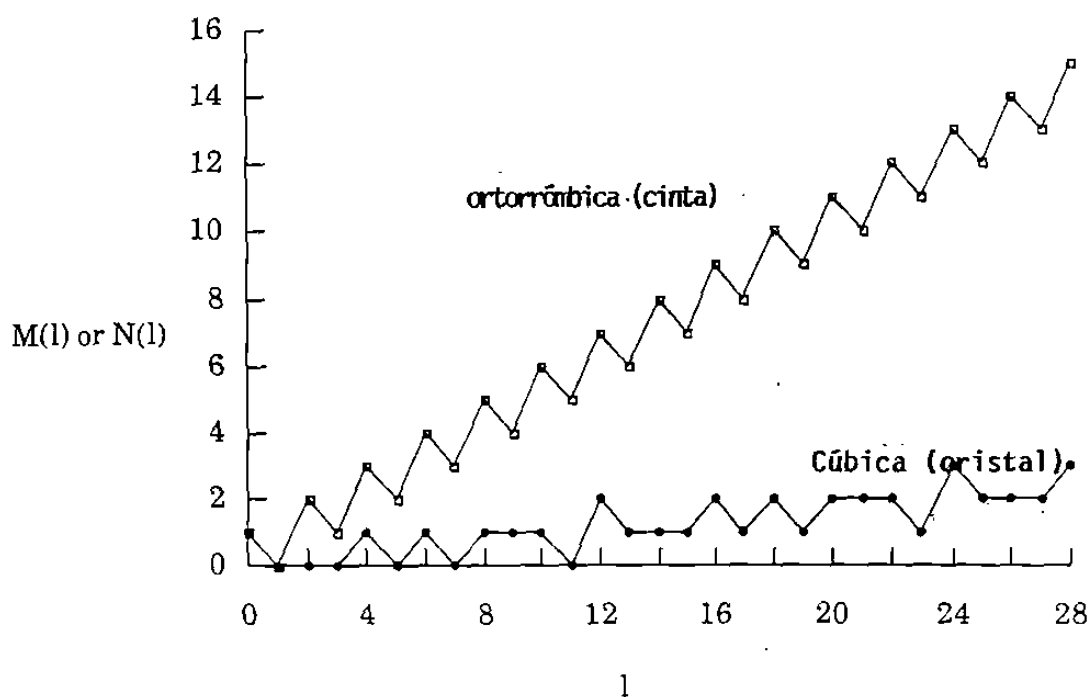


Figura 8. Número de armónicos esféricos independientes linealmente como una función del grado l de expansión de series: $M(l)$ para simetría del cristal cúbica, $N(l)$ para simetría de la cinta ortorrómbica.

2.2.6. ODF de un material con textura simple.

En el caso más general $f(g)$ puede variar en un número infinito de orientaciones cristalográficas tal que los coeficientes de la ODF $C_l^{\mu\nu}$ no tienen una expresión simple; se pueden determinar a partir de un número de figuras de polo medidas experimentalmente⁹. Cuando se supone que el policristal se compone solamente de cristales orientados en una forma específica (incluyendo todas las orientaciones equivalentes creadas por la presencia de la simetría de la muestra), la función ODF es simple, teniendo valores no-zero sólo en estos puntos. En este caso la ODF se expresa como:

$$f(g_i) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\mu=1}^{M(l)} \sum_{\nu=1}^{N(l)} C_l^{\mu\nu} T_l^{\mu\nu}(g_i) = 1 \quad \text{y} \quad f(g) = 0 \quad \text{para} \quad g \neq g_i \quad (8)$$

para que los coeficientes de ODF de textura se definan en forma sencilla como

$$C_l^{\mu\nu} = (2l + 1) T_l^{\mu\nu}(g_i) \quad (9)$$

2.2.7. Definición de la orientación g.

Para expresar completamente la expansión de series de la ODF, es necesario definir la orientación g. Se representa de diferentes maneras (Ver referencia 8), de las cuales se utiliza aquí los ángulos de Euler (Figura 9). La rotación g de los ejes coordenados de la muestra (O, x, y, z) a la orientación específica de los ejes coordenados del cristal (O, x', y', z') pueden transformarse en tres pasos:

1. Rotación alrededor del eje z un ángulo φ_1 .
2. Rotación alrededor del eje x un ángulo Φ .
3. Rotación alrededor del eje z un ángulo φ_2 .

La orientación g del cristal se denota por un juego de ángulos de Euler (φ_1 , Φ y φ_2). Cada uno de estos ángulos varían entre 0 y 2π radianes, ellos definen el espacio Euler tridimensional en el cual cada juego de ángulos representa una orientación específica.

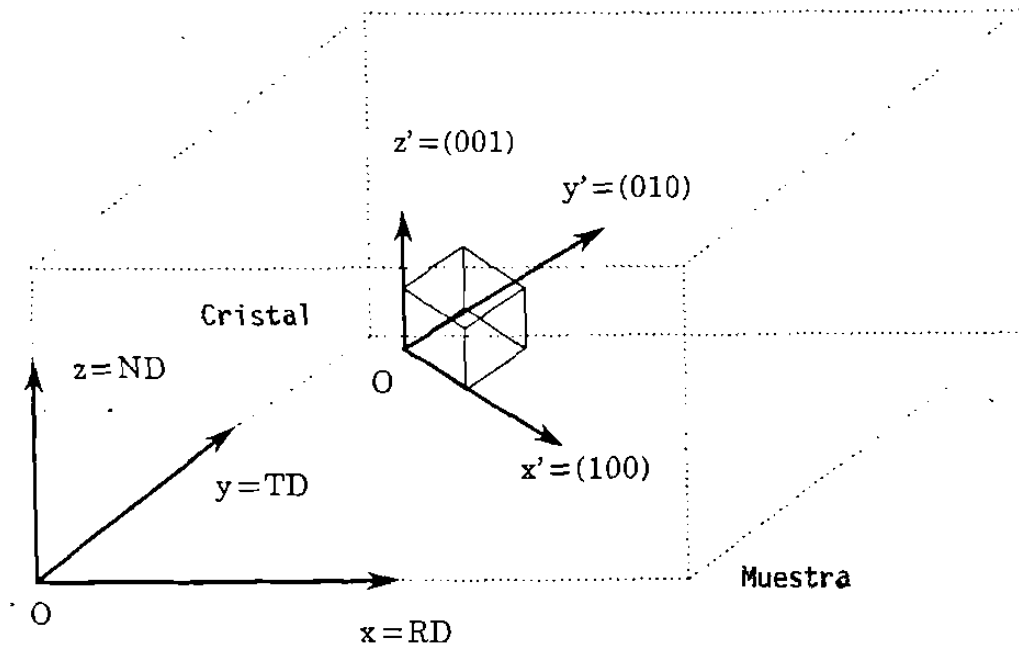


Figura 9. Definición de los ejes de referencia de la muestra y el cristal.

La descripción de los índices de Miller de una orientación de un cristal $(hkl)[uvw]$ usada comúnmente, donde (hkl) y $[uvw]$ definen el plano del cristal y la dirección los cuales son respectivamente paralelos al plano y a la dirección de laminación, pueden ser convertidos a la notación de ángulos de Euler utilizando las tres siguientes ecuaciones:

$$\Phi = \arccos \left(\frac{1}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \right) \quad (10)$$

$$\varphi_1 = \arcsen \left[\left(\frac{w}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \right) \cdot \left(\frac{h^2 + k^2 + l^2}{h^2 + k^2} \right) \right] \quad (11)$$

$$\varphi_2 = \arccos \left(\frac{k}{\sqrt{h^2 + k^2}} \right) \quad (12)$$

Para clarificar un poco más las rotaciones nos referiremos a los ángulos Euler de Bunge⁸, en el primer paso tendremos los ejes x, y, z en su posición normal, la cual describe los ejes de la muestra y a la primera rotación, ver Figura 10.

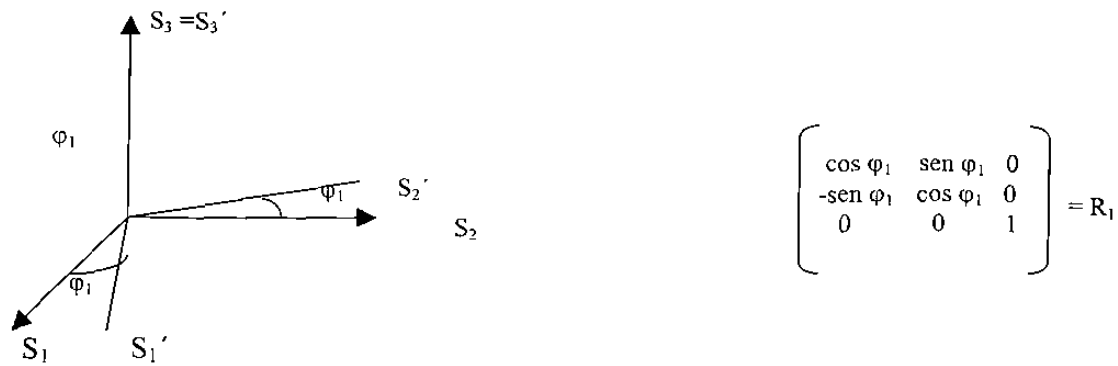


Figura 10. Posición de los ejes de la primera rotación y notación matricial.

En el segundo paso tendremos la segunda rotación, ver Figura 11.

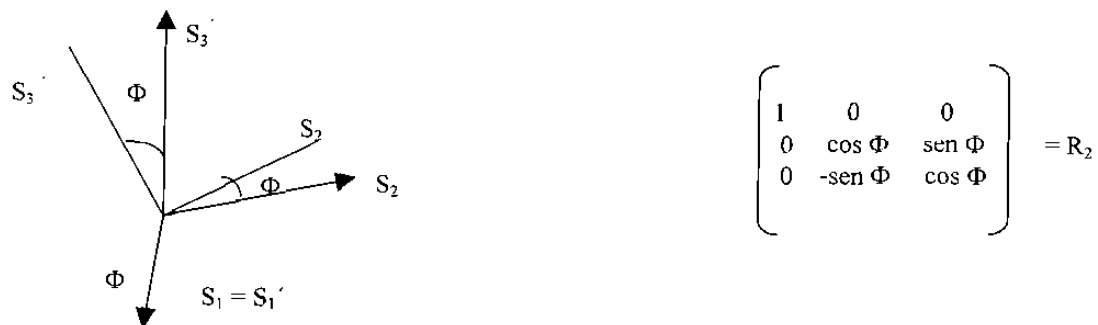


Figura 11. Posición de los ejes de la segunda rotación y notación matricial.

En el tercer paso tendremos la tercera rotación, la cual es la última que se da y la que define la posición de los ejes del cristal, ver Figura 12.

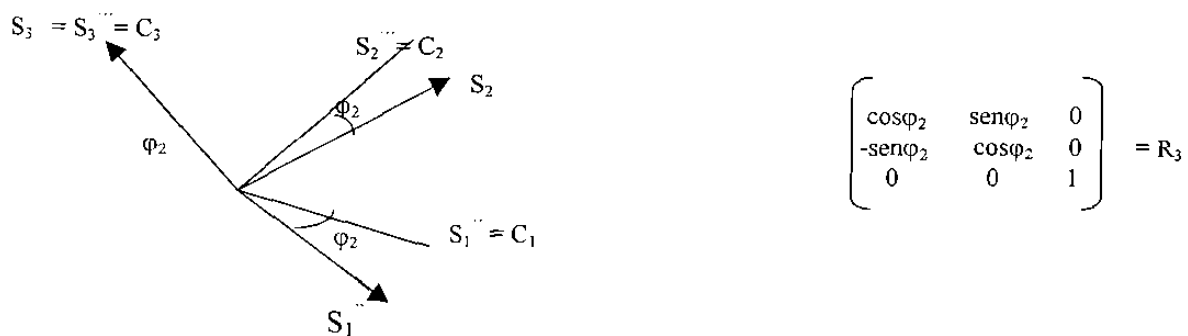


Figura 12. Posición de los ejes de la tercera rotación y notación matricial.

Finalmente podemos observar en la Figura 12, la posición de los vectores C_1 , C_2 y C_3 , los cuales son los vectores de posición del cristal. La matriz final resulta de la

multiplicación de las tres matrices anteriores R_1 , R_2 y R_3 , y nos representa la orientación de un cristal en términos de los ángulos de Euler.

El espacio de orientación Euler son coordenadas cartesianas en un espacio tridimensional, generalmente cada orientación cristalográfica se presenta por un punto en este espacio. La textura se representa en este espacio por medio de una serie de dos secciones dimensionales con φ_1 y Φ constantes, ver Figura 13.

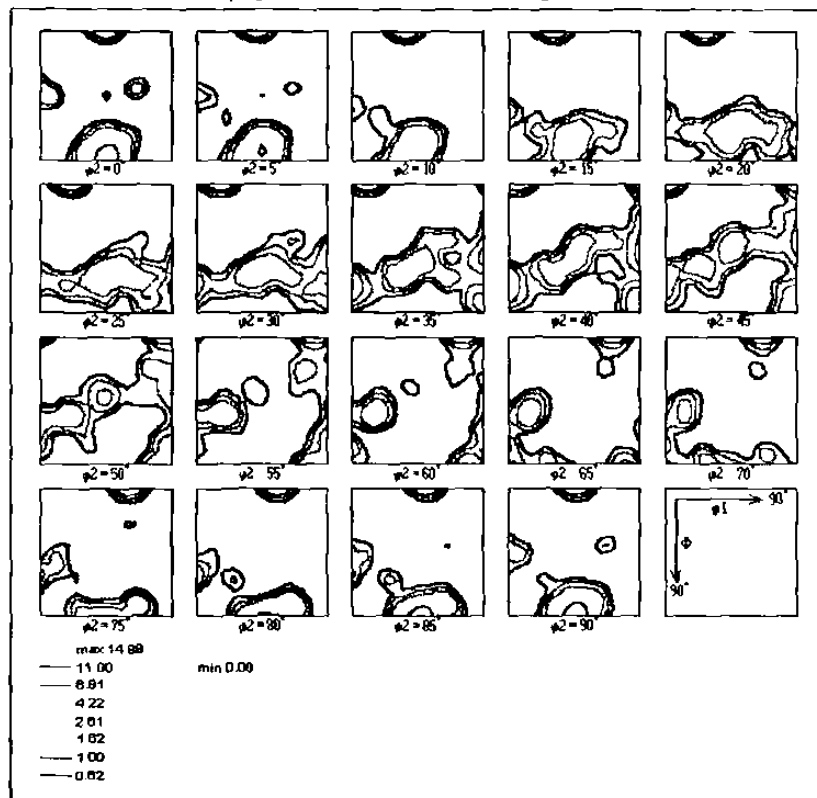


Figura 13. Espacio de orientación de Euler, donde se representa la textura por una serie de dos secciones dimensionales⁴⁵.

Como ya se mencionó otra forma de representar la ODF es por medio de las figuras de polos tanto discretas como inversas. Tales figuras se utilizan para simplificar el análisis de la ODF; en ellas las orientaciones se mapean como proyecciones a dos dimensiones, tal como se muestra en la figura 14.

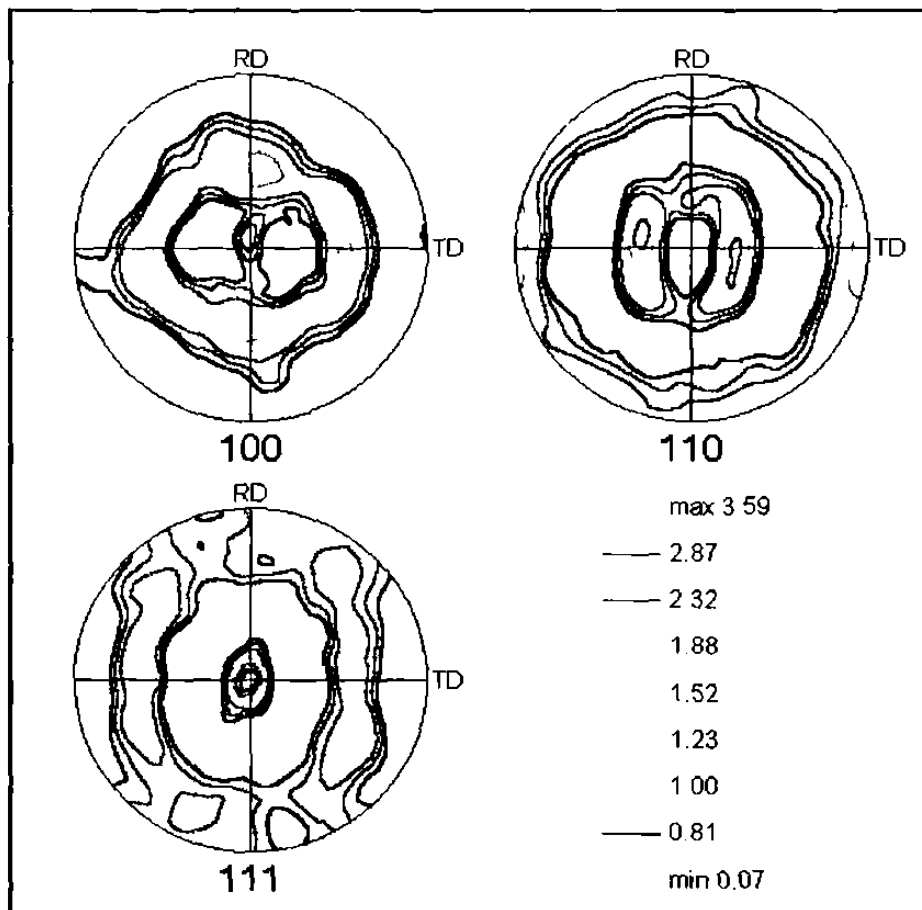


Figura 14. Figura de Polos de una muestra de acero de bajo carbono laminada en caliente⁴⁵.

2.2.7. Función de distribución de desorientación.

En forma similar a la función de distribución de orientación, la distribución de diferencias de orientación (desorientación) (MDF) de las fronteras de grano y fases se representa:

$$\frac{dA/A}{d\Delta g} = F(\Delta g), \Delta g = f\{\varphi_1, \Phi \text{ y } \varphi_2\} \quad (13)$$

Donde dA/A es la fracción de área de las fronteras que tienen una diferencia de orientación Δg .

2.3. Anisotropía.

La anisotropía se presenta en los metales debido a las diferencias de empaquetamiento atómico existentes en distintas direcciones de un cristal. Esto resulta en diferencias en la magnitud de las propiedades químicas, físicas y mecánicas de un cristal medidas en diferentes direcciones.

Los metales están compuestos de una gran cantidad de cristales anisotrópicos. En muchos casos los cristales se encuentran orientados en forma diferente uno con respecto al otro, por lo tanto, las propiedades son más o menos iguales, es decir, los metales policristalinos son cuerpos isotrópicos (Ver Figura 15a). Sin embargo si estos cristales presentasen la misma orientación, esta isotropía no se presentaría, dando paso a un material completamente anisotrópico (Ver Figura 15b).

2.3.1. Propiedades afectadas por la anisotropía.

La anisotropía de un material es importante, ya que afecta tanto a las propiedades mecánicas como a físicas en un cristal simple. Es de interés evaluar los cambios mecánicos (elásticos o plásticos), así como el comportamiento eléctrico, térmico, magnético, óptico, químico y electroquímico de los materiales.

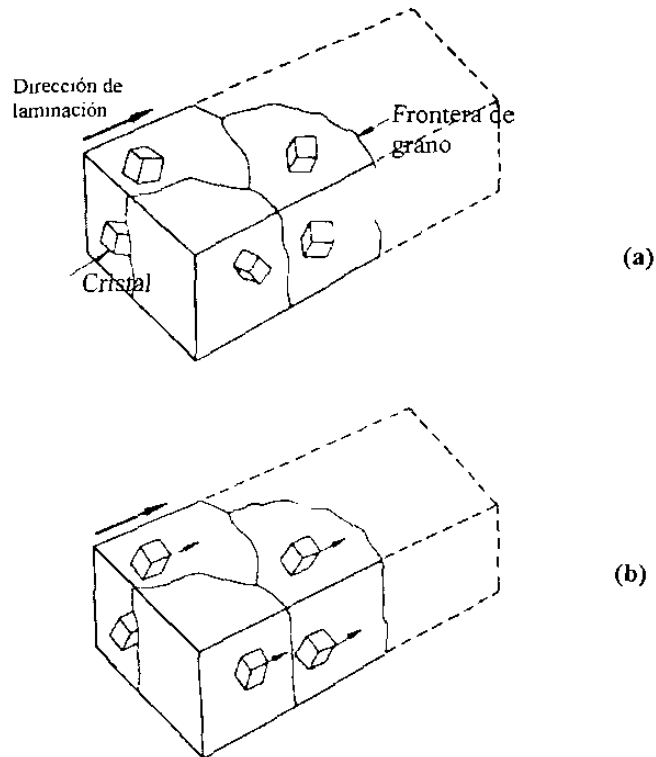


Figura 15. Metales presentando diferente orientación (a), y orientación preferente en una misma dirección (b).

La anisotropía microestructural puede tener dos formas, la morfología de la microestructura y la orientación cristalográfica de las fases presentes. En ambos casos, la coordenada de referencia será la geometría del componente. A la anisotropía cristalográfica se le llama también orientación preferencial, mientras que la morfológica implica que uno o más parámetros microestructurales varían con la orientación de la dirección o el plano en el cual se mide el parámetro en la muestra⁹.

Como ejemplo, se sabe que la permeabilidad magnética del acero depende fuertemente de la orientación: si es suave corresponde a una dirección $[1\ 0\ 0]$ y si es fuerte a las direcciones $[1\ 1\ 0]$ y $[1\ 1\ 1]$. Así tanto las curvas de magnetización como las pérdidas por histéresis se ven afectadas por la textura cristalográfica¹⁰.

2.3.2. Medición de anisotropía plástica: Valor R.

Para definir si un material presenta anisotropía no solo en sus propiedades mecánicas se mide el valor R del mismo. Este valor se define como el cociente de la deformación verdadera del ancho sobre la deformación verdadera del espesor en una prueba de tensión de una muestra cortada de una lámina.

$$R = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \quad (14a)$$

donde:

$$\epsilon_w = \ln (W_o/W_f) \quad (14b)$$

$$\epsilon_t = \ln (t_o/t_f) \quad (14c)$$

donde ϵ_w y ϵ_t son la deformación con respecto al cambio en ancho y espesor respectivamente, además W_o y W_f se refieren al ancho inicial y final así como t_o y t_f equivalen al espesor inicial y final respectivamente.

Una vez definido el valor R y para poderlo relacionar directamente con la anisotropía, las mediciones se realizan en probetas cortadas en tres direcciones diferentes: una en la dirección de laminación, otra en la dirección transversal a la dirección de laminación y la última a 45° con respecto a la dirección de laminación. Con las mediciones de ellas se resolverá la siguiente expresión:

$$\bar{R} = \frac{R_L + R_T + 2R_{45}}{4} \quad (15)$$

donde R_L es el valor de R en la dirección de laminación, R_T en la dirección transversal y R_{45} a 45° de la misma, por lo que se considera a \bar{R} como un promedio de los valores individuales.

CAPITULO 3

DESCRIPCION DE LA TECNICA Y EL EQUIPO.

3.1. Mediciones de Textura.

Existen dos técnicas experimentales de análisis de textura. La primera es la medición grano por grano y la segunda por rayos X, ambos métodos son por difracción.

La primera es la Microscopía de Imágenes de Orientación (OIM), la cual es la más directa para medir las orientaciones de los granos en la muestra individualmente. Para esto se utiliza el método de Kikuchi⁸. Por este método se obtienen coordenadas espaciales y angulares al mismo tiempo. De aquí se pueden obtener las siguientes distribuciones:

1. ODF	Volumen Cantidad	} Tamaño de grano.
2. MDF	Fronteras de grano Fronteras de fase	

La principal desventaja de este método es el número de mediciones en granos individuales necesarios para obtener una relevancia estadística, dicha desventaja se ha superado con el desarrollo de métodos automáticos de análisis grano por grano, como el utilizado en el presente trabajo.

El segundo método, de difracción en policristales, es más utilizado, aquí el ángulo de difracción $\Theta(hkl)$ establece un plano particular de la red (hkl) (ver figura 16). La rotación de la muestra ($\alpha\beta$) se utiliza para colocar este plano de la red dentro de una posición de reflexión para cualquier orientación del cristal. Estas mediciones se realizan en un goniómetro de textura¹³. El resultado de estas mediciones es la distribución angular, con respecto a la muestra, de las direcciones normales al plano de la red (hkl), es decir, se obtiene una figura de polos.

Como se mencionó con anterioridad, la técnica utilizada en este trabajo es la de grano por grano, para ésto se utilizó un algoritmo de procesamiento de imágenes conocido como microscopía de imágenes de orientadas⁷, OIM, el cual se encuentra adaptado a un microscopio electrónico de barrido (MEB).

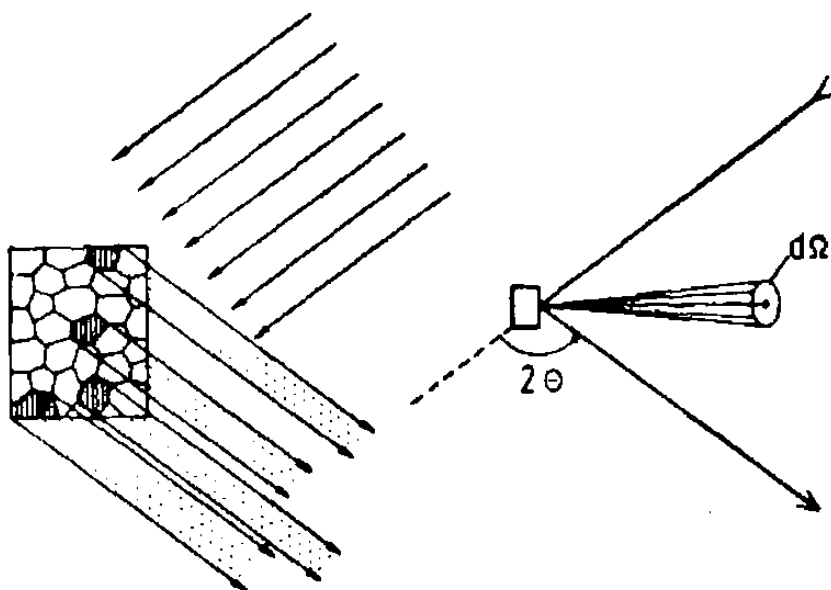


Figura 16. Medición de textura por difracción en policristales.

3.2. Microscopio y tipo de radiación.

El microscopio electrónico de barrido utilizado es de la marca Phillips, cuyo principio de funcionamiento es bastante simple: el haz de electrones es emitido desde un cátodo de tungsteno y se enfoca a un diámetro pequeño por un lente magnético (~ 10 nm). El voltaje de aceleración del haz está en un intervalo de 0 a 40 kV y la corriente a través de la superficie va de 0 a $5 \mu\text{A}$. La amplificación es de 0 a 300,000X con una resolución de 1.5 nm.

Durante dos décadas de desarrollo comercial se han mejorado todos sus componentes: detectores más sensibles, cátodos más poderosos y mecanismos de barrido más precisos; reduciendo de esta forma el ruido en todos los mecanismos electrónicos.

En la figura 17 se puede observar la interacción entre el rayo de electrones primarios y la muestra, de la cual se emiten diferentes tipos de radiación que, al ser

colectadas en un detector adecuado son utilizadas para la formación de imágenes. Estas radiaciones producen efectos físicos que proporcionan información de la muestra. En la Tabla 3.1 se encuentra dicha información.

Para el objeto del presente trabajo, se utilizaron los electrones retrodispersados (BE), los cuales dan información de la composición, topografía y la orientación cristalográfica del material.

El espectro de energía y la penetración de escape de los electrones retrodispersados está directamente relacionada con el número atómico del material. Es decir, en materiales con número atómico alto, una gran número de electrones son retrodispersados por átomos cercanos a la superficie. Esta retrodispersión da lugar a la generación de líneas de Kikuchi las cuales se describirán posteriormente.

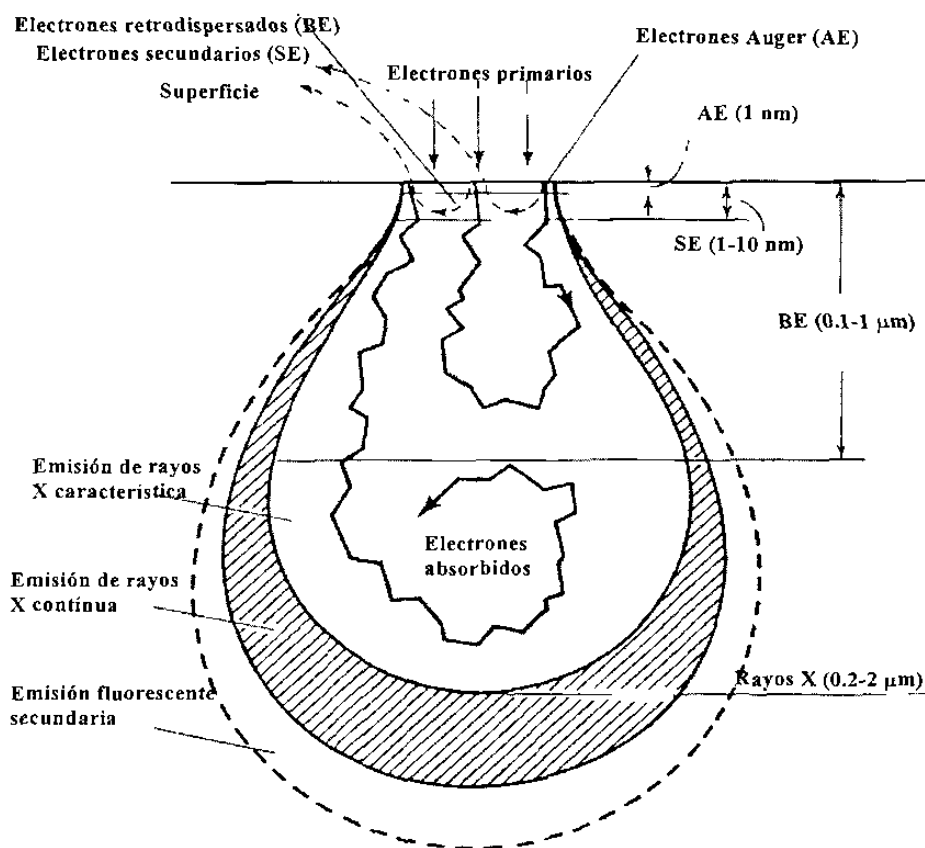


Figura 17. Interacción entre el rayo de electrones primarios y la muestra.

3.3. Electrones retrodispersados.

Los electrones retrodispersados son aquellos que tienen energías mayores a 50 eV y tienen un componente de dirección opuesta al rayo incidente. Estos incluyen electrones retrodispersados inelásticamente y electrones primarios dispersados elásticamente con una pérdida de energía despreciable. La mayor parte de los electrones retrodispersados tienen energías entre 0.5 y 0.9 de la energía del haz incidente.

La eficiencia con la cual se generan los electrones retrodispersados depende fuertemente del número atómico de los átomos impactados. Esto se puede observar en la Figura 18, la cual muestra que la eficiencia de la dispersión para elementos ligeros es menor que para elementos pesados¹⁴.

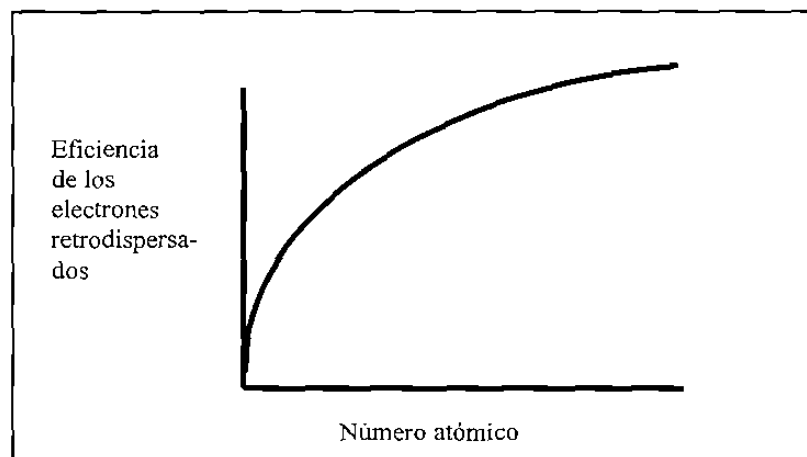


Figura 18. Dependencia de la eficiencia de generación de electrones retrodispersados con el número atómico.

La distribución de los electrones retrodispersados es también una función de la orientación del haz con respecto a la superficie de la muestra. Las Figuras 19a y 19b muestran el efecto de la orientación de la superficie de la muestra sobre la distribución de electrones retrodispersados.

Tabla 3.1. Diferentes tipos de radiación de un haz de electrones al interactuar con la muestra.

Señal Detectada	Tipo de detector	Información	Efecto	Resolución mínima	Máxima profundidad de información	Observación
Electrones Secundarios (SE)	Fotomultiplicador con caja de Faraday.	*Topografía de la superficie. *Contraste del material. *Contraste de la orientación cristalográfica.	La producción de SE depende grandemente de la inclinación de la superficie y del número atómico y la orientación cristalográfica.	5-20 nm	1-2 nm	Para los SE excitados por los BE se reduce la resolución y se amplía la profundidad de información. El contraste del material puede suprimirse sobreponiendo la señal de BE invertida.
Electrones retrodispersados (BE)	Estado sólido o fotomultiplicador con centelleante.	*Composición del material. *Topografía. *Orientación cristalográfica.	La producción de BE depende del número atómico, incrementándose a mayor peso.	0.1-1µm	0.1-1µm dependiendo de la energía de los electrones primarios (voltaje de aceleración).	Contraste topológico puede suprimirse por un detector de cuello de anillo. Se puede obtener una mejor resolución usando un filtro de energía.
Corriente de la muestra (absorbida o tangente)	No se necesitan detectores externos.	*Contraste complementario a electrones retrodispersados.	La producción de BE resulta en una corriente eléctrica correspondiente.	0.1-1µm	0.1-1 µm dependiendo de la energía de los electrones primarios (voltaje de aceleración).	Amplificaciones convencionales son difíciles y ruidosas. Usado en desarrollos primitivos del SEM, puede reemplazarse con mejores amplificadores.
Rayos X	Semiconductor	*Distribución elemental.	Emisión de radiación característica por bombardeo de electrones.	~1 µm	>1 µm	Análisis elemental por espectrometría, imágenes de intensidad de rayos X con densidad de puntos correspondientes a la concentración del elemento.
Luminiscencia catódica	Fotomultiplicador con espejo.	*Detección de fases no metálicas y semiconductoras.	Emisión de fotones por bombardeo de electrones.	0.5-10µm		Aplicable a materiales metálicos sólo en casos raros.

Por lo tanto, debido a que la distribución de electrones retrodispersados depende tanto del número atómico como de la orientación de la muestra con respecto al haz incidente, la señal de electrones retrodispersados lleva información tanto topográfica como composicional.

Los detectores de electrones retrodispersados se diseñan frecuentemente para cuantificar la señal electrónica desde varios lugares alrededor de la muestra (usualmente cuatro). La señal desde cada uno de estos diferentes cuadrantes se selecciona individualmente, y se adiciona o se sustrae. Esta opción permite seleccionar el tipo de contraste: número atómico o topográfico, que se desee utilizar en el análisis de la muestra problema. Cuando se colectan los electrones de todas las direcciones y se adicionan, el contraste es menos sensitivo a la topografía y se enfatizan las diferencias en número atómico. Si la superficie es muy lisa, se pueden detectar diferencias extremadamente pequeñas en composición.

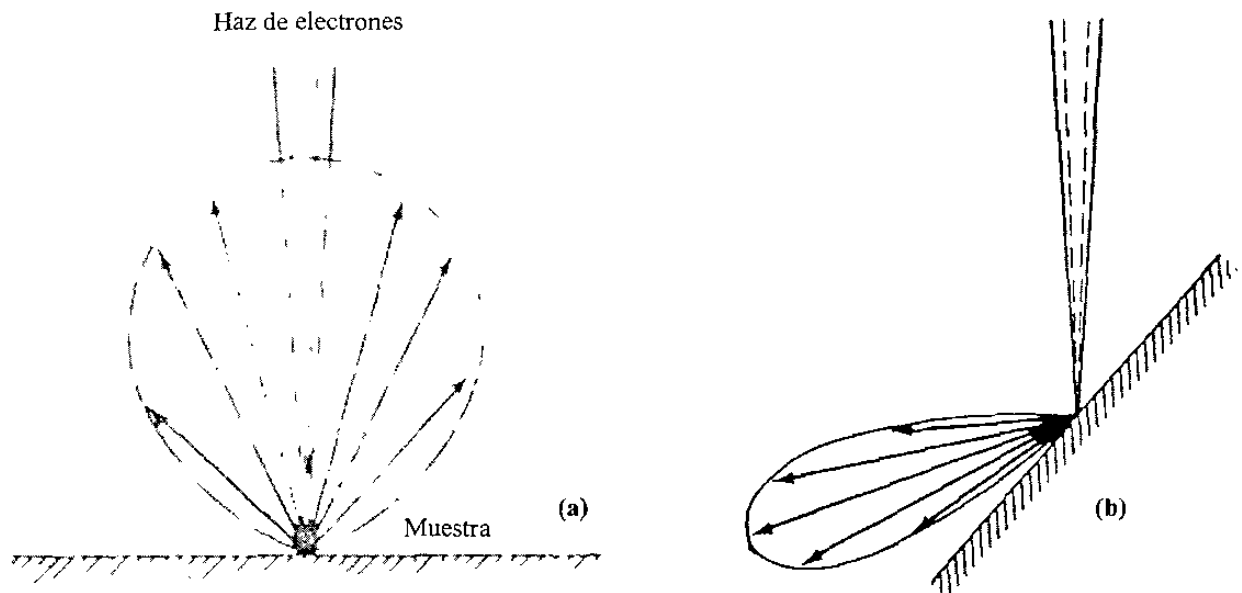


Figura 19. Distribución angular de electrones retrodispersados (a) rayo incidente normal a la superficie. (b) rayo incidente inclinado a la superficie.

3.4. Líneas de Kikuchi.

Los electrones retrodispersados (BE) pierden energía en un intervalo cercano a cientos de eV, subsecuentemente, los que llegan a dispersarse inelásticamente son difractados coherentemente siguiendo las trazas de las líneas de Bragg de acuerdo con un grupo de planos de reflexión apropiado. Las líneas o bandas se producen en pares contrastando en el fondo de la pantalla. Para que esto suceda, deben cumplirse dos condiciones específicas; la primera es que el cristal sea lo suficientemente grueso para que el proceso de dispersión inelástica ocurra ampliamente, la segunda condición es que el cristal sea casi perfecto, especialmente que no presente deformación, ya que la deformación influencia sistemáticamente la calidad del patrón de difracción.

El ancho de las bandas corresponde a dos veces el ángulo de Bragg y la banda central representa la traza del plano de la red. Si esto llega a ser excesivo, las líneas se confunden con el fondo, ya que su intensidad se extiende sobre un ángulo grande. El lugar donde varias bandas se intersectan representa un polo.

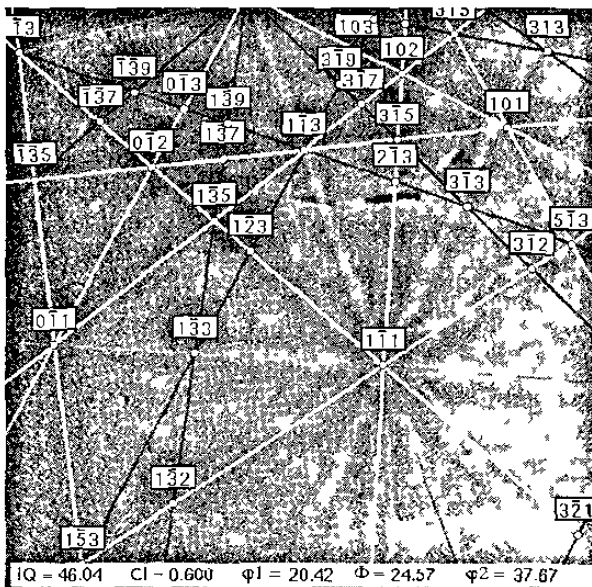


Figura 20. Patrón indexado de Kikuchi de un acero de bajo carbono laminado en caliente⁴⁵.

Los patrones de líneas de Kikuchi (BKD) (Ver Figura 20) se utilizan para determinar la orientación del cristal con respecto al haz de electrones, mediante el sistema OIM. Una vez capturado el patrón, se indexa mediante el algoritmo, identificando los índices cristalográficos que corresponden a cada una de las líneas de Kikuchi presentes en el material.

Las bandas son detectadas en el patrón de difracción por medio de técnicas de análisis de imágenes. El algoritmo utilizado es la transformada de Hough⁷. Esta utiliza la siguiente parametrización:

$$\rho_i = x_k \cos \theta_i + y_k \sin \theta_i \quad (16)$$

donde (x_k, y_k) son las coordenadas de un punto en la imagen original y (ρ_i, θ_i) son los parámetros de una línea recta que pasa a través de (x_k, y_k) (Ver Figura 21). Una vez detectados estos puntos, el algoritmo encuentra los picos o puntos más prominentes en la transformada de Hough. A partir de todas las bandas detectadas se forman las tercias posibles, lo cual produce un juego de orientaciones para cada tercia formada a partir de las bandas detectadas. Así la orientación que aparece con más frecuencia en el juego de soluciones se considera la orientación correcta.

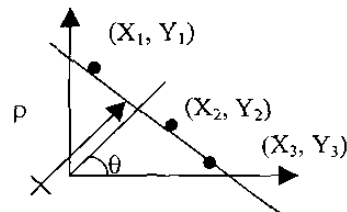


Figura 21. Definición de los parámetros de Hough.

3.5. Descripción de la técnica.

La técnica OIM utilizada surge de la necesidad de obtener una correlación entre la microestructura y la orientación individual de los granos de una muestra. La aplicación de difracción de electrones, especialmente de los patrones de Kikuchi para la determinación de microtextura fue propuesta por su descubridor. No obstante, no existía la capacidad de análisis e instrumentación para obtener suficientes datos para tener una alta confianza estadística. Con el desarrollo de esta técnica, la determinación de microtextura por

microscopía electrónica se ha convertido en una herramienta en el desarrollo de capacidades de análisis totalmente automáticas de patrones de difracción obtenidos en un microscopio electrónico de barrido que alimenta la información a una computadora.

Los patrones de Kikuchi se obtienen enfocando un haz estacionario hacia el grano de interés que cumpla las condiciones ya descritas. Los patrones son capturados con una cámara de video de alta sensibilidad.

Un equipo típico para obtener los patrones de Kikuchi por medio de MEB se observa en la Figura 22. La muestra debe estar inclinada un ángulo de 50° a 80° con respecto al haz incidente. El haz de electrones estacionario se dirige hacia el grano de interés, al incidir en él, los electrones retrodispersados impactan la pantalla de fósforo en la que se proyectan las líneas de Kikuchi. Este patrón se transmite a una estación de trabajo mediante una cámara de alta definición. Programas especiales capturan la imagen, la digitalizan, indexan y almacenan para su análisis posterior. La corriente del haz debe encontrarse en un nivel de 3 a 6×10^{-9} A. El análisis de los patrones BKD se realiza automáticamente utilizando el sistema OIM. El tiempo promedio de captura y análisis de los patrones es de aproximadamente 30 segundos.

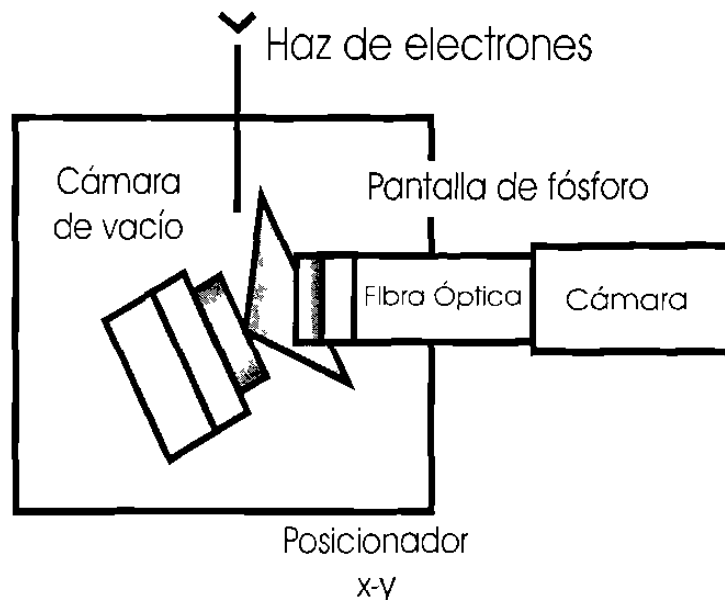


Figura 22. Equipo típico para obtención de patrones de Kikuchi por medio de MEB.

Para que se efectúe el proceso de captura, el microscopio debe encontrarse en el modo de análisis puntual; en este modo el cursor se coloca sobre la imagen presente en la pantalla del MEB en el lugar en que el haz se enfoca en la microestructura; de esta forma el patrón de difracción y las mediciones de orientación se relacionan directamente con la microestructura.

Una vez capturado el patrón de difracción, se procede a realizar la indexación, para después obtener la información deseada, tal como la función de distribución de orientación (ODF), función de distribución de desorientación (MODF), tamaño de grano y distribución.

El tiempo promedio de análisis para una muestra de acero de bajo carbono colocada en el MEB es de aproximadamente tres horas y media, refiriendo este proceso a un tamaño de paso de 3.5 μm , con una amplificación de 100X, una corriente de 2500 pA y un voltaje de 30 kV.

Es muy importante que el MEB se encuentre con el control externo encendido para que el sistema OIM pueda controlar durante el tiempo de análisis, sus funciones y de esta forma pueda realizarlo con éxito.

3.6. Descripción del sistema.

Los datos almacenados (posiciones, orientaciones y contraste de imagen) pueden procesarse para crear micrografías de orientación de imágenes, que permiten una representación visual de la microestructura. A cada posición se le asigna un pixel al cual se le marca con un nivel de gris en base a detalles globales de la red de orientación o a la calidad del patrón correspondiente. La Figura 23 muestra un ejemplo de una imagen generada en OIM de una aleación de níquel recristalizada⁷. La imagen se formó graficando el parámetro de calidad de imagen (IQ), el cual describe la calidad del patrón asociado con cada punto medido en una escala de grises. Los datos con altos valores de

IQ se sombrea más claro que los datos con bajos valores de IQ. Otro punto a destacar en estos mapas IQ son las fronteras: si dos puntos vecinos difieren en orientación más de 5° , entonces se dibuja un segmento delgado (pixel simple) en el mapa. Si la desorientación entre dos puntos excede 15° entonces se dibuja una línea gruesa (dos pixeles de espesor).

Como ya se mencionó, el equipo necesario para ejecutar OIM consiste de un generador de electrones, un detector (en este caso una pantalla de fósforo), un sistema para la captura de imágenes y una computadora para analizar la información recopilada. Además de esto, existen en el sistema un buen número de partes ya incluidas para mejorar la calidad de salida, dando nuevas opciones y una operación más sencilla.

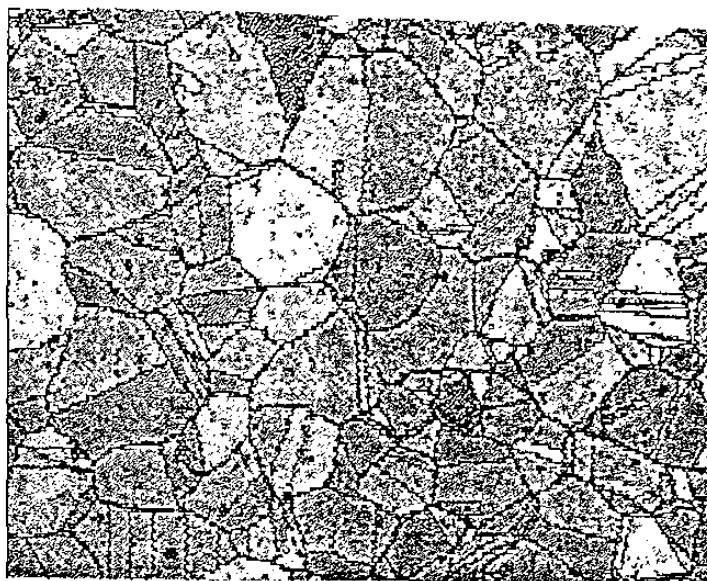


Figura 23. Mapa OIM de una muestra de aleación de níquel recristalizado, los granos claros representan valores de calidad de imagen más altos que los oscuros⁷.

3.6.1. Componentes del sistema OIM.

Los componentes principales del sistema OIM y la interacción de unos con otros se pueden apreciar esquemáticamente en la Figura 24. El diagrama de conexiones indica que

muchos de los cables se conectan a la caja MSC-1100. Las conexiones de esta caja se pueden observar en la Figura 25 con una descripción más completa de las opciones que se incluyen. El sistema de cómputo se comunica por vía RS-232C con la caja MSC-1100 para proporcionar un control de la posición del haz de electrones y de las opciones de trabajo del video; o puede comunicarse con la cabina del MEB o el CCU directamente. Las líneas punteadas indican componentes opcionales, no estándar en el equipo.

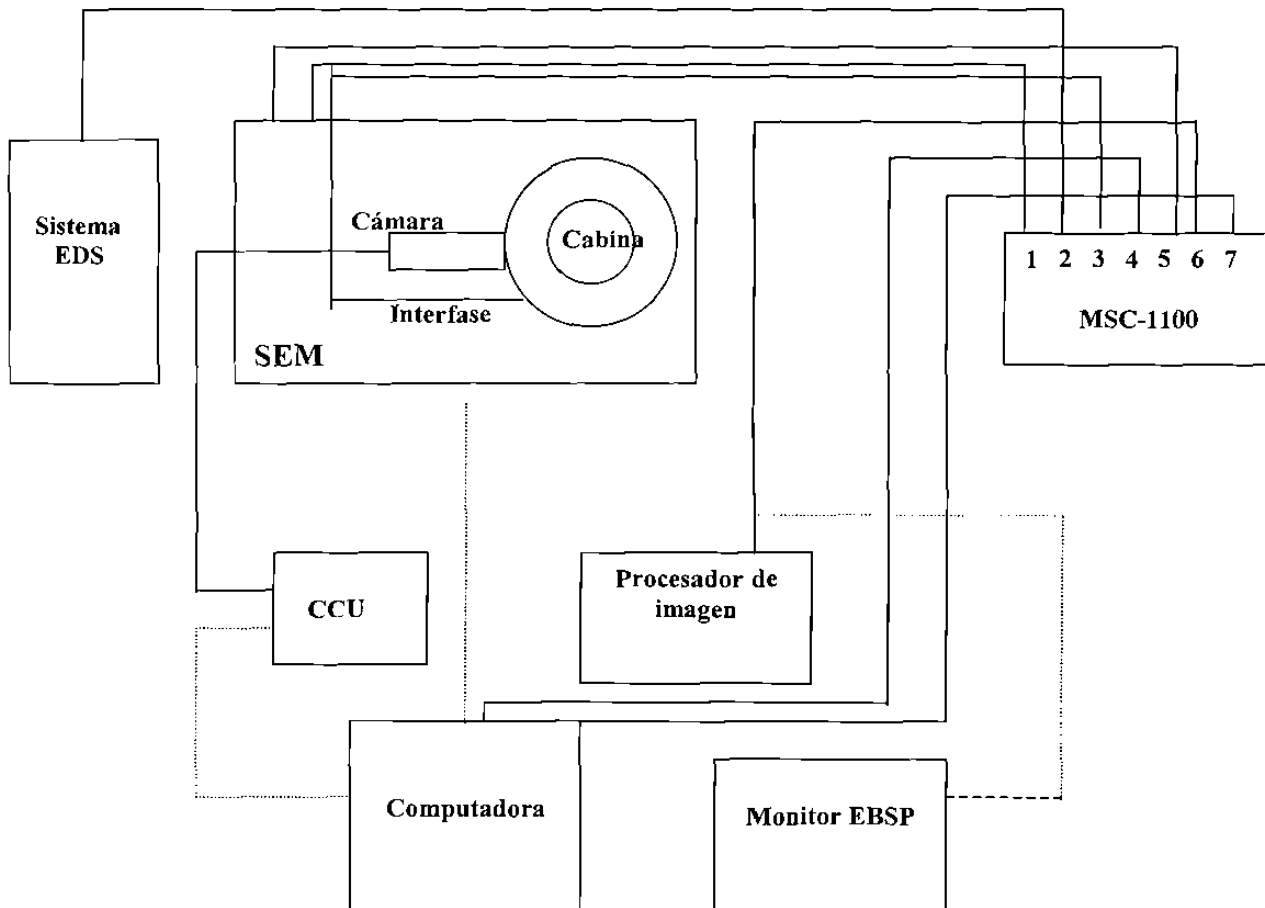


Figura 24. Descripción esquemática del equipo utilizado en OIM.

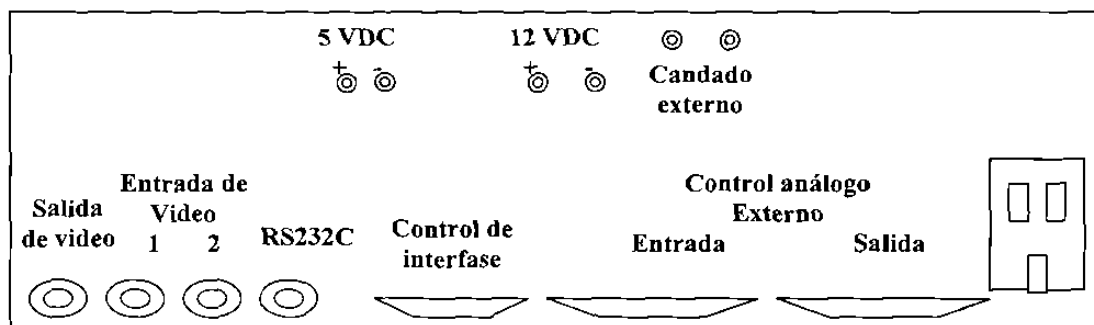


Figura 25. Conexiones de la caja MSC-1100.

Hoy en día existen una amplia variedad de MEB's. Virtualmente todos ellos pueden usarse para la microscopía de orientación de imágenes, pero sería muy positivo considerar algunos puntos al momento de seleccionar este instrumento para el uso con OIM. La consideración más importante al escoger un MEB es la disponibilidad y posición de los puertos en la cabina para el montaje de la interfase EBSP. Con anterioridad en este trabajo se describió la posición de la pantalla de fósforo y la inclinación que debe tener la muestra para trabajar con el sistema. Esto es de una gran importancia, ya que al alejarse de la posición ideal se sacrifica la intensidad de señal del EBSP.

Otra consideración importante es determinar el tipo óptimo de fuente de electrones. El manejo de los patrones requiere una cierta cantidad de señal dependiendo del tipo de pantalla de fósforo, de la sensibilidad de la cámara y del tiempo necesario para barrer la muestra. Es importante obtener una señal intensa, lo cual se logra con voltajes de aceleración altos y corrientes altas. En general esto se puede conseguir con filamentos de tungsteno y de LaB6.

La CCU recibe la señal de la cámara y proporciona una señal de salida al monitor. Generalmente tiene controles para alterar electrónicamente el gradiente de intensidad a través del detector para que la imagen en vivo se vea tan clara como sea posible. La señal de salida se envía a una unidad de procesamiento de imágenes (en algunos casos, el procesador de imágenes y el control de cámara pueden venir en una misma unidad, pero lo

más común es que sean dos unidades separadas). El procesador de imagen la realza y corrige para cualquier gradiente de intensidad a través de la pantalla de fósforo. Esto se hace obteniendo primero una señal primaria del material a analizar. La manera más fácil de realizarlo es colocar el haz incidente del MEB en el modo de barrido de TV sobre algunos granos de la muestra policristalina. Esto no permitirá ver ningún patrón de difracción ni marcar bandas de Kikuchi en la pantalla de fósforo; sólo sirve para allanar cualquier ruido en el sistema y guardar la imagen resultante en una memoria. Esta memoria se utiliza para substraer o dividir la señal viva. Esto se realiza típicamente con un esquema de promedio de cuadros que reduce el ruido en el sistema. En el barrido OIM se puede utilizar un promedio de 4 a 32 cuadros. Un promedio de cuadros alto proporciona una gran velocidad de barrido con un nivel de ruido alto en la señal. Para una imagen de alto contraste lo mejor es un promedio de cuadros pequeño. La señal procesada es enviada a la computadora para su análisis por medio del MSC-1100.

CAPITULO 4

FENOMENOS CAUSANTES DE LA TEXTURA.

4.1. Planos de deslizamiento.

Los metales son de naturaleza policristalina, de esta forma, se pueden visualizar como un agregado de muchos cristales pequeños. Cada cristal presente en la muestra tiene una orientación en la red diferente con respecto a otro cristal (y con respecto al marco de referencia de la muestra). Los policristales sufren deformaciones por deslizamiento en los granos individuales a temperaturas normales. Este deslizamiento tiene lugar en un plano y en una dirección cristalográfica específica. Dichos planos de deslizamiento generalmente tienen densidades atómicas de empaquetamiento relativamente altas.

La presente sección, muestra un estudio de los sistemas de deslizamiento para aceros laminados en caliente; el cual hace un análisis clásico de esfuerzo de cedencia,

basándose en la teoría de Taylor⁷ para policristales de metales dúctiles que ceden con facilidad. Estos aceros, con diferentes microestructuras, normalmente, presentan deslizamientos en direcciones del tipo (110)[111], o pueden involucrar otros planos secundarios tales como los (112) y (123).

Para que ocurra el deslizamiento se debe alcanzar un esfuerzo de cizallamiento crítico en cualquier sistema de deslizamiento (ley de Schmid), y como consecuencia del deslizamiento deben cambiar las orientaciones cristalográficas asociadas a él.

Para entender el proceso de deformación policristalina, se debe entender como cambia la distribución de orientaciones cristalográficas (textura) durante la deformación. La direccionalidad (anisotropía) en las propiedades mecánicas es una consecuencia común de las distribuciones de orientación preferenciales en los materiales policristalinos.

4.2. Teoría de Taylor.

La teoría clásica de Schmid funciona para cristales simples⁷, pero comúnmente los materiales son policristalinos, lo que lleva a la necesidad de un promedio de dicho factor para predecir la respuesta del esfuerzo del policristal a una textura dada. La teoría de Taylor modela dicha respuesta anisotrópica con respecto a la deformación. Taylor supone que la deformación local de los granos es idéntica a la deformación macroscópica (homogénea). Hablando en términos de mecánica de sólidos, F es el gradiente de desplazamiento macroscópico (tensor de segundo orden) y F^c es la deformación o velocidad de deformación correspondiente requerida por Taylor en un grano individual (o cristal).

$$F = F^c \quad (17)$$

Un punto importante del análisis de Taylor es el parámetro llamado Factor de Taylor. Suponiendo que el esfuerzo de cizallamiento crítico τ_c es igual en todos los

sistemas de deslizamiento activos durante un incremento de deformación ε , el factor de Taylor se define por⁷:

$$M = \sum_s \frac{\gamma^{(s)}}{\varepsilon} = \frac{\sigma}{\tau_c} \quad (\gamma^{(s)} \geq 0), \quad (18)$$

donde M es una función de la orientación de la red del cristal y de la deformación impuesta ε . Valores grandes de M indican que la deformación ocurrió mediante una gran actividad de sistemas de deslizamiento y a su vez por gran cantidad de trabajo plástico; ε es la deformación, σ es el esfuerzo, $\gamma^{(s)}$ es la deformación por corte asociada con el esfuerzo de dislocaciones en los sistemas de deslizamiento activos s y τ_c es el esfuerzo de cizallamiento crítico.

Se requiere en este punto una definición más general del factor de Taylor, siendo de interés estados más generales de deformación. Para este propósito es conveniente expresar el trabajo plástico en términos de las componentes principales de deformación:

$$\tilde{\varepsilon}_1, \tilde{\varepsilon}_2, \tilde{\varepsilon}_3 \quad (|\tilde{\varepsilon}_1| \geq |\tilde{\varepsilon}_2| \geq |\tilde{\varepsilon}_3|), \quad (19)$$

entonces el trabajo plástico es:

$$\begin{aligned} \delta W &= \tau_c \Sigma \gamma^{(s)} = \tilde{\varepsilon}_1 (\tilde{\sigma}_{11} + \lambda \tilde{\sigma}_{22} - (1 + \lambda) \tilde{\sigma}_{33}) \\ &= |\tilde{\varepsilon}_1| (\tilde{\sigma}_{11} + \lambda \tilde{\sigma}_{22} - (1 + \lambda) \tilde{\sigma}_{33}) \quad (\gamma^{(s)} \geq 0) \end{aligned} \quad (20)$$

donde

$$\tilde{\varepsilon}_2 = \lambda \tilde{\varepsilon}_1, \quad \tilde{\varepsilon}_3 = -(1 + \lambda) \tilde{\varepsilon}_1, \quad (21)$$

Generalizando el factor de Taylor en términos de los componentes principales del esfuerzo se tiene:

$$M = \sum_s \frac{\gamma^{(s)}}{|\tilde{\varepsilon}_1|} = \frac{|\tilde{\sigma}_{11} + \lambda \tilde{\sigma}_{22} - (1 + \lambda) \tilde{\sigma}_{33}|}{\tau_c} = \frac{\delta W}{\tilde{\varepsilon}_1 \tau_c} \quad (22)$$

Esta definición es utilizada por los programas para realizar el análisis del factor de Taylor, el cual supone que τ_c es el mismo para cada sistema de deslizamiento.

Los parámetros que deben introducirse en el sistema son de uno o más sistemas de deslizamiento $(hkl)[uvw]$, la fuerza de cizallamiento crítica para cada sistema y los nueve componentes del gradiente de desplazamiento correspondiente. Los datos obtenidos son los factores de Taylor. Analizándolos en el sistema OIM, se generan mapas de variación espacial del factor de Taylor, así como histogramas que muestran la variación para un juego dado de datos (Ver figura 26 a y b). En la figura 26a se observa un mapa de granos, donde se somborean los diferentes niveles del factor de Taylor y el sombreado más oscuro pertenece a los valores del factor más altos (en este caso 4.25), mientras que el más claro corresponde a valores de Factor de Taylor más bajos (en este caso 2.00). En la figura 26b se observa un histograma de la distribución del Factor de Taylor en la muestra.

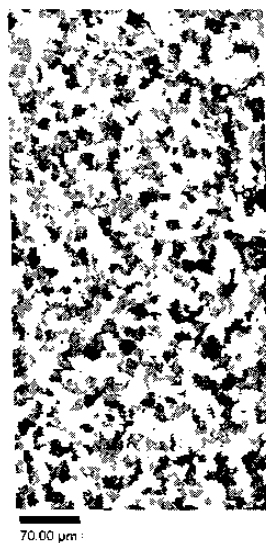


Figura 26a. Mapa del factor de Taylor para una muestra de acero de bajo carbono laminada en caliente. Para los sistemas de deslizamiento $(110)[111]$, $(112)[111]$, y $(123)[111]$. Entre más oscuro sea el grano se acercará a un mayor factor de Taylor (4.25), a medida que se esclarece se acerca al factor menor (2.00).

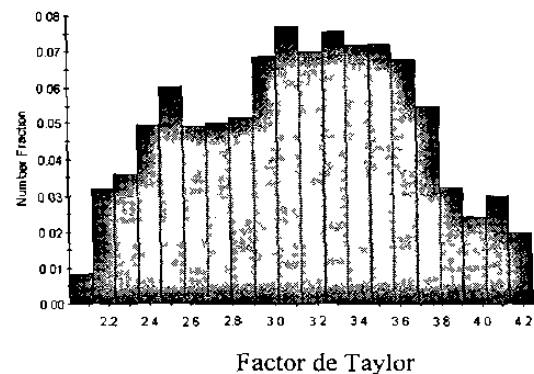


Figura 26b. Histograma de la distribución de frecuencia del factor de Taylor.

Para introducir los datos se deben cumplir dos condiciones: la primera es que el sistema de deslizamiento sea real, o lo que es lo mismo que su producto punto ($hu+kv+lw$) sea igual a cero; y la segunda es que la huella del gradiente de deformación sea también igual a cero.

En este caso en particular se utiliza el tensor de gradiente de deformación F para laminación el cual es:

$$F = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (23)$$

4.3. Efectos geométricos y textura de deformación.

La teoría de Taylor (1938)¹⁵ para la predicción de la textura de deformación da una herramienta para el programa del sistema OIM. Este se basa en la suposición de que los mecanismos de deslizamiento cristalográfico realizan la deformación y que su operación está gobernada por la ley de Schmid generalizada:

$$\tau_{ng} = \sum_{i,j} \sigma_{i,j} \cos \lambda_{in} \cos \varphi_{j,g} \quad (24)$$

En la cual σ_{ij} representa a los componentes del tensor de esfuerzos y τ_{ng} el esfuerzo de cizallamiento en un sistema (n,g) de deslizamiento dado.

En el hierro bcc, los sistemas de deslizamiento (110)[111] y (112) [111] se consideran igualmente favorecidos, la mayoría de los autores utilizan el llamado modelo de deslizamiento marcado en el cual todos los planos conteniendo la dirección [111] son considerados como sistemas de deslizamiento activo¹⁵.

Los dos criterios básicos para la formación de textura son el principio de esfuerzo homogéneo por un lado (cada elemento del material experimenta el mismo esfuerzo que el volumen del material macroscópico en el cual está embebido) y, por otro lado, el principio de trabajo plástico mínimo (a partir de todas las soluciones geoméricamente posibles, naturalmente seleccionando la más fácil).

La aplicación de la teoría de Taylor para simular la formación de textura en una prueba de tensión simple de materiales policristalinos, demandaba meses de esfuerzo en máquinas de cálculo Maddock (Taylor 1938)¹⁵. Hoy en día, la teoría de Taylor ha sido generalizada de tal forma que las evoluciones de la textura de deformación pueden modelarse para cualquier deformación posible¹⁶, especialmente para modelar macroheterogeneidades de textura sobre el espesor de hojas de acero laminadas en frío, tomando en cuenta un patrón de flujo heterogéneo¹⁵.

A primera vista, se ve que la teoría de Taylor es un modelo cristalográfico puro (geoméricamente hablando). Sin embargo se debe ser cauto, ya que esto sólo es verdad bajo las condiciones de que se completen los principios básicos (esfuerzo homogéneo a niveles de microestructura de grano y subgrano, trabajo plástico mínimo) y aún más importante, que la historia del esfuerzo de cizallamiento crítico τ_c sea conocida en los sistemas de deslizamiento individual.

Desde hace muchos años se ha puesto a debate el principio de esfuerzo homogéneo. Se tiene que, en los modelos ortodoxos de contraste completo, varias orientaciones del cristal tienen que hacer trabajo adicional para soportar el esfuerzo impuesto, comparado al trabajo que se necesita si uno o más de los componentes de esfuerzo son relajados. Esto se encuentra en conexión con los desarrollos de los llamados modelos de Taylor de relajamiento de restricciones, en los cuales los cristales tienen libertad, por ejemplo, para ejecutar algún cizallamiento adicional el cual no se encuentre presente en el tensor de esfuerzo macroscópico, además de que reduce el trabajo de deformación necesario.

Los modelos de relajamiento de restricciones, se han puesto a prueba para dar una mejor predicción del valor r de hojas de acero de bajo carbono recocidas¹⁷. El modelo de relajación de rebanadas, en el cual se permite un cizallamiento en el plano de la hoja, reporta una mejor predicción¹⁸ de la textura de laminación del hierro que el modelo completo de restricciones.

Se ve que estas relajaciones son una descripción cruda del comportamiento real. Es lógico suponer que cada orientación selecciona su propia alternativa de relajación. Diferentes componentes del tensor de esfuerzos se relajan para cada orientación diferente, no sólo como una función de la orientación considerada, sino también como una función de las componentes de esfuerzo relajadas por sus medios.

Esto se puede ilustrar por el siguiente ejemplo: en años recientes se ha mostrado un interés en la laminación intercrítica de aceros de bajo carbono en los últimos pasos del molino de laminación en caliente (Ver ref. 18). La estructura doble de austenita/ferrita, se puede considerar como un agregado de regiones de austenita dura, bordeada por una ferrita suave de bajo carbono. Se sabe que la textura de latón (110) [112] es uno de los componentes de la austenita fcc sin recristalizar. Si este componente se llega a deformar en esfuerzo plano sin relajación de restricciones, tiende a mostrar un cizallamiento pronunciado en el plano de la hoja (Ver Figura 27). Aquí se espera que la formación de (110) [112] en la austenita se empobrezca en las regiones de dos fases por la restricción más suave de la ferrita circundante. Después de la transformación de fase, dentro de la ferrita que se une a un componente muy fuerte (001) [110] da una textura derivada a partir de la laminación en la región austenítica.

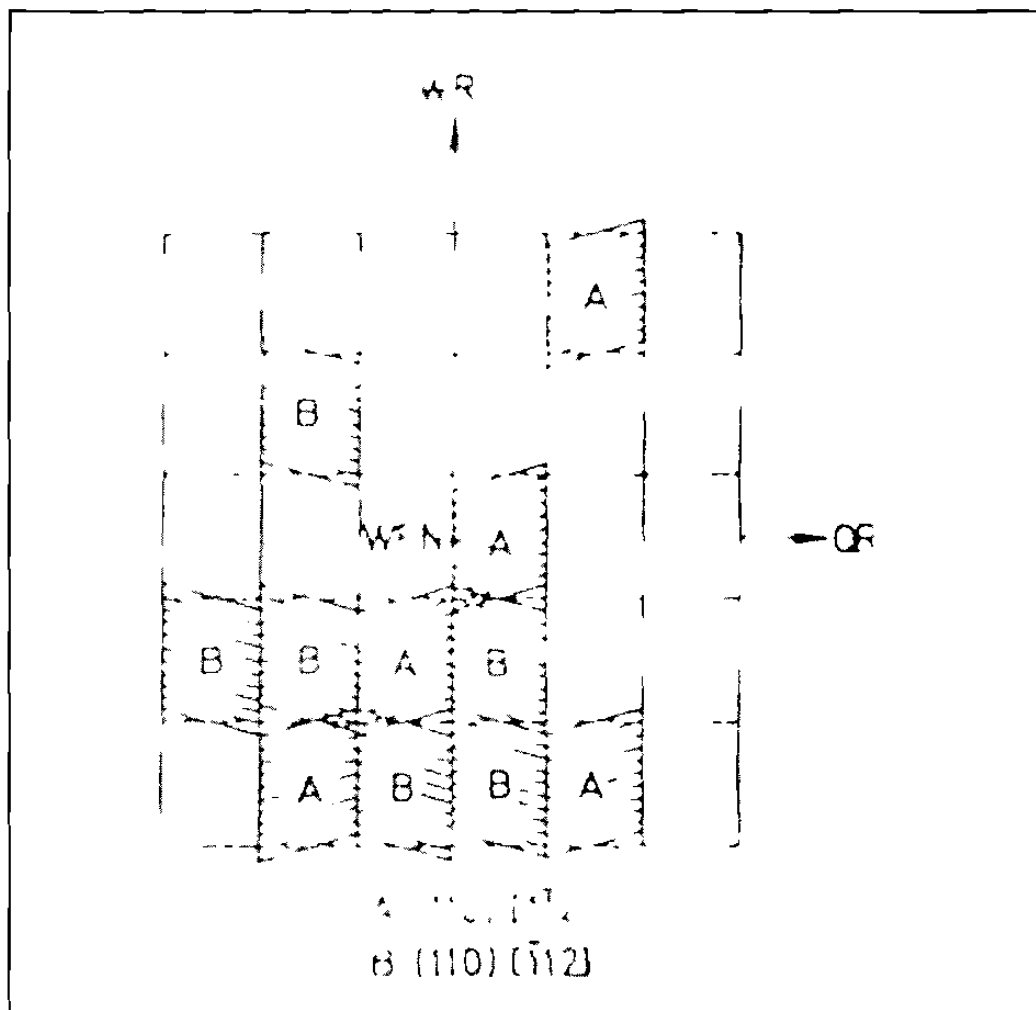


Figura 27. Cizallamientos en el plano de orientación $(110)[112]$ bajo condiciones de relajación completa¹⁹.

De igual importancia es la evolución de los esfuerzos de cizallamiento crítico resueltos a lo largo del comportamiento termomecánico. Durante el trabajo en frío los planos (110) se endurecen más que los planos (112), por esto se muestra una preferencia para sistemas de deslizamiento (112) [111] después de algún grado de laminación en frío. Esto cambia la naturaleza de la rotación del cristal en la vecindad de la frontera de grano, un fenómeno que es difícil de revelar en mediciones de textura global. Pero esto juega un papel importante en la nucleación de granos nuevos durante la recristalización. El efecto es menos importante en aceros estabilizados con Nb/Ti, que en aceros normales de bajo carbono, debido al limitado contenido de carbono en los planos de deslizamiento.

Cuando se realizan simulaciones de textura con el modelo de Taylor se supone un endurecimiento isotrópico de todos los sistemas de deslizamiento disponibles. Este es el caso para laminación en frío y en caliente, al menos en una primera aproximación, cuando los esfuerzos de cizallamiento anteriores y posteriores en las regiones superficiales no se conocen. Pero las cosas pueden cambiar dramáticamente cuando después de un pre-esfuerzo a lo largo de un modo de esfuerzo dado, se de un nuevo conjunto de esfuerzos. Los nuevos sistemas de deslizamiento activados tienen que cruzar las subestructuras de dislocación formadas previamente y además tener un esfuerzo de cizallamiento crítico más alto, en áreas donde los sistemas de deslizamiento permanecen activos, pero al localizarse en el sentido opuesto se transforman en suaves. Estos efectos se les conoce como deslizamiento cruzado y efecto Bauschinger, respectivamente.

4.4. Principales fenómenos causantes de la textura de aceros laminados en caliente.

En éste punto se hará una descripción de fenómenos que siempre toman lugar durante o justamente después del proceso de laminación en caliente. Todos ellos, excepto el primero (más no necesariamente) juegan un papel muy importante en la formación de las texturas de laminación en caliente.

En el acero las operaciones de formado dan la última reorientación dentro del material producido. Acompañando a los cambios texturales se presentan evoluciones estructurales y subestructurales, las cuales se interrelacionan. De hecho, en cada etapa de procesamiento ocurren varios cambios físicos en el interior del grano o subgrano que influyen en la distribución de orientación.

A través de los años se ha visto que la metalurgia física juega un papel importante en la determinación de la distribución de orientación en cualquier procesamiento termomecánico de materiales metálicos: deslizamientos e interacciones de dislocaciones, recristalización y fenómenos de precipitación, efectos de soluto, velocidades de difusión,

características de interfase, etc. Si se sobreimpone la multitud de efectos de transformación de fase en las aleaciones base hierro, se empezará a ver el número complejo de parámetros que gobiernan el desarrollo de la textura a lo largo de la ruta de procesamiento de un acero.

Actualmente se conocen tres tipos de texturas de aceros laminados en caliente. Se cree que cada uno de estos tipos depende del fenómeno físico predominante durante y después del último paso de laminación. Estos fenómenos son:

- Transformación de austenita a ferrita.
- Deformación por laminación de ferrita.
- Recristalización de ferrita.

Los parámetros de proceso que controlan estos fenómenos son:

- Composición química, debido a su efecto sobre las temperaturas A_{r1} y A_{r3} .
- Las temperaturas a las cuales se lleva a cabo el proceso de laminación en caliente y muy especialmente la del último paso de laminación.
- La microestructura, ya que, por ejemplo, si se encuentran presentes muchos precipitados antes del enfriamiento, la recristalización puede llegar a inhibirse.
- La temperatura de enfriamiento, la cual influencia la recristalización.

La textura de laminación en caliente del tipo de transformación comparada con las otras dos es relativamente débil, de esta forma, la subsecuente deformación hace que la textura se vuelva fuerte. Las del tipo de recristalización se caracterizan por una fibra y débil o ausente en algunos casos, y presenta una intensidad de textura alta en las vecindades del componente (001) [110], el cual no favorece en nada a un alto valor de r .

Durante la laminación en caliente se observan también paredes de dislocaciones densas, microbandas, fronteras laminares, subgranos equiaxiales y celdas. La proporción relativa de estas diferentes estructuras depende de la temperatura, la velocidad de deformación, la energía de fallas de apilamiento y el esfuerzo de fricción.

4.4.1. Desarrollo de texturas austeníticas.

Como ya se sabe, a altas temperaturas por encima de la línea Ac_3 , el acero se vuelve austenítico. Durante el enfriamiento, algunos de estos materiales dejan de ser austeníticos al alcanzar una temperatura entre la línea Ar_3 y Ar_1 . La austenita presenta una estructura cristalina fcc. Si se supone que la deformación se lleva a cabo principalmente por deslizamiento en los sistemas (111)[110], la austenita desarrolla una textura de laminación similar a la observada en otros metales fcc a temperatura ambiente. Los principales componentes de textura son: (112)[111], (110)[112] y (123)[634]²⁰. La austenita también recristaliza antes de la transformación a ferrita. El componente de textura más conocido de metales recristalizados fcc, la orientación cúbica (001)[100], se empieza a formar al recristalizar la austenita²¹.

4.4.2. Transformación de austenita en ferrita.

Existen relaciones de orientación entre los granos de austenita y los cristales de ferrita en los cuales ellos se transforman. Dicha relación, llamada de Kurdjmov-

Sachs, fue reportada^{22,23} de la siguiente manera (donde γ se refiere a la austenita y α a la ferrita):

- $(112)[111]_{\gamma} \rightarrow (113)[110]_{\alpha}$
- $(110)[112]_{\gamma} \rightarrow (332)[113]_{\alpha}$
- $(001)[001]_{\gamma} \rightarrow (001)[110]_{\alpha}$

Las orientaciones α , al observarse en texturas de laminación en caliente (después del enfriamiento a temperatura ambiente) pueden ser inherentes (no necesariamente) a la fase austenítica, mientras que las orientaciones γ aparecen en tal fase sólo a altas temperaturas.

4.4.3. Deformación plástica de la ferrita.

Sí la temperatura final de laminación se encuentra por debajo de Ar_1 (laminación ferrítica) o entre Ar_3 y Ar_1 (laminación intercrítica), los materiales que se encuentran listos para transformarse de γ a α pueden experimentar la disminución de la deformación plástica. La deformación plástica causa rotaciones de la red del cristal, la cual adquiere una orientación típica para transformarse de γ a α . La magnitud de tal rotación depende de la cantidad de deformación en la fase ferrítica. Después de una gran cantidad de deformación, la rotación de los cristales se lleva a cabo lentamente alcanzando la vecindad de una de las orientaciones típicas de las texturas de laminación bcc.

Los componentes de textura de laminación típicos o finales son descritos por Van Houtte²⁰. De acuerdo a la teoría de Taylor, las orientaciones que se encuentran en las llamadas fibras γ y α son consideradas típicas de las texturas de laminación en materiales bcc. Nótese que los símbolos γ y α utilizados en este punto, no tienen nada

que ver con las fases austenita y ferrita. La fibra γ consiste en orientaciones para las cuales uno de los planos (111) es paralelo al plano de laminación (orientaciones a partir de (111)[110] a (111)[112], ver Figura 28). La fibra α consiste en orientaciones para las cuales la dirección de laminación es paralela a la dirección [110]. Las orientaciones típicas para texturas de laminación bcc se limitan a una variación de (001)[110] a (111)[110], ésta textura pertenece tanto a la fibra α como a la γ (Ver Figura 28). Al empezar el proceso de laminación, las orientaciones cristalográficas que no se encuentran en la fibra γ ni en la α , rotan alrededor de algún punto que se encuentra en una de estas fibras. Como resultado de esto, la intensidad de la textura en las fibras se incrementa.

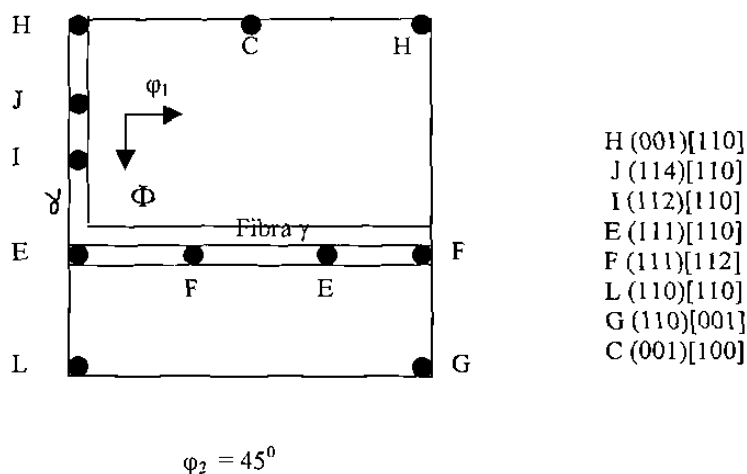


Figura 28. Sección $\varphi_2 = 45^\circ$ del espacio Euler. En esta sección se representan las principales orientaciones cristalográficas que se encuentran en las texturas de laminación de materiales bcc.

4.4.4. Recristalización de la ferrita.

La recristalización es el crecimiento de zonas libres de defectos a expensas de material deformado, mediante el desplazamiento de una frontera de gran ángulo. Esto, obviamente, modifica la textura cristalográfica, no usualmente por creación de nuevos componentes de textura, pero sí cambiando las intensidades relativas de los componentes ya existentes. Aún no se comprende bien como la textura recristalizada

se puede predecir a partir de la textura deformada, pero si se sabe que existen elementos que juegan un papel importante^{24,25}, como son:

- **Nucleación:** la primera zona libre de defectos que empieza a crecer. Aquí se mencionan ejemplos de mecanismos posibles de nucleación:
 1. **Coalescencia de subgranos:** después de formarse dos subgranos dentro de un mismo grano deformado, repentinamente se forma un subgrano relativamente libre de defectos, el cual tiene el tamaño mínimo requerido para formar un núcleo. Se cree que este mecanismo se da en granos con una gran densidad de dislocaciones tal como los que pertenecen a la fibra y en el acero laminado. También se ha observado que cuando este tipo de nucleación predomina, el último componente de textura se enrarece. También a este mecanismo se adjudica la mejoría del valor r de hojas de acero laminadas en frío.
 2. **Migración de fronteras inducida por deformación (SIBM):** las fronteras de grano pueden migrar dentro de fronteras con alta densidad de dislocación, esto es: si se define una frontera entre dos granos, uno con una densidad de dislocaciones relativamente baja y otro con densidad comparativamente alta, la frontera migrará dentro del grano de más alta densidad de dislocaciones. Así el volumen afectado por la migración de la frontera constituye un núcleo para la recristalización. Este núcleo tendrá la misma orientación cristalográfica que el grano con la menor densidad de dislocaciones. Cuando este mecanismo llega a presentarse, empobrece los componentes de textura del tipo $(001)[uvw]$. No obstante, se debe observar que la SIBM sólo se lleva a cabo cuando las diferencias en densidades de dislocaciones dentro de los granos es significativamente más pequeña que entre los granos.

- **Movilidad de la frontera de grano:** una vez que los núcleos existen, éstos crecen a diferentes velocidades. La textura de recristalización refleja las orientaciones del núcleo que crece más rápido. La velocidad de crecimiento depende de la movilidad de las fronteras entre los diferentes granos. Esta movilidad de la frontera depende de varios factores. Uno de ellos es el ángulo de rotación entre las redes de los cristales en cada lado de la frontera:
 1. Varios autores²¹ creen que ángulos pequeños de frontera son menos móviles que fronteras con ángulos grandes.
 2. De acuerdo a algunos autores²¹, en metales bcc, la movilidad alta se consigue si la relación de orientación envuelve una relación de $\pm 27^\circ$ alrededor de un eje común [110].

Estos dos tipos de modificación de textura por medio de recristalización han dado lugar a los dos modelos actuales de formación de texturas: al modelo que involucra la formación de un nuevo núcleo se le conoce como modelo de recristalización por nucleación orientada y al modelo que involucra la movilidad de las fronteras de grano se le denomina modelo de recristalización por crecimiento orientado. De cualquier forma, probablemente ambos procesos actúan simultáneamente para crear la textura de recristalización.

CAPITULO 5

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

5.1. Introducción.

En éste capítulo se describe el procedimiento experimental llevado a cabo para la caracterización de la textura de aceros laminados en caliente por medio de la técnica de Microscopía de Imágenes de Orientación (OIM).

La caracterización de la textura en los aceros laminados en caliente se realizó con el objetivo de observar como la técnica puede servir para visualizar el mejoramiento en las propiedades mecánicas de los aceros con composiciones químicas similares, pero procesados en dos molinos distintos.

El primero es un molino continuo de seis castillos en el cual los lingotes se fabrican en una acería que se encuentra distante de la línea de laminación en caliente y a la cual se transportan por medio de furgones de ferrocarril, para ser introducidos primeramente en

una fosa de recalentamiento y una vez elevada su temperatura a la de trabajo (aproximadamente 1300 °C), se introducen en la línea.

El segundo es un molino que utiliza la colada continua para la fabricación de planchones delgados, en el cual no hay que volver a recalentar los mismos para su procesamiento. Estos aceros fueron cortados en la dirección de laminación, transversal a la dirección de laminación y a 45° de la misma dirección para la caracterización de su anisotropía.

Como segundo objetivo se prepararon muestras tomadas de investigaciones anteriores²⁶, en las que se determinó la existencia de un comportamiento anisotrópico. Una vez preparadas se determinó su textura por microscopía de imágenes de orientación, para analizar la forma como ésta afecta las propiedades anisotrópicas de cada uno de los aceros en estudio.

5.2. Aceros de bajo carbono.

En el primer grupo de muestras se analizaron dos aceros de bajo carbono (Ver Tabla 5.1), los cuales fueron procesados en condiciones distintas y provenían de dos molinos de laminación en caliente de una empresa de la localidad. En el segundo grupo de muestras se analizaron cuatro tipos diferentes de acero (Ver Tabla 5.1) provenientes del molino compacto de laminación en caliente de la misma empresa y además un acero libre de intersticiales (IF), caracterizado por su alta formabilidad²⁷⁻²⁹. Este último, adicionalmente, fue laminado en frío y galvanizado. A las muestras del primer grupo se les designó como 1 y 2, y las muestras del segundo grupo, debido a la similitud en la composición de los tres primeros aceros, se designaron con la letra A y una numeración del 1 al 3; el cuarto acero se designó con la letra B y el quinto con la letra C (acero IF).

Las probetas de las cuales se obtuvieron las muestras del grupo dos habían sido utilizadas en ensayos de tensión, se habían cortado en tres direcciones con respecto a la

dirección de laminación la cual es nuestra dirección de referencia por la naturaleza del procesamiento: longitudinal, a 45° y transversal. Estos cortes se realizaron precisamente para determinar si existía o no un comportamiento anisotrópico definido²⁶.

Tabla 5.1. Composición de los aceros estudiados.

Grupo	Acero	C	Mn	P	S	Cu	Ni	Si	Cr	Nb	Al	Alsol	N
1	1	0.060	0.827	0.014	0.007	0.140	0.057	0.077	0.041	0.000	0.038	0.036	0.004
1	2	0.044	0.251	0.012	0.017	0.093	0.031	0.000	0.015	0.000	0.036	0.000	0.006
2	A1	0.054	0.199	0.01	0.008	0.039	0.018	0.015	0.012	0.004	0.033	----	0.0043
2	A2	0.05	0.199	0.01	0.007	0.039	0.018	0.015	0.013	0.006	0.031	----	0.0057
2	A3	0.053	0.191	0.009	0.007	0.042	0.021	0.011	0.01	0.006	0.038	----	0.0062
2	B	0.064	0.804	0.01	0.006	0.05	0.021	0.008	0.01	0.023	0.03	----	0.0055
2	C	0.002	0.120	0.007	0.007	0.000	0.000	0.005	0.000	0.006	0.034	----	0.0000

En la Tabla 5.2 se presentan los espesores de cada uno de los aceros para el primer y segundo grupo.

Tabla 5.2. Espesor de cada uno de los aceros.

Grupo	Acero	Espesor
1	1	2.03
1	2	2.13
2	A1	2.69
2	A2	1.92
2	A3	1.06
2	B	2.18
2	C	2.03

5.3. Preparación de las muestras.

Para las muestras del grupo uno, se cortaron muestras de 1 cm X 1 cm, mismas que fueron desbastadas hacia el centro del espesor de la muestra, ya que para la caracterización de la textura en este estudio se debe llegar precisamente a la parte central del mismo. El desbaste fue seguido de un pulido grueso con lijas de la 320 hasta la 2400, seguido de un pulido con paño utilizando silica coloidal de 1 μm para obtener un acabado espejo. Finalmente se electropulieron con ácido perclórico (20%) y ácido acético glacial (80%) para poder obtener los patrones de difracción de Kikuchi (Ver capítulo 3) necesarios para los análisis con OIM. El electropulido se efectuó con un voltaje de 25 volts y una corriente de 2 Amperes por un espacio de cinco minutos. Este mismo material fue cortado

en la forma descrita anteriormente para caracterizar la anisotropía y obtener las probetas para realizar los ensayos de tensión.

Para las muestras del segundo grupo del estudio se tomaron las probetas utilizadas en los ensayos de tensión²⁶. Se cortaron en cupones de 3 cm X 1cm, tanto en la parte deformada como en la parte sin deformar por tensión. Las muestras fueron preparadas en la misma forma que las usadas en el grupo uno. Al acero IF, antes de realizarse el pulido mecánico y el electropulido se decapó (ya que se encontraba galvanizada) con ácido clorhídrico al 100%. Es importante señalar que en algunas ocasiones la textura puede revelarse en condición de pulido con paño, utilizando la sílica coloidal, pero la experiencia ha demostrado que lo óptimo es realizar el pulido electrolítico, ya que los patrones de difracción de Kikuchi no se alcanzan a revelar en la mayor parte de los casos solo con el pulido mecánico.

Muestras provenientes de probetas ensayadas en condiciones similares fueron pulidas mecánicamente hasta lija 2400 y atacadas con Nital al 3% por 10 segundos, para introducirlas en un difractómetro de rayos X marca Philipps para comparar las intensidades de los picos correspondientes a los planos (110), (200), (222), (211), (220) y (310).

Se realizaron mediciones de dureza en una máquina Wilson/Rockwell serie 500, tomándose cuatro mediciones por muestra y obteniéndose el promedio de las mismas (Ver Tabla 7.1).

5.4. Descripción de las pruebas.

5.4.1. Mediciones de textura.

Los análisis de textura se realizaron en un microscopio electrónico de barrido marca Phillips, en el cual se encontraba montada la pantalla de fósforo y la cámara de la

compañía TexSem (Ver capítulo 3), los cuales se comunicaban con una computadora Gateway EV700 con un procesador Pentium Pro de 333 MHz, 64 MB en Ram y un disco duro de 1.00 Gigabyte, en el cual se encuentra cargado el sistema de análisis de EBSP.

5.4.2. Pruebas de tensión.

Las pruebas de tensión que fueron utilizadas para caracterizar la anisotropía de las muestras se realizaron en una máquina universal para ensayos mecánicos marca Instron, modelo 8502, con capacidad de 10 Ton, la velocidad del cabezal fue de 5mm/min, la cual se mantuvo constante durante el ensayo. A medida que iba avanzando la prueba, se realizaban paros para medir con un vernier digital el ancho y el espesor en los extremos y en el centro del cuello donde se encuentra la zona elástica y la de estricción. La máquina cuenta con una interfase que permite almacenar los datos de carga y de desplazamiento generados durante el ensayo, los cuales posteriormente se utilizaron para obtener las curvas esfuerzo deformación. Las dimensiones a las que se maquinaron las probetas y la posición en la cual se realizaron los cortes de las mismas se muestran en la Figura 29 y 30, respectivamente.

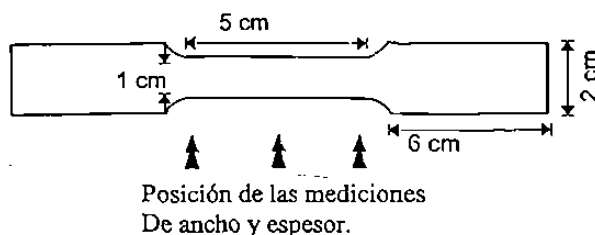


Figura 29. Dimensiones de las probetas utilizadas en los ensayos de tensión.

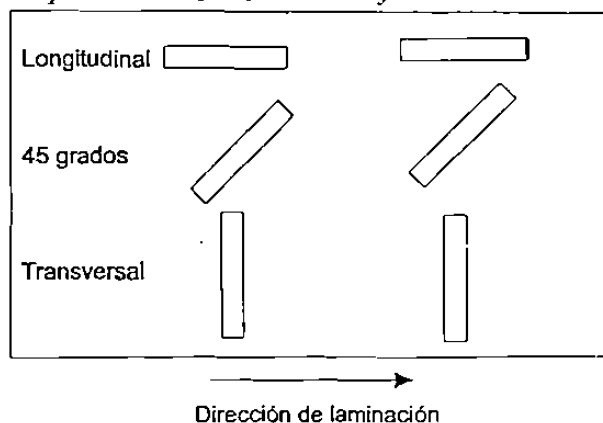


Figura 30. Posición en las que fueron cortadas las probetas de los ensayos de tensión.

5.5. Procesamiento de los datos obtenidos.

Se utilizó un programa computacional³⁸ para obtener las gráficas esfuerzo deformación a partir de los datos obtenidos de las pruebas de tensión en la máquina universal. Estos datos, además de ayudar en el cálculo de la anisotropía, permiten comparar el esfuerzo que soporta un acero de un tamaño de grano pequeño, contra un acero de grano grande.

Una vez realizado el barrido OIM, se procesaron los datos obtenidos en el programa computacional dedicado para el caso, se calcularon la ODF y la MDF (Ver capítulo 3), para cada una de las muestras, obteniéndose las figuras de polos. A partir del mapa de microestructura, se marcaron los granos que se encontraban dentro del plano principal, para observar que tanta textura había en el plano de laminación. Se obtuvieron las figuras de polos inversas, para ver las direcciones preferentes dentro de la muestra y se graficó el porcentaje de granos que se encontraban en cada una de estas direcciones preferentes por medio de histogramas.

5.5.1. Extracción de desorientación.

Con esta opción es posible obtener la desorientación entre puntos vecinos de la muestra. Los resultados son guardados en un archivo en formato ASCII, ver Tabla 3.2, el cual se almacena en un archivo con extensión “*.mis”. El formato de la función de desorientación es: las primeras tres columnas corresponden a los ángulos Euler en radianes, la cuarta y la quinta columna son las coordenada X, Y en μm , del grano utilizado para calcular la desorientación y la sexta columna es el ángulo de desorientación en grados. El archivo se forma al comparar cada dato OIM contra todos los datos adyacentes. Sí el ángulo de desorientación mínimo entre un par de mediciones es mayor que el especificado en el ángulo de tolerancia, entonces se guarda el ángulo de desorientación.

Tabla 5.3. Ejemplo del formato para la función de desorientación.

φ_1 (radianes)	Φ (radianes)	φ_2 (radianes)	Coordenada x (μm)	Coordenada y (μm)	Angulo desorientación (grados) referenciado a los ejes de la muestra
3.254	0.559	3.098	435.000	0.000	32.3
0.567	0.568	4.935	441.000	0.000	54.9
2.910	0.282	2.967	456.000	0.000	28.3
4.883	0.741	2.386	459.000	0.000	53.6
1.020	1.482	4.946	462.000	0.000	34.1
4.399	1.378	2.522	468.000	0.000	42.6
0.465	1.136	4.790	480.000	0.000	37.3
1.143	0.522	5.583	4.500	2.598	39.0
1.143	0.522	5.583	4.500	2.598	28.3
5.255	0.308	6.129	10.500	2.598	28.3
5.365	0.295	6.010	13.500	2.598	27.5
5.365	0.295	6.010	13.500	2.598	27.5
5.340	0.290	6.031	16.500	2.598	27.1

5.5.2. Cálculo de la ODF.

La ODF es útil para generar las figuras de polo, los espacios de orientación Euler y las figuras de polo inversas. El método utilizado por OIM se basa en la discretización del espacio de orientación Euler en $5 \times 5 \times 5$ grados binarios, esto es, la orientación se verifica para cada medición y se determina en cual par binario del espacio Euler se pierde. Los contenidos del par apropiado se normalizan. Cuando $\Phi=0$, los ángulos φ_1 y φ_2 no se definen completamente, sólo se define la suma $\varphi_1 + \varphi_2$; entonces, cuando una orientación se encuentra en un par asociado a $\Phi=0$, todos los pares para $\varphi_1 + \varphi_2$ serán iguales a una constante que se incrementará en uno⁷. Una de las ventajas de los datos OIM es que las fracciones volumétricas de los componentes de textura presentes en la muestra se pueden determinar con precisión.

5.5.3. Cálculo del MODF.

La MODF se calcula de forma similar a las ODF. A instancias de utilizar orientaciones, se utilizan desorientaciones entre mediciones de orientación adyacentes. Para una desorientación, el número de desorientaciones equivalentes simétricamente es considerablemente más grande que para una orientación. Por ejemplo, en la simetría cúbica, el número de orientaciones simétricamente equivalentes es $24 \times 24 \times 2 = 576 \times 2$ (el multiplicador dos surge a partir del hecho de considerar en el cálculo la desorientación desde el grano A al grano B y viceversa). Por esto, el cálculo de MODF es considerablemente más largo que un cálculo de ODF, especialmente en escalas de barrido muy finas.

5.6. Análisis de Taylor.

En el Capítulo 4 se describió la teoría de Taylor, la cual relaciona la deformación de los materiales como respuesta a un esfuerzo con los deslizamientos de planos preferenciales. Se utilizó la ecuación (19), que relaciona al factor de Taylor con el tensor del gradiente de desplazamiento para laminación (20) y se analizaron las muestras A1, A3 y C en las zonas sin deformar, en todas se utilizaron los mismos sistemas de deslizamiento, que en este caso fueron las orientaciones (110)[111], (112)[111] y (123)[111], las cuales son características para estructuras bcc¹⁶.

El esfuerzo de cizallamiento crítico se obtuvo utilizando la siguiente relación³⁸:

$$\tau_c = \sigma_f / 3 = 0.333 \sigma_f \quad (25)$$

donde:

τ_c = esfuerzo de cizallamiento crítico.

σ_f = esfuerzo de fluencia.

5.7. Difracción de rayos X.

Se obtuvieron las intensidades de los picos correspondientes a los planos {110}, {200}, {222}, {211}, {220} y {310}. La altura de la gráfica se normalizó a 100 que en este caso corresponde al pico {110} el cual es el que presenta la difracción más intensa. Las muestras procesadas fueron la A1, A2, A3 y B del grupo 2, comparándose las intensidades tanto en la zona deformada como en la zona sin deformación.

CAPITULO 6

RESULTADOS.

6.1. Introducción.

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos en este estudio. Primero se analizan los resultados de las pruebas mecánicas de las muestras de los grupos 1 y 2, seguido del análisis de anisotropía y textura para concluir con el análisis del criterio de Taylor, el cual se realizó sólo en tres muestras por ser puramente demostrativo de la capacidad del sistema. Con esto se manifiesta la utilidad de la técnica para visualizar el cambio en las propiedades mecánicas de los materiales y como afecta el procesamiento en estas mismas propiedades, así como la relación existente entre anisotropía y microtextura.

6.2. Resultados de pruebas mecánicas.

Las curvas de fluencia de las muestras del grupo 1 en la dirección de laminación se presentan en las Figuras 31 y 32. Las curvas restantes, tanto para la dirección de laminación, a 45° y transversal a ésta se encuentran en el Apéndice 1.

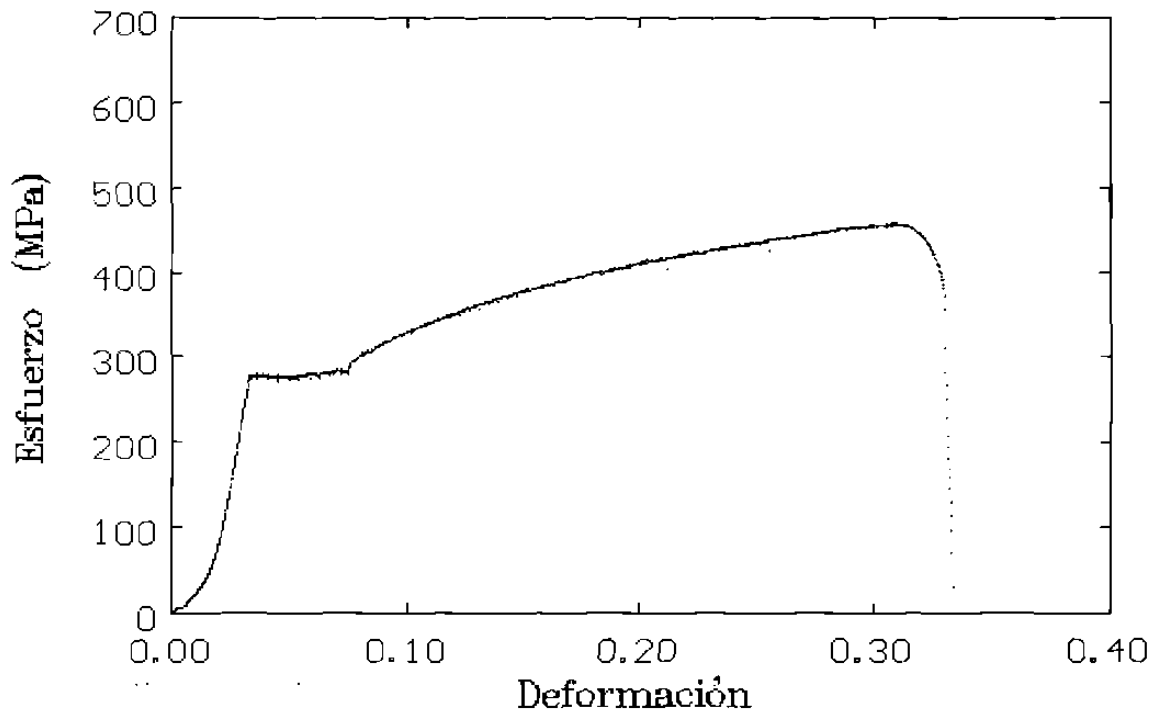


Figura 31. Curva de esfuerzo deformación de muestra 1 en la dirección de laminación ensayada a una velocidad constante de cabezal de 5 mm/min, a temperatura ambiente.

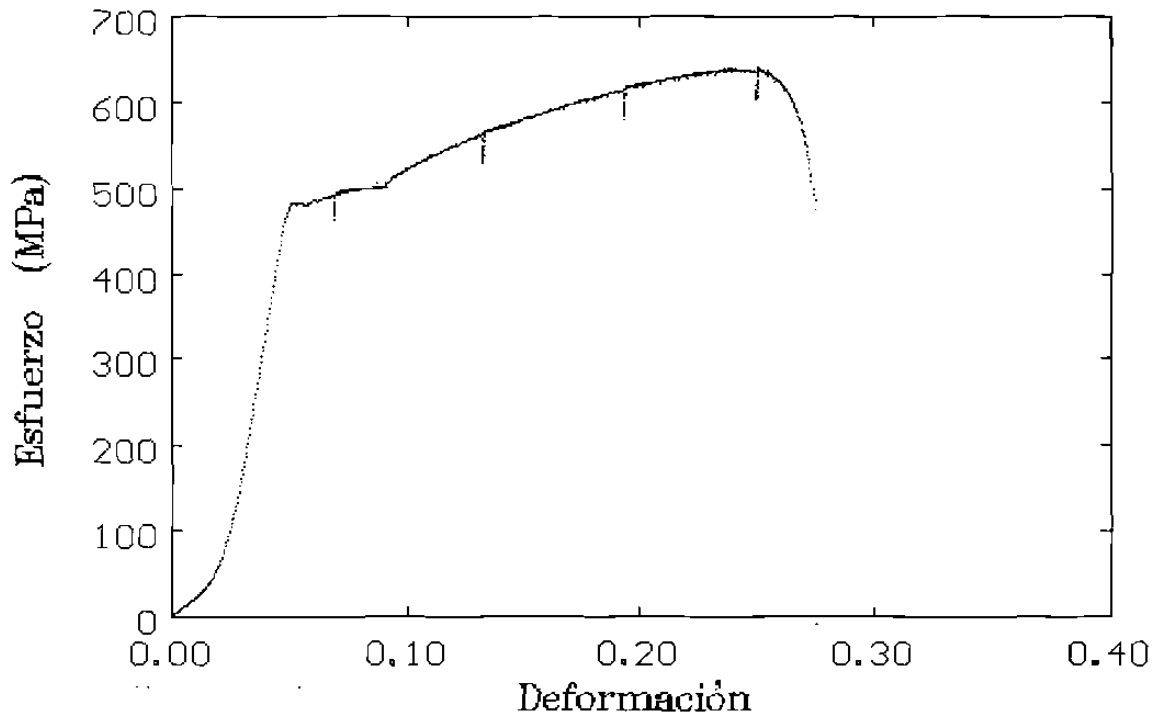


Figura 32. Curva de esfuerzo deformación de muestra 2 en la dirección de laminación ensayada a una velocidad constante de cabezal de 5 mm/min, a temperatura ambiente.

El uso de estas gráficas permite obtener los valores de n y k^{26} a partir de un gráfico doble logarítmico, la pendiente de la recta corresponde al coeficiente n y la ordenada al origen al logaritmo de la constante k donde n es el exponente de endurecimiento por deformación y k es el coeficiente de resistencia. Los valores de n y k , así como los promedios de los valores del esfuerzo de cedencia (σ_0) y de $\sigma_{m\acute{a}x}$, que corresponde al esfuerzo a la carga máxima, se reportan en la Tabla 6.1 para cada uno de los materiales de ambos grupos. Se puede observar el tamaño de grano para las muestras 1 y 2 del grupo 1 en las Figuras 33 y 34 (OIM) y Figuras 35 y 36 (óptico). (Las curvas y las microestructuras de las muestras de grupo 2 se pueden obtener en Ref. 26).

Tabla 6.1. Propiedades mecánicas de los aceros obtenidos de las gráficas de esfuerzo- deformación.

Muestra 1.

Dirección	σ_0	$\sigma_{m\acute{a}x}$	n	k
Longitudinal	264.80	440.81	0.30	631.5
A 45°	255.45	421.07	0.31	630.3
Transversal	263.24	433.54	0.09	462.1

Muestra 2.

Dirección	σ_0	$\sigma_{m\acute{a}x}$	n	k
Longitudinal	475.98	631.45	0.11	728.7
A 45°	522.43	670.56	0.20	884.5
Transversal	502.49	639.25	0.25	896.5

Muestra A1

Dirección	σ_0	σ_{max}	n	k
Longitudinal	296.26	467.6	0.27	672.08
A 45°	307.1	458.99	0.25	658.47
Transversal	306.85	465.15	0.25	656.37

Muestra A2

Dirección	σ_0	σ_{max}	n	k
Longitudinal	303.69	478.18	0.25	663.27
A 45°	296.16	469.05	0.26	657.32
Transversal	325.28	472.32	0.24	659.69

Muestra A3

Dirección	σ_0	σ_{max}	n	k
Longitudinal	307.35	468.65	0.26	654.89
A 45°	313.1	462.82	0.25	631.31
Transversal	345.32	447.82	0.19	606.82

Muestra B

Dirección	σ_0	σ_{max}	n	k
Longitudinal	438.36	584.79	0.20	788.39
A 45°	453.67	575.30	0.17	754.65
Transversal	477.7	604.84	0.18	804.59

En la Tabla 6.2 se observan las condiciones de laminación para los aceros del grupo 1 y 2.

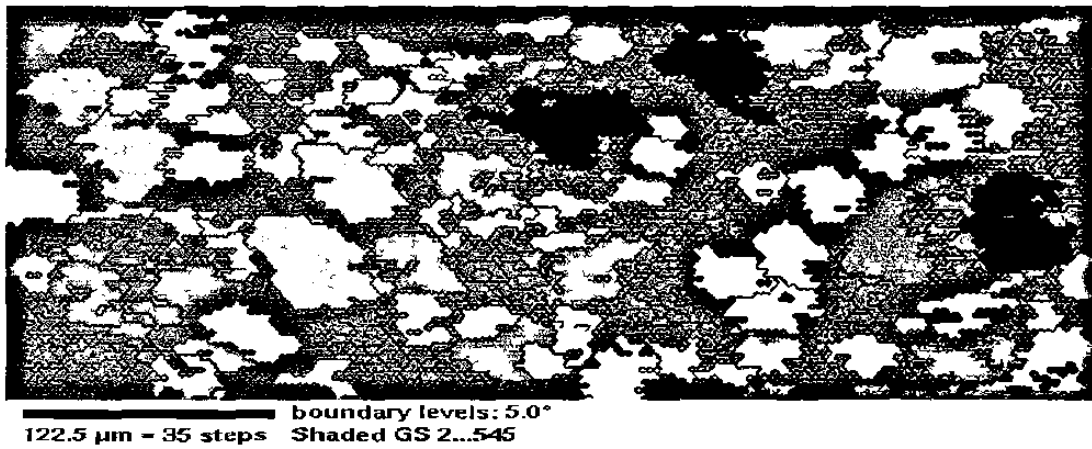


Figura 33. Mapa de granos de la muestra 1 del grupo 1 en la dirección de laminación.

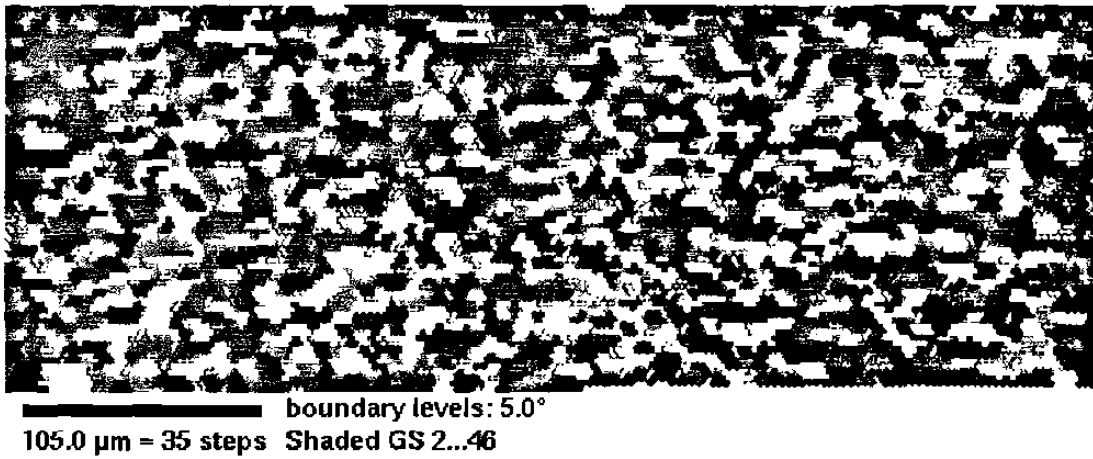


Figura 34. Mapa de granos de la muestra 2 del grupo 1 en la dirección de laminación.

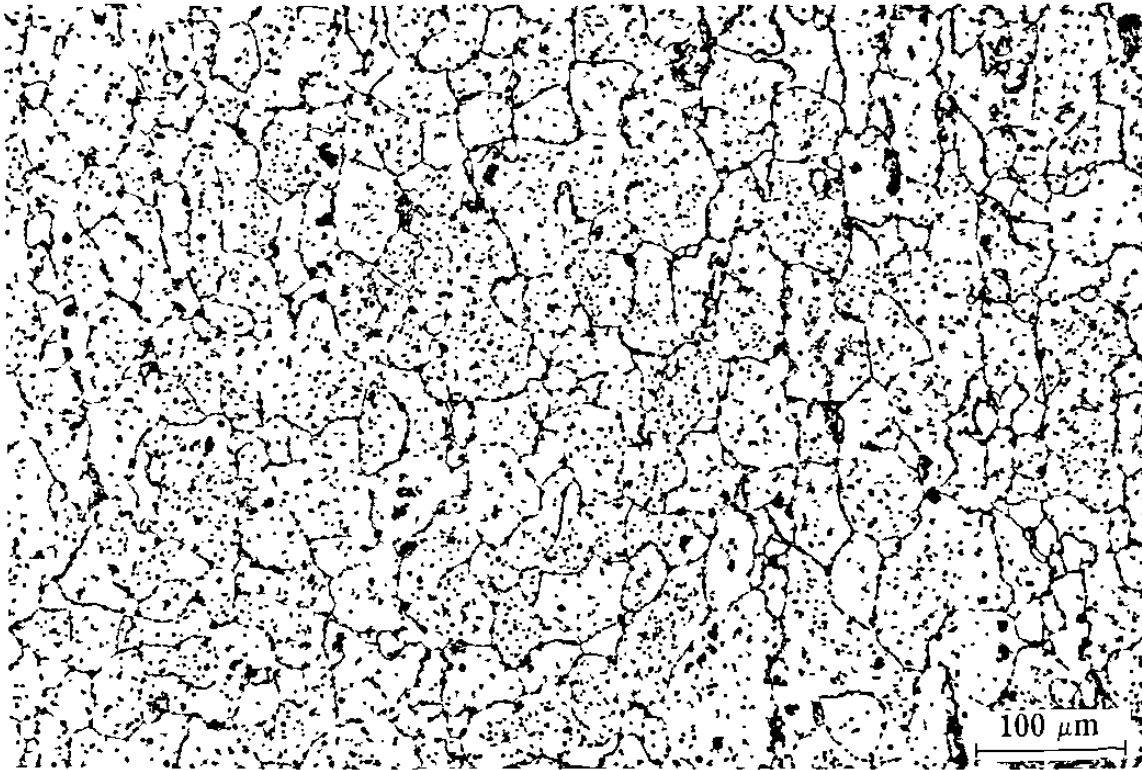


Figura 35. Microestructura de tamaño de grano de la muestra 1 del grupo 1 en dirección de laminación.



Figura 36. Microestructura de tamaño de grano de la muestra 2 del grupo 1 en dirección de laminación.

Tabla 6.2. Condiciones de laminación durante la producción de las muestras del grupo 1 y 2.

Condiciones	Muestra 1	Muestra 2	Muestra A1	Muestra A2
Ancho (mm)	960	1220	----	----
Espesor (mm)	2.08	2.13	2.69	1.92
Reducción total (%)	92.6	95.7	93.5	92.4
Temperatura de entrada (°C)	884	1147	1041	1039
Temperatura de salida (°C)	832	802	891	885
Temperatura de enrollado (°C)	657	620	660	665
Velocidad de salida (m/s)	7.1	8.4	5.8	8.3
Tiempo en mesa de salida (s)	7.9	8.3	9.9	6.9
Promedio de velocidad de enfriamiento (°C/s)	22.15	21.93	----	----

Condiciones	Muestra A3	Muestra B
Ancho (mm)	----	----
Espesor (mm)	1.06	2.18
Reducción total (%)	95.0	93.4
Temperatura de entrada (°C)	1044	1058
Temperatura de salida (°C)	851	887
Temperatura de enrollado (°C)	660	665
Velocidad de salida (m/s)	12.0	6.6
Tiempo en mesa de salida (s)	4.8	8.7
Promedio de velocidad de enfriamiento (°C/s)	----	----

6.3. Resultados de anisotropía.

El valor de anisotropía plana se encontró haciendo uso de los resultados de las pruebas mecánicas de tensión (ver Apéndice 2) y de las fórmulas descritas en el Capítulo 2 (14a a la 15). De estas formulaciones se obtuvieron los resultados presentados en la Tabla 6.3 para las muestras del grupo 1 y 2.

Tabla 6.3. Resultados de anisotropía para las muestras del grupo 1 y 2.

	R	\bar{R}
Muestra 1 grupo 1		0.68
Longitudinal	0.31	
45°	0.65	
Transversal	1.11	
Muestra 2 grupo 1		0.81
Longitudinal	0.80	
45°	0.95	
Transversal	0.54	
Muestra A1 grupo 2		1.21
Longitudinal	1.19	
45°	1.39	
Transversal	0.96	
Muestra A2 grupo 2		1.17
Longitudinal	1.68	
45°	0.93	
Transversal	1.13	
Muestra A3 grupo 2		0.92
Longitudinal	1.08	
45°	0.71	
Transversal	1.19	
Muestra B grupo 2		0.92
Longitudinal	1.55	
45°	0.71	
Transversal	1.03	
Muestra C grupo 2		2.02
Longitudinal	1.98	
45°	2.01	
Transversal	1.97	

6.4. Resultados de textura.

Se realizaron los barridos OIM para cada uno de los seis aceros tanto en la zona deformada en tensión como en la zona sin deformar (de algunas muestras sólo se obtuvo una de las zonas), las áreas de barrido, el tamaño de paso y el índice de confianza se pueden observar en la Tabla 6.4.

Tabla 6.4. Datos del barrido OIM.

Muestra	1 (sd)	2 (sd)	A1(sd)	A1(d)	A2(d)	A3(sd)	A3(d)	C(sd)
Ancho	535.5 μm	480.0 μm	300.0 μm	300.0 μm	115.0 μm	275.0 μm	105.5 μm	600.0 μm
Alto	287.9 μm	176.7 μm	599.3 μm	898.9 μm	299.6 μm	299.6 μm	384.5 μm	599.3 μm
Paso	3 μm	3 μm	2 μm	3 μm	1 μm	1 μm	1 μm	2 μm
CI (índice de confianza)	0.60	0.40	0.74	0.67	0.74	0.75	0.75	0.73

(sd): sin deformación.

(d): deformado.

6.4.1. Figura de Polos.

En las Figuras 37 a 44 se muestran las figuras de polos para las muestras del grupo 1 y 2.

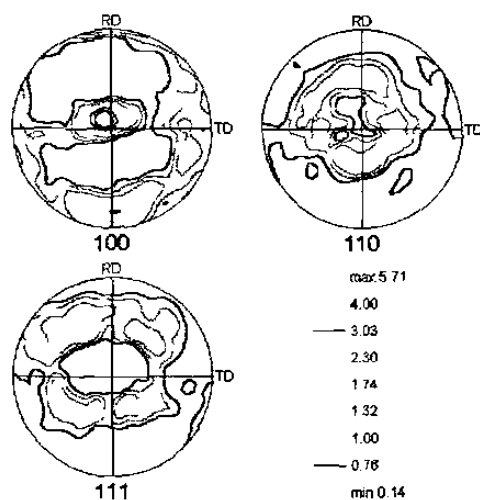


Figura 37. Figura de polos de la muestra 1 del grupo 1.

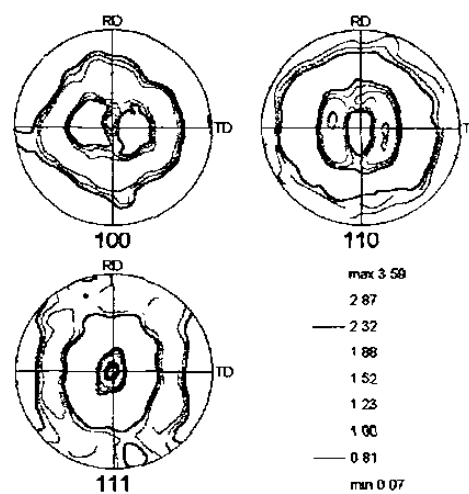


Figura 38. Figura de polos de la muestra 2 del grupo 1.

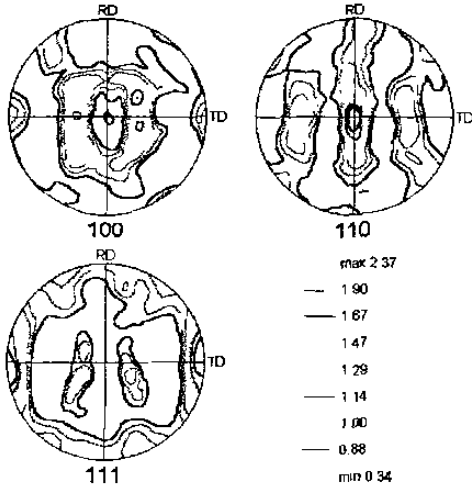


Figura 39. Figura de polos de la muestra A1 sin deformación del grupo 2..

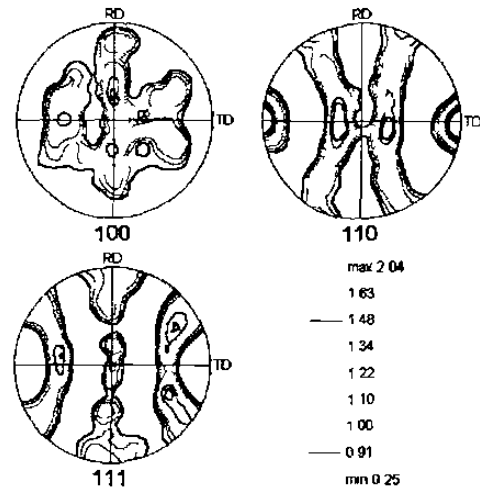


Figura 40. Figura de polos de la muestra A1 con deformación del grupo 2..

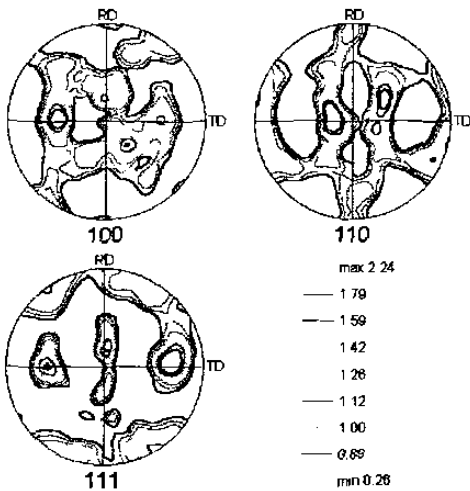


Figura 41. Figura de polos de la muestra A3 sin deformación del grupo 2.

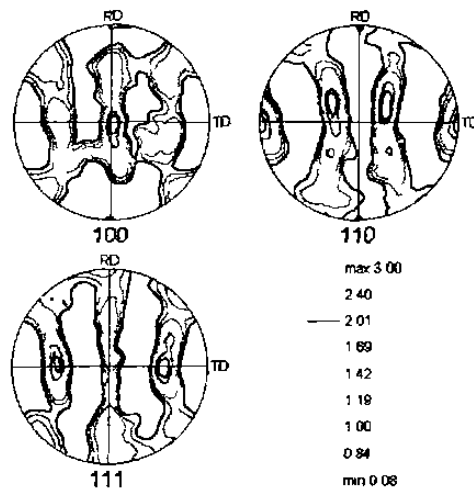


Figura 42. Figura de polos de la muestra A3 con deformación del grupo 2.

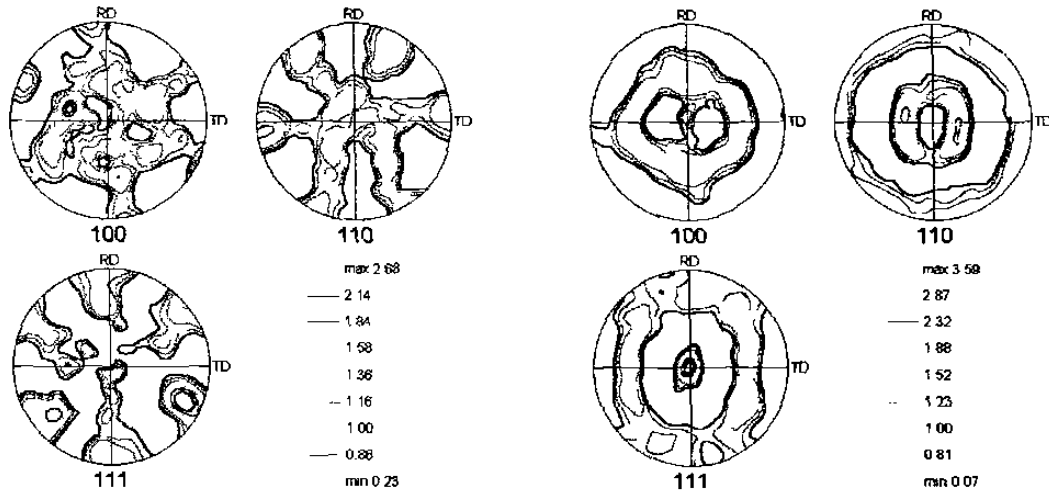


Figura 43. Figura de polos de la muestra A2 **Figura 44.** Figura de polos de la muestra C deformada del grupo 2.. **sin deformación del grupo 2..**

6.4.2. Resultados de ODF.

En las Figuras 45 a 52 se observan las ODF para las muestras del grupo 1 y 2 a $\varphi_2=45^\circ$ que, como se detalló en el Capítulo 4, es la sección que mejor describe a la textura de aceros laminados en caliente, en el Apéndice 3 se encuentran las demás secciones.

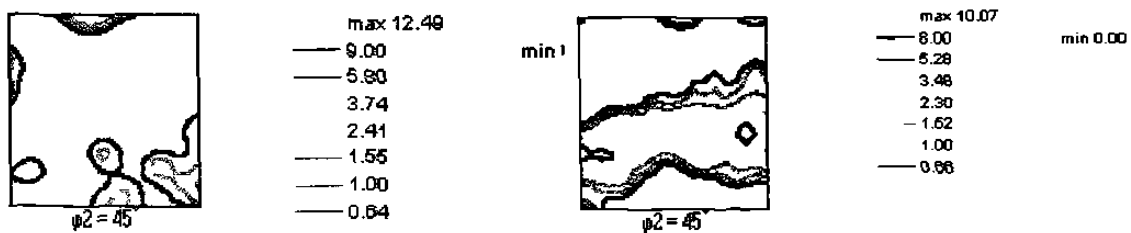


Figura 45. Sección correspondiente a $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF de la muestra 1 del grupo 1. **Figura 46.** Sección correspondiente a $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF de la muestra 2 del grupo 1.

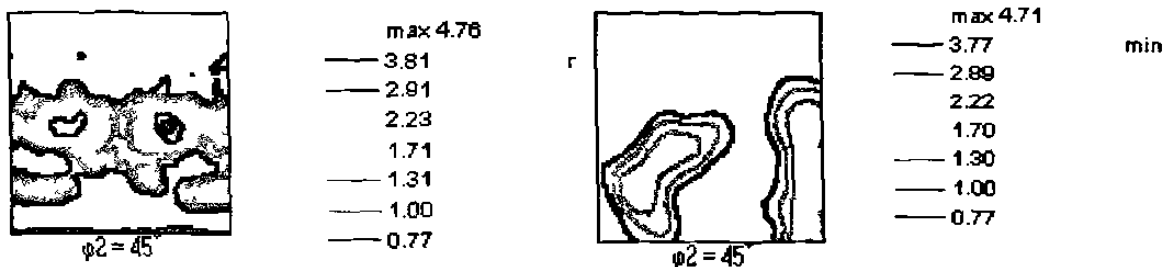


Figura 47. Sección correspondiente a $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF de la muestra A1 sin deformación del grupo 2..
 Figura 48. Sección correspondiente a $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF de la muestra A1 deformada del grupo 2..

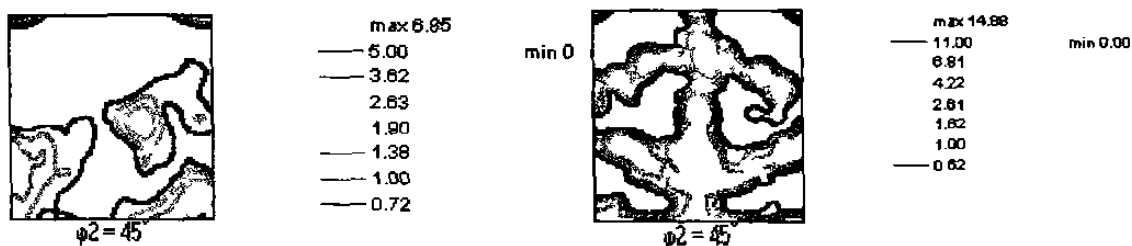


Figura 49. Sección correspondiente a $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF de la muestra A3 sin deformación del grupo 2..
 Figura 50. Sección correspondiente a $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF de la muestra A3 deformada del grupo 2..

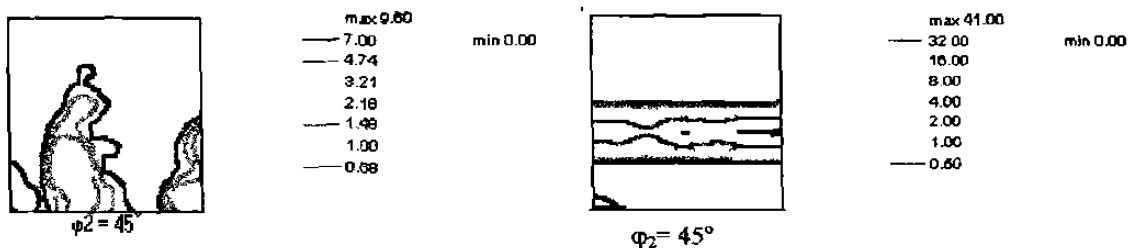


Figura 51. Sección correspondiente a $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF de la muestra A2 deformada del grupo 2..
 Figura 52. Sección correspondiente a $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF de la muestra C sin deformación del grupo 2..

En la Tabla 6.5. se observan los resultados de orientación y de intensidad preferencial de la ODF para cada una de las muestras del grupo 1 y del 2.

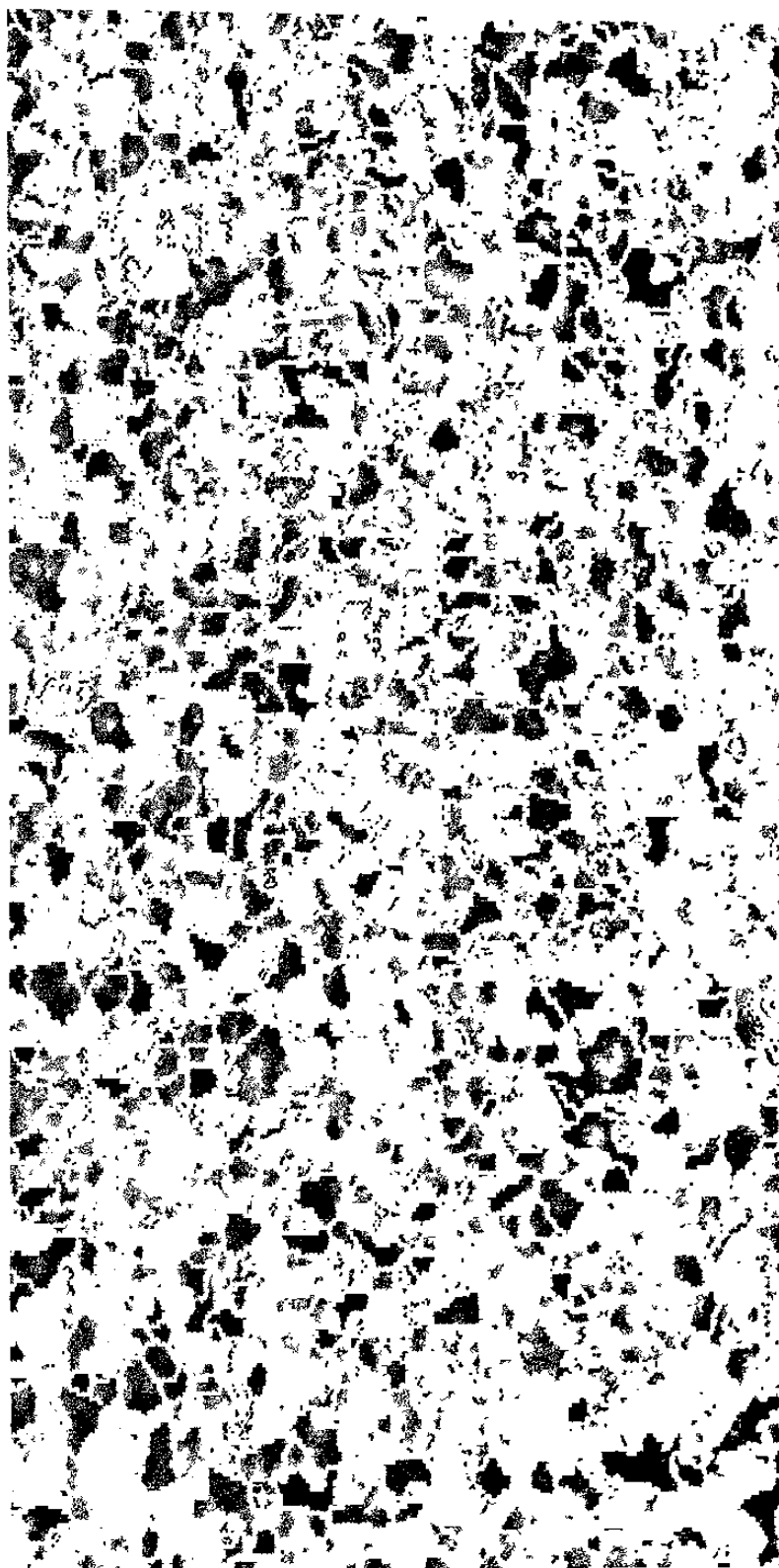
Tabla 6.5. Orientaciones ideales y sus intensidades en las diferentes muestras estudiadas.

Muestra	Orientación	Intensidad
1	(001)[100]	2.41
2	(111) [110]	5.28
	(111) [112]	5.28
A1 (sd)	(111)[112]	3.81
	(111) [110]	3.81
A1 (d)	(111) [112]	2.22
	(110) [001]	2.22
A2 (d)	(110) [001]	2.18
A3 (sd)	(110) [001]	3.62
A3 (d)	(110) [110]	2.61
	(111) [112]	4.22
	(111) [110]	4.22
C (sd)	(111) [110]	16.00
	(111) [112]	16.00

6.4.3. Mapas de distribución de orientación.

Se obtuvieron los mapas de distribución de orientación de los granos para cada una de las muestras (Figuras 53 a la 58). En estos mapas se ilustran las direcciones cristalinicas normales al plano cristalino de cada grano paralelo al plano de laminación. El color rojo corresponde a la dirección [001], el color azul a la dirección [111] y el color verde a la dirección [101]. Así mismo, se puede observar en estos mapas como en algunos granos la intensidad de cada uno de los colores va disminuyendo, lo cual significa que estos granos se encuentran orientados con desviaciones de hasta 20°.

En la Tabla 6.6 se observa el porcentaje de granos que se encuentran cerca de cada una de las direcciones, los cuales se obtuvieron de los histogramas que relacionan la frac-



70.00 μm = 35 steps

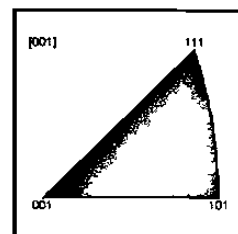
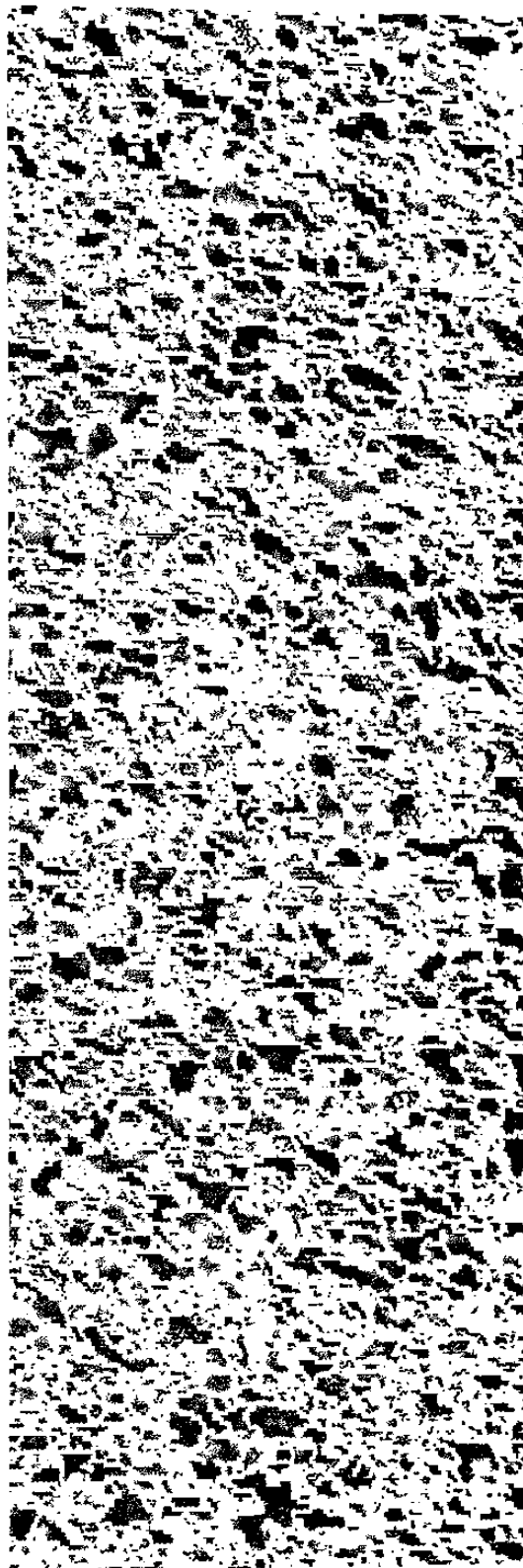
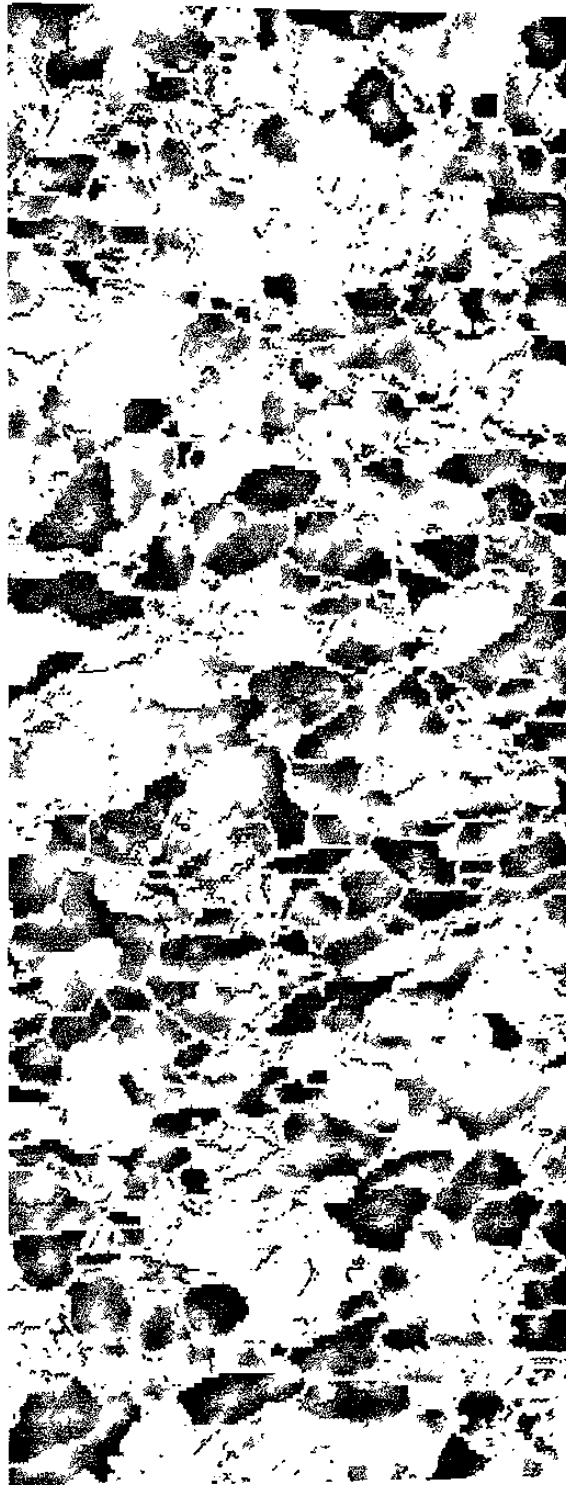


Figura 53, Mapas de distribución de direcciones cristalinicas normales al plano cristalino de cada grano paralelo al plano de laminación de muestra A1 en la zona sin deformación.



75.00 μm = 25 steps

Figura 54, Mapas de distribución de direcciones cristalinias normales al plano cristalino de cada grano paralelo al plano de laminación de muestra A1 en la zona deformada



25.00 μm = 25 steps

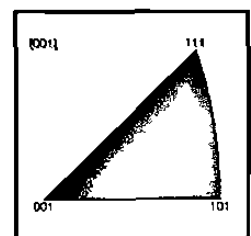
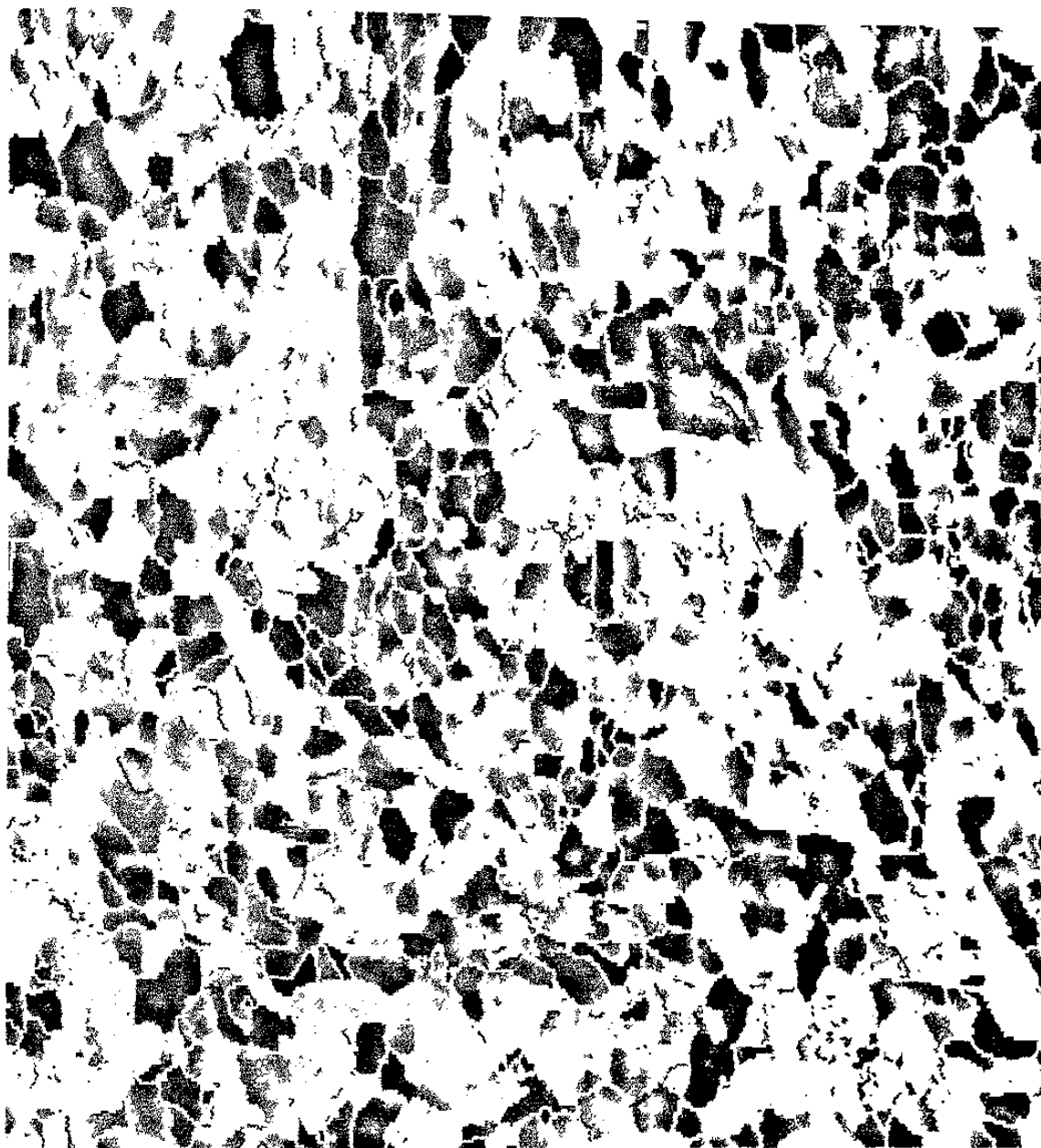
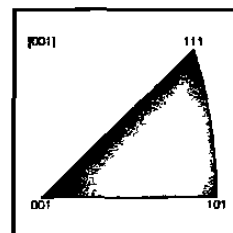


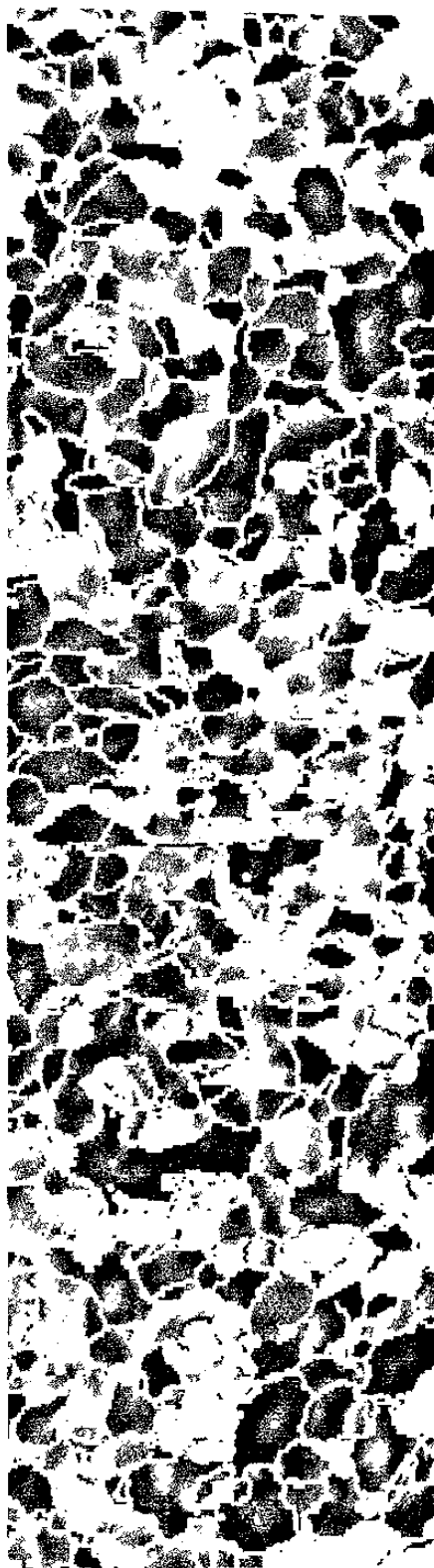
Figura 55, Mapas de distribución de direcciones cristalinicas normales al plano cristalino de cada grano paralelo al plano de laminación de muestra A2 en la zona deformada



60.00 μm = 60 steps Boundary levels: 5.0° 15.0°
IPF Map [001]

Figura 56, Mapas de distribución de direcciones cristalinias normales al plano cristalino de cada grano paralelo al plano de laminación de muestra A3 en la zona sin deformación





25.00 μm = 25 steps

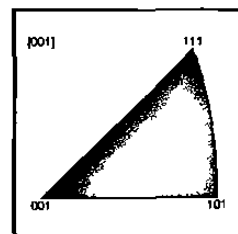
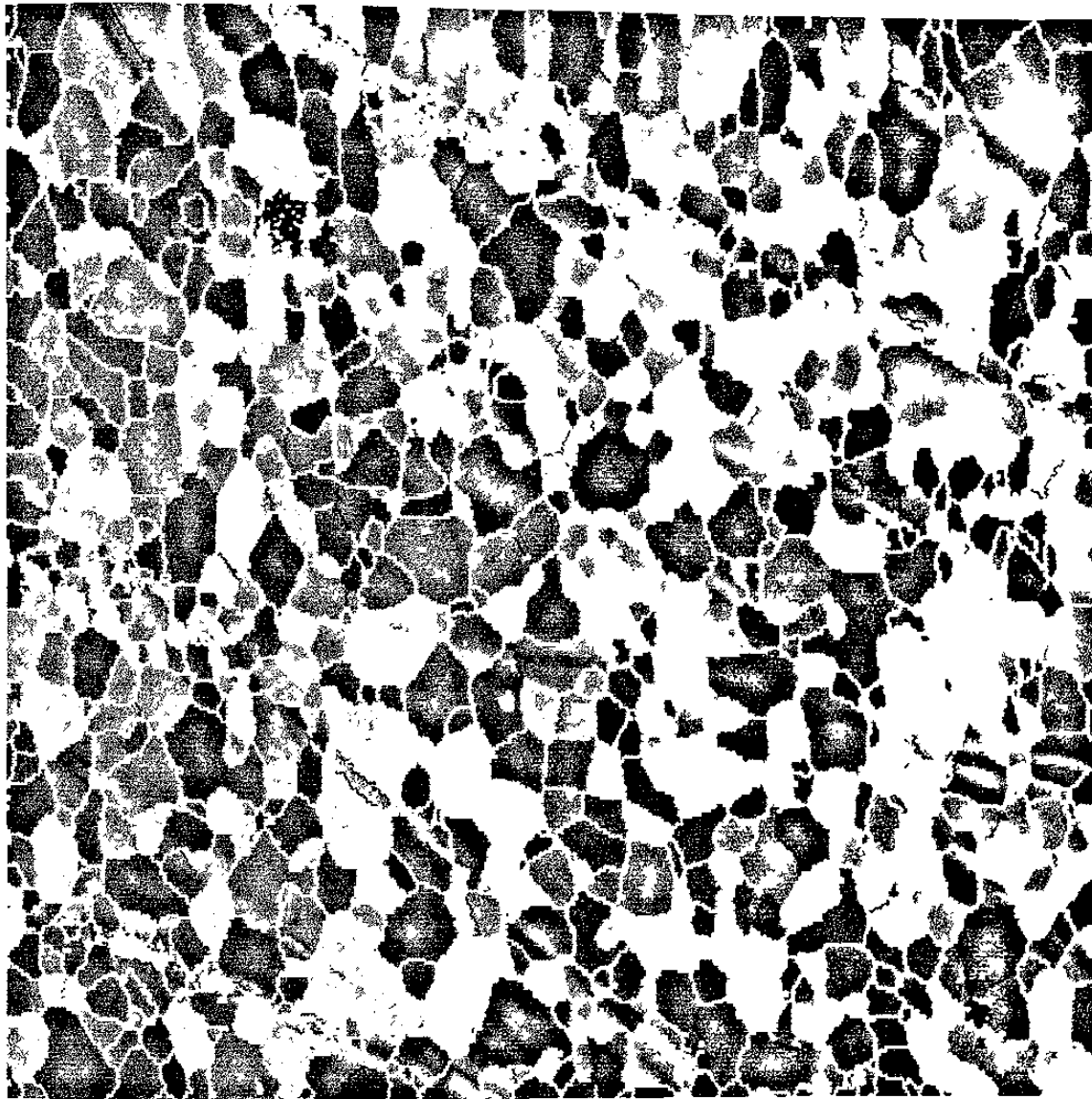
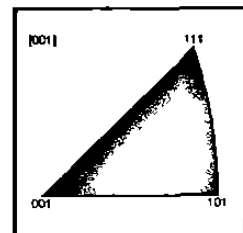


Figura 57, Mapas de distribución de direcciones cristalinas normales al plano cristalino de cada grano paralelo al plano de laminación de muestra A3 en la zona deformada



140.0 μm = 70 steps Boundary levels: 5.0° 15.0°
IPF Map [001]

Figura 58, Mapas de distribución de direcciones cristalinicas normales al plano cristalinico de cada grano paralelo al plano de laminación de muestra C en la zona sin deformación



ción en área de grano con un tamaño dado con la dirección cristalográfica (Figura 59), normal al plano del cristal paralelo al plano de laminación. Los histogramas restantes se encuentran en el Apéndice 3.

Tabla 6.6. Porcentaje de granos encontrados en las tres direcciones principales.

Muestra Dirección	A1(sd) %	A1(d) %	A2(d) %	A3(sd) %	A3(d) %	C (sd) %
[001]	11.0	17.0	15.0	14.0	25.0	12.0
[111]	21.0	32.0	31.0	32.0	35.0	59.0
[101]	50.0	29.0	35.0	34.0	19.0	14.0

(sd): sin deformación. (d): deformado.

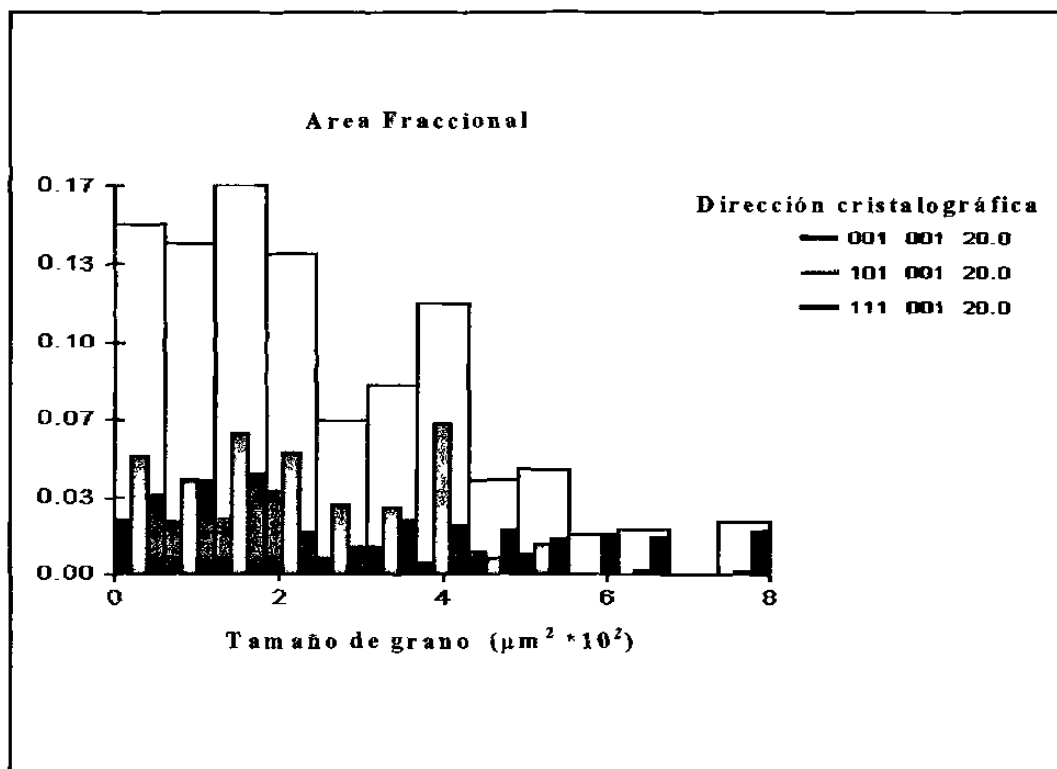


Figura 59. Histograma de fracción en área de granos con un tamaño dado de grano y direcciones cristalográficas normales a planos del cristal paralelos al plano de laminación para la muestra A2 deformada,

6.4.4. Resultados de la difracción de rayos X.

En la Figura 60 se muestra el patrón de difracción obtenido a partir de rayos-X de la muestra A3 en la zona con deformación. En esta Figura se observan las intensidades que alcanzan los picos correspondientes a la difracción de los planos $\{110\}$, $\{200\}$, $\{211\}$, $\{220\}$, $\{310\}$ y $\{222\}$, las intensidades están normalizadas con respecto a la intensidad del pico $\{110\}$. Cada pico de difracción tiene dos números los cuales corresponden a la intensidad integrada (superior) y a la altura relativa del pico (inferior). En el anexo 4 se presentan los difractogramas correspondientes a las otras muestras estudiadas.

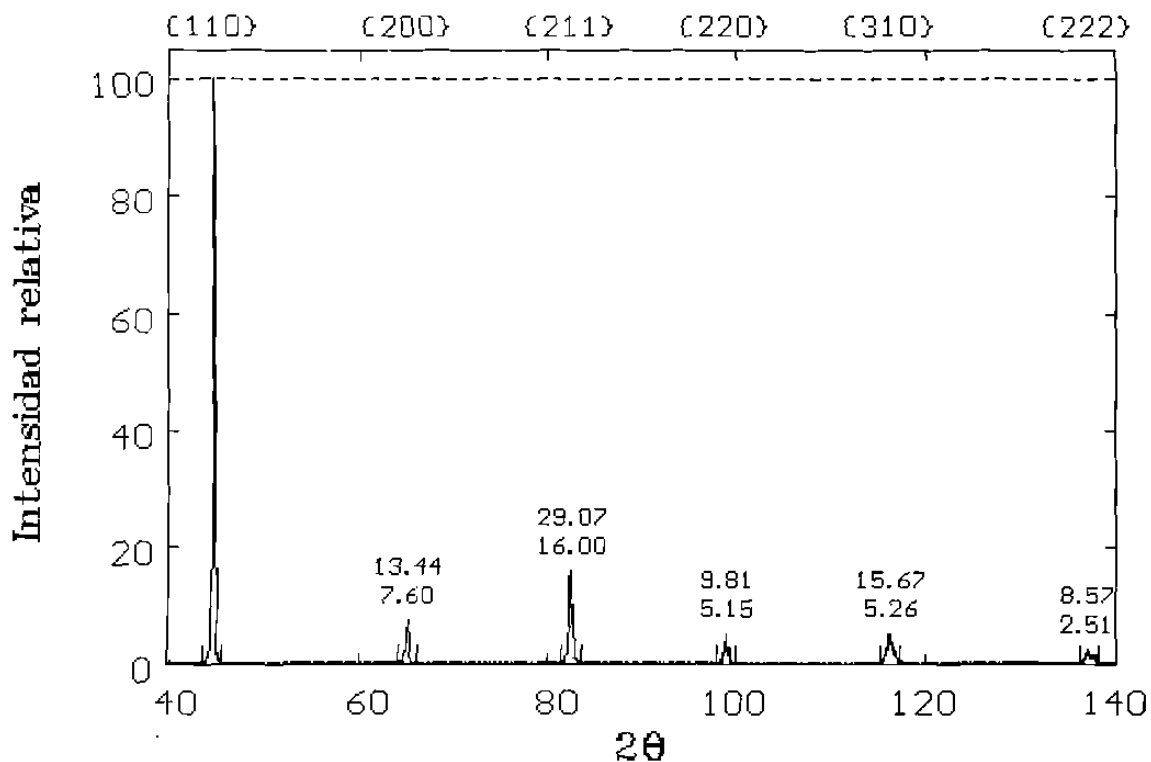


Figura 60. Patrón obtenido a partir de la difracción de rayos X de la muestra A3 en la zona con deformación.

En las Figuras 61 a 65 se grafican los valores de las intensidades integradas de los picos de difracción de rayos-X $\{200\}$, $\{222\}$, $\{211\}$, $\{310\}$ y $\{220\}$, de las muestras A1, A2, A3 y B. No se grafican los correspondientes a los $\{110\}$ por haberse estos normalizado a 100. Es interesante observar que la deformación en tensión produce incremento en la intensidad de los picos correspondientes a los planos $\{200\}$, $\{222\}$ $\{211\}$ y $\{310\}$, en tanto la del $\{220\}$ permanece prácticamente constante.

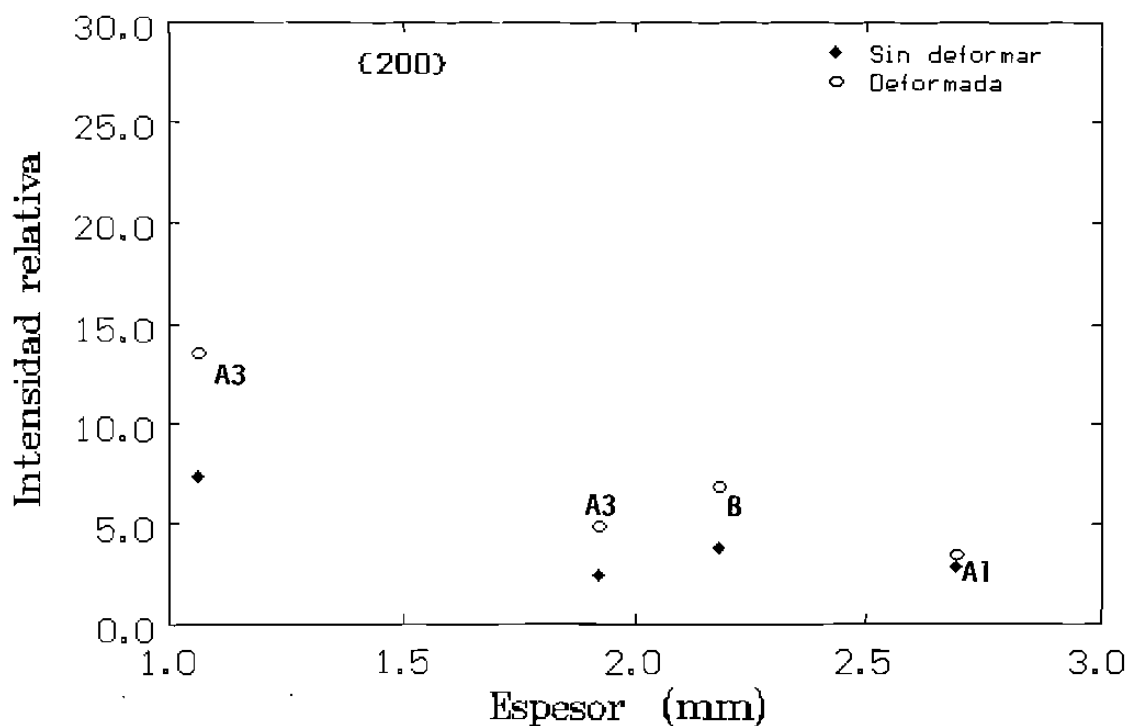


Figura 61. Valores de las intensidades integradas del pico de difracción de rayos-X $\{200\}$ en función del espesor de la lámina.

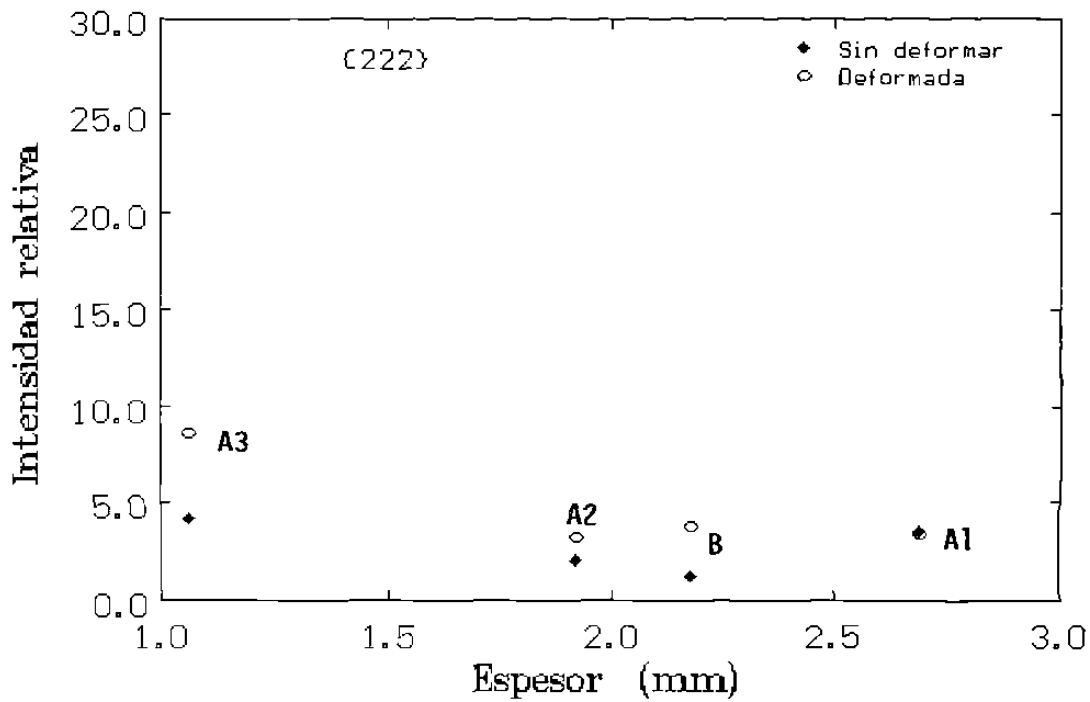


Figura 62. Valores de las intensidades integradas del pico de difracción de rayos X {222} en función del espesor de la lámina.

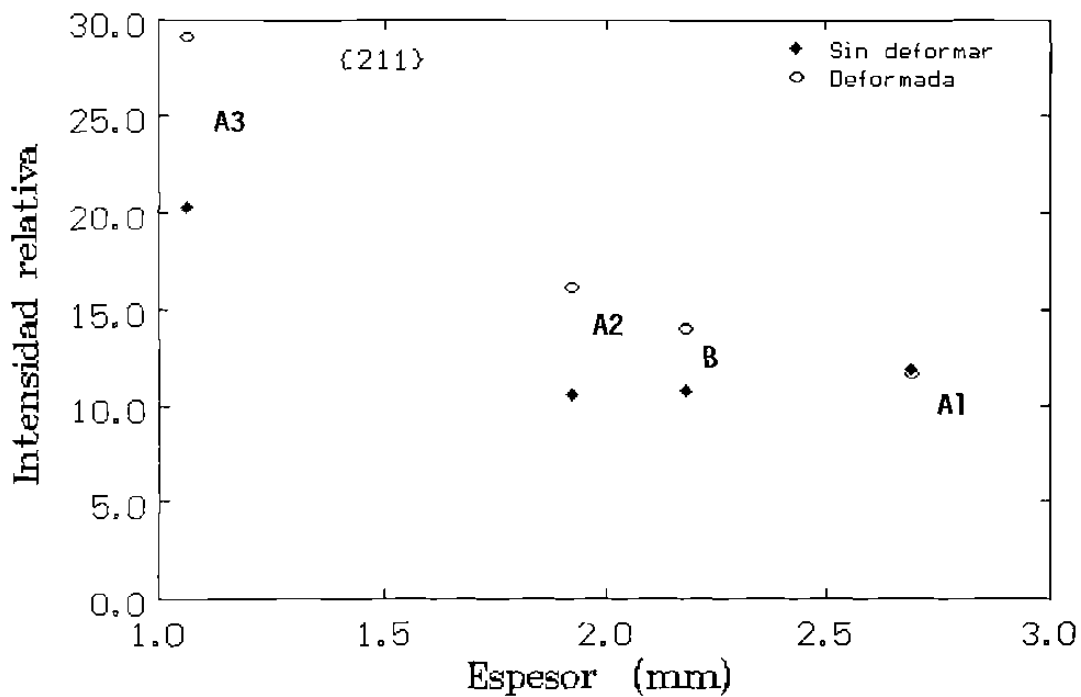


Figura 63. Valores de las intensidades integradas del pico de difracción de rayos-X {211} en función del espesor de la lámina.

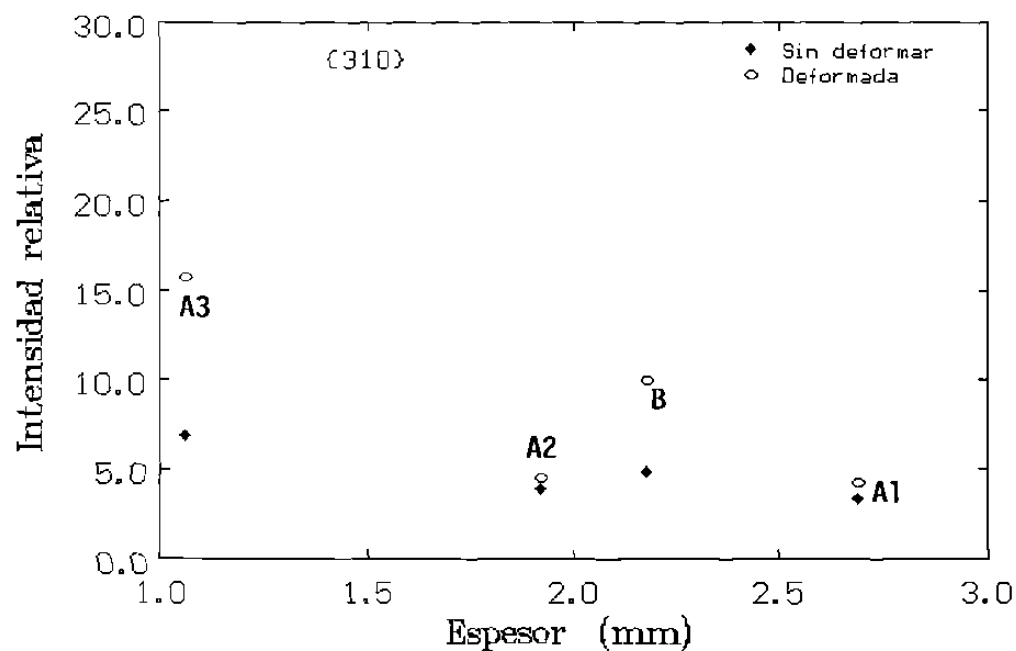


Figura 64. Valores de las intensidades integradas del pico de difracción de rayos-X {310} en función del espesor de la lámina .

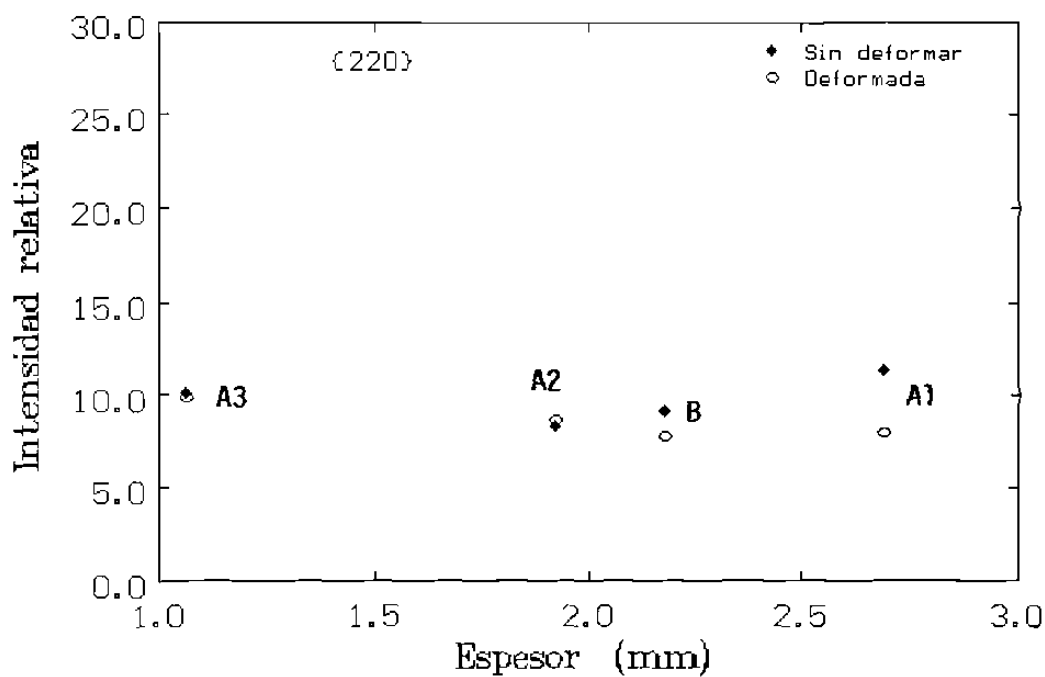


Figura 65. Valores de las intensidades integradas del pico de difracción de rayos-X {220} en función del espesor de la lámina.

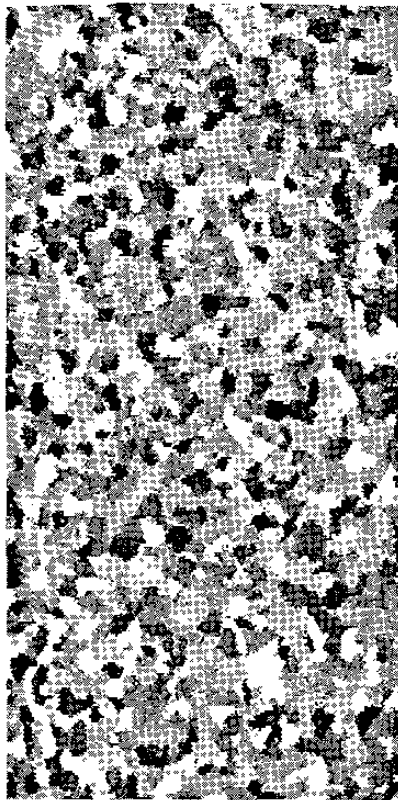
6.5. Factor de Taylor.

Se obtuvieron los factores de Taylor para las muestras A1, A3 y C en las zonas sin deformación, además de los mapas resultantes. En la Tabla 6.7 se observa el esfuerzo de cizallamiento crítico y el intervalo de factor de Taylor encontrado para cada una de las muestras.

Tabla 6.7. Esfuerzo de cizallamiento crítico y factores de Taylor encontrados para cada una de las muestras analizadas.

Parámetros	A1	A3	C
τ_c (Mpa)	185	176	78
Factor de Taylor	2.0-4.25	2.0-4.25	2.01-4.21

En las Figuras 66 a la 68 se presentan los mapas de Factor de Taylor para cada una de las muestras analizadas.



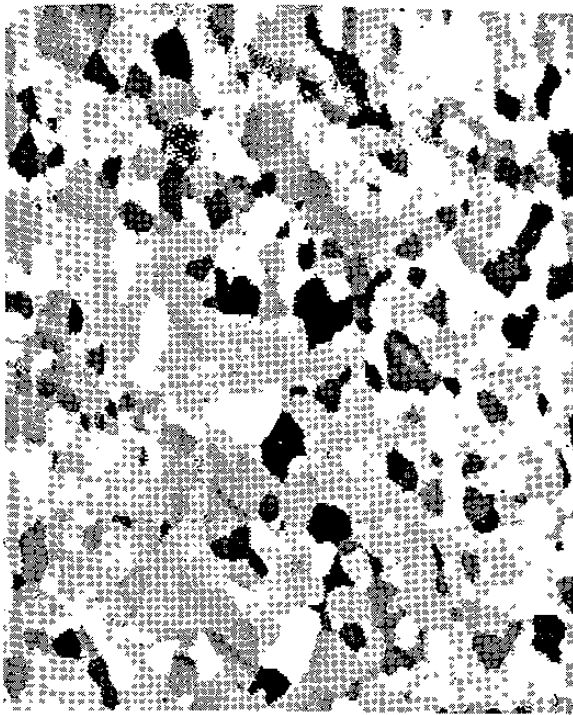
70.00 μm :

Figura 66. Mapa de Factor de Taylor de la muestra A1 sin deformación.



60.00 μm

Figura 67. Mapa de Factor de Taylor de la muestra A3 sin deformación.



140.0 μm = 70 steps Continuous TF 2.0...4.2

Figura 68. Mapa de Factor de Taylor de la muestra C sin deformación.

CAPITULO 7

DISCUSION.

7.1. Efecto de la anisotropía y el tamaño de grano en diferentes procesos de laminación sobre las propiedades mecánicas.

Al analizar los resultados de la Tabla 6.1 se puede observar que la resistencia a la tracción máxima fue observada en la muestra 2 del grupo 1 (647 Mpa) y la muestra B del grupo 2 (588 Mpa). Aunque no se encuentra reportada, la resistencia a la tracción de la muestra C del grupo 2 fue de 243 Mpa. Estas diferencias en la resistencia a la tracción se puede explicar en base al contenido de carbono. La muestra C es un acero libre de intersticiales con un contenido de carbono muy bajo. El carbono contribuye a aumentar la resistencia de los materiales al interferir con el paso de las dislocaciones³⁴, ya que dificulta su deslizamiento, otro motivo importante es que el acero libre de intersticiales fue recocido.

Se observa en la Tabla 6.1 que para las muestras 1 (grupo 1) y A1 y A2 (grupo 2) el esfuerzo de cedencia inferior no depende de la dirección del ensayo de tensión. En contraste para las muestras 2 (grupo 1) y A3 y B (grupo 2) se observa un incremento de la resistencia a la cedencia en la dirección a 45° con respecto a la dirección de laminación.

La resistencia a la tracción mostró un comportamiento similar al observado en la resistencia a la cedencia, en función de la dirección de ensayo, aunque en el caso de la muestra B (grupo 2), esta propiedad es ligeramente mayor en la dirección transversal.

Estos resultados muestran que la dirección en la que se realiza el ensayo de tensión tiene un efecto significativo sobre la resistencia a la cedencia y sobre la resistencia a la tracción en las muestras 2 (grupo 1) y A3 y B (grupo 2).

En cuanto a los diferentes procesos se puede observar que la resistencia a la tracción de la muestra 2 (grupo 1) es mayor que la de la muestra 1 (grupo 1). Esta diferencia puede explicarse examinando la microestructura de ambas muestras (Figuras 32 y 33 respectivamente OIM, y Figuras 34 y 35 MO). Los análisis de OIM revelan tamaños de grano promedio de 13.6 y 7.0 μm para las muestras 1 y 2, respectivamente.

Si se reemplaza el tamaño de grano y la composición química en las ecuaciones formuladas por Pickering³³ para predecir la resistencia a la tracción y a la cedencia en aceros de bajo carbono, se obtiene; para la muestra 1 de 390 y 260 Mpa, respectivamente, y para la muestra 2, 393 y 293 Mpa, respectivamente. Comparando estos valores con los obtenidos experimentalmente se puede observar que sólo uno de ellos concuerda (432 y 261MPa para la muestra 1 y 647 y 500 para la muestra 2), ver Tabla 6.1. Los contenidos de nitrógeno libre medidos y utilizados en la formulación propuesta por Pickering para estos aceros es de alrededor de 60 ppm, lo que es resultado del uso de hierro de reducción directa en la producción de acero³⁵.

Es importante mencionar que la velocidad de producción de la muestra 2 (Ver Tabla 6.2) es 20% superior a la de la muestra 1 dando menos tiempo de recristalización

en la producción de la muestra 2 que en la 1, motivo por el cual los granos en la muestra 2 son más grandes que en la muestra 1.

La diferencia entre los tamaños de grano ferrítico en ambas muestras no puede ser explicado en función de las condiciones de laminación, Tabla 6.2, o la composición química, Tabla 5.1, ya que los datos para ambas muestras son muy similares. Los esfuerzos en el intervalo austenítico a temperaturas cercanas a la transformación a ferrita ayudan a explicar las diferencias en los tamaños observados. La modelación matemática de ambos tipos de laminadores³⁶ indica que los aceros de bajo carbono tienen tiempo para recrystalizar en ambos casos, pero, como las temperaturas son menores y las reducciones son mayores en el procesamiento de la muestra 2, los granos austeníticos en esta muestra son más pequeños que en el procesamiento de la muestra 1, y esto produce granos ferríticos más pequeños³⁷. La disparidad entre los valores de resistencia a la cedencia calculado con la ayuda de las ecuaciones paramétricas propuestas por Pickering³³ con respecto a las medidas en la muestra 2 pueden explicarse en términos de las bajas temperaturas involucradas en la laminación, a partir de lo cual el material puede desarrollar una subestructura que puede contribuir a incrementar su resistencia³⁸.

7.2. Efecto del valor \bar{R} sobre las propiedades mecánicas.

Si se analiza el significado físico del valor \bar{R} , se deduce que un valor mayor a 1 permitirá tener una mayor deformación a través del plano de la lámina y una menor en el espesor de la misma, mientras un valor inferior a 1 permitirá tener una mayor deformación en el espesor de la lámina contra una menor deformación a través del plano de la misma. Por otro lado, si el valor \bar{R} es igual a 1, se tendrá que el flujo es igual tanto en el plano como a través del espesor. Los resultados en las muestras dan valores menores que 1 ó cercanos a 1, lo que da lugar a que el adelgazamiento sea mayor que la elongación, por lo que estos materiales no serían susceptibles de ser usados cuando se requiera de alta formabilidad.

Se aprecia en la Tabla 6.3 que el acero C presentó la mayor anisotropía, de 2.02, lo cual lo hace estar un 60 % arriba del acero A1 que sería el más cercano de los cuatro primeros aceros, sin embargo se debe mencionar que la historia de procesamiento de este material es diferente ya que, además de ser laminado en caliente, fue laminado en frío y posteriormente recocido y galvanizado. Se puede apreciar de igual forma que su dureza es la menor (Ver Tabla 7.1) de los cinco aceros estudiados. Esto se debe a que su contenido de carbono es inferior al de los demás aceros (Ver Tabla 5.1).

Tabla 7.1. Valores promedio de dureza de las diferentes muestras.

Muestra	Dureza RB
A1	53.0
A2	67.3
A3	52.1
B	84.0
C	49.0

De acuerdo a las curvas de esfuerzo-deformación se observa que las muestras A3, B y C fueron las que presentaron anisotropía, aunque la A3 y la B no en todas sus propiedades, sobre todo en lo que se refiere al inicio de la deformación plástica homogénea (límite de cedencia e inicio de la deformación homogénea).

La anisotropía observada en la muestra A3 en la resistencia a la cedencia se puede deber a diferentes causas, ya que el acero A3 fue laminado a menor espesor que los otros dos de su tipo, lo que quiere decir que sufrió mayor deformación y su velocidad de enfriamiento fue mayor que en los otros casos (Ver Tabla 6.2), además de que la temperatura final de laminación es menor (851° C) apenas unos 20°C arriba de la temperatura de transformación que se marca en el diagrama de fases hierro-carburo de hierro³⁹, lo que permite suponer que parte de la lámina pudo haber sido procesada en el intervalo intercrítico, ya que la medición reportada en la Tabla 6.2 corresponde a la temperatura al centro de la cinta.

7.3. Efecto de la textura en las propiedades de los aceros laminados en caliente.

7.3.1. Análisis de Figura de Polos.

Las figuras de polos por separado de cada una de las muestras se presentan en las Figuras 37 a la 44. En ellas se grafican las densidades relativas correspondientes a los polos (100), (110) y (111) para los diferentes tipos de aceros.

Las intensidades que se observan en las figuras de polo son muy bajas, la más alta es el acero C, el cual presenta un nivel de 3.58 en las figuras de polos (111), precisamente donde se da la fibra γ que es característica de este tipo de aceros y que hace que tenga una buena formabilidad.

Otra característica que se observa en las figuras de polos correspondientes a los aceros sin deformación es la tendencia a desarrollar una textura tipo cubo, Figuras 37, 39, 41 y 44. La deformación en tensión de estos aceros incrementa la componente de textura (111), Figuras 40, 42 y 43.

7.3.2. Análisis de ODF.

La representación de ODF se puede observar en las Figuras 45 a la 52. En el caso de este trabajo, se hace referencia al corte en $\varphi_2 = 45^\circ$. El resumen de estos resultados se puede ver en la Tabla 6.5.

La ODF de la muestra 1 (grupo 1), muestra que la fibra γ es insignificante y la componente de Goss (011)[100] se desarrolló débilmente. Estos resultados hacen pensar en que este material estuvo sujeto a una cantidad limitada de deformación en el intervalo intercrítico durante la laminación en caliente. Por otro lado, la ODF correspondiente a la muestra 2 (grupo 1) exhibe una textura fuerte en la fibra γ y una textura parcial en la fibra

significativa en la fibra α . Estas características permiten suponer que el material estuvo sujeto a un alto grado de deformación en el intervalo ferrítico, lo cual se espera a partir de la temperatura de salida de la laminación, ver Tabla 6.2.

Es interesante observar que las mayores intensidades se encuentran en el acero C, con un nivel de 16.00 en la fibra γ y en la α . Este acero fue el que presentó el mayor índice de anisotropía. Después de éste, el acero A3 presenta en la misma fibras valores de intensidad de 4.22 y 2.61, volviendo a predominar la fibra γ , y el acero 2 presenta nuevamente en las mismas fibras una intensidad de 5.28. Esto confirma que, efectivamente, la textura juega un papel determinante en la anisotropía de los aceros laminados en caliente. Los demás aceros también muestran predominancia en ambas fibras, pero su intensidad es muy pobre.

Normalmente en aceros IF (acero C) se encuentra también el componente de textura (554)[225], mismo que no se encontró en este trabajo, en investigaciones recientes se ha descubierto que las texturas de estos aceros pueden variar considerablemente en tipo e intensidad después de laminación en caliente en particular después de laminación en frío y recocido⁴⁶, llegándose a una textura como la reportada aquí.

Es importante observar que la ODF de la muestra 2 (grupo 1) presenta una buena textura en ambas fibras, aunque su intensidad es baja comparada con lo encontrado para la muestra C (grupo 2), si muestra una tendencia a la obtención de buenas propiedades, aquí hay que clarificar que la temperatura de salida en el acero 2 fue de 802 °C y la de enfriamiento de 620 °C, temperaturas menores a las utilizadas normalmente, lo que pudo contribuir a la formación de esta textura.

7.3.3. Análisis de mapas de distribución de orientación.

En la Figura 59 para el acero A2 en la zona deformada se puede ver como las barras de color verde, que corresponden a la dirección [101], son las que más predominan y, al observar el mapa de la orientación de los granos (Figura 55), se puede visualizar la

preponderancia de este color verde con diferentes tonalidades dependiendo que tanta sea la desviación entre la dirección y los 20° de tolerancia que fueron marcados en este estudio.

Al analizar los resultados de la Tabla 6.6 se observa que los aceros A1 y A3, al ser deformados en tensión, incrementan el porcentaje de granos en la dirección [111], mientras que el porcentaje de granos en la dirección [101] sufre una disminución. No fue posible contar con material sin deformación de la muestra A2, pero a pesar de esto, se puede ver como también la zona deformada cuenta con un porcentaje considerable de granos en la dirección [111]. La misma situación que se presenta en el acero C. El porcentaje de granos en la dirección [001] es muy bajo en todos los aceros, aunque se observa en las muestras A3 y A1 un incremento al someterse a la deformación tensil.

Se puede observar en la Figura 69 la relación que existe entre el valor encontrado de anisotropía para cada una de las muestras con respecto a la dirección [111], que fue la que más porcentaje de granos presentó. En este gráfico se nota como, a mayor porcentaje de granos alineados con su dirección [111] paralela al eje de tensión, el valor \bar{R} observado es mayor y se mejora la anisotropía plástica de las muestras.

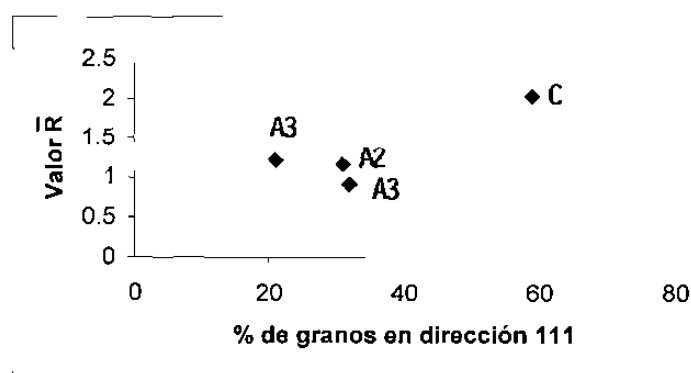


Figura 69. Relación de anisotropía y porcentaje de granos en la dirección [111]

Las bandas de deformación que se encuentran en el acero C (Figura 58) se pueden deber a la presencia de precipitados antes del enfriamiento, lo que en muchos casos llega a inhibir la recrystalización, a esto se debe que en estas zonas los granos sean de menor

tamaño. Estas bandas pueden servir como el medio de nucleación de la recristalización^{31,32}.

Es evidente al observar la Tabla 6.5 la ausencia total de componentes del tipo (001)[110]. Generalmente esto se debe a que los granos con densidades de dislocaciones bajas migran dentro de granos con densidades altas, dando lugar al empobrecimiento de este tipo de componente.

Se puede efectuar una correlación entre \bar{R} y la suma de las orientaciones (111)[112] y (111)[110], que son las que dan una fibra γ fuerte, donde nuevamente se observa que la muestra predominante es la C (Ver Figura 70).

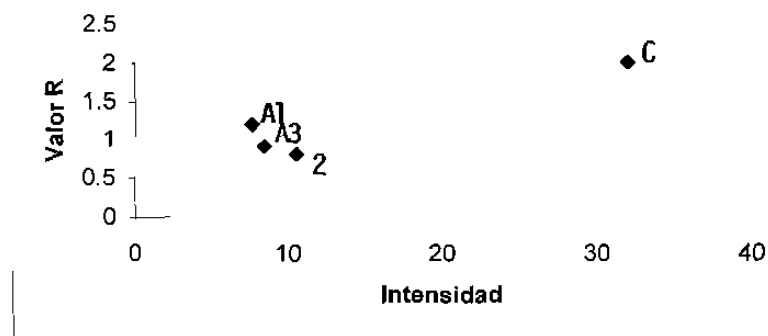


Figura 70. Correlación de las intensidades de textura de las orientaciones (111)[112] y (111)[110] contra el valor \bar{R} .

Se puede observar que los aceros A1 (sin deformar), A3 (deformado) y C pudiesen presentar deslizamientos a lo largo de los componentes de textura (111)[110] y (111)[112], en donde presentan una buena textura, lo que indica que estos planos tienen densidades atómicas de empaquetamiento altas (Ver capítulo 4).

7.4 Análisis de la difracción de rayos X.

Es posible asociar la textura del material con la intensidad relativa de los diferentes picos⁴⁰. En la Figura 71 se grafican el cociente de las intensidades de los picos {222} sobre los de los {200} para los aceros estudiados. Se observa una tendencia en los aceros de bajo carbono sin deformación a que el valor de este cociente se incremente conforme el espesor de la cinta aumenta, el valor correspondiente a la muestra del acero microaleado es inferior a la del acero de bajo carbono más delgado. Resultados similares se encuentran cuando se grafica el cociente de los planos {220} sobre los {222}, Figura 72. Este tipo de comportamiento puede ser atribuido a la transformación de ferrita a partir de austenita deformada. La simulación de la línea de laminación en que se fabricaron los aceros estudiados⁴¹ indica que la temperatura de procesamiento de este tipo de acero, así como la deformación total (las láminas se producen de planchón delgado de 50 mm de espesor) se incrementa conforme el espesor de la lámina se reduce, lo que incide en que la austenita no puede recrystalizar antes de transformar a ferrita. El que el cociente de las intensidades de los planos {222} sobre las de los {200} sea mínima en el acero microaleado confirma esta suposición.

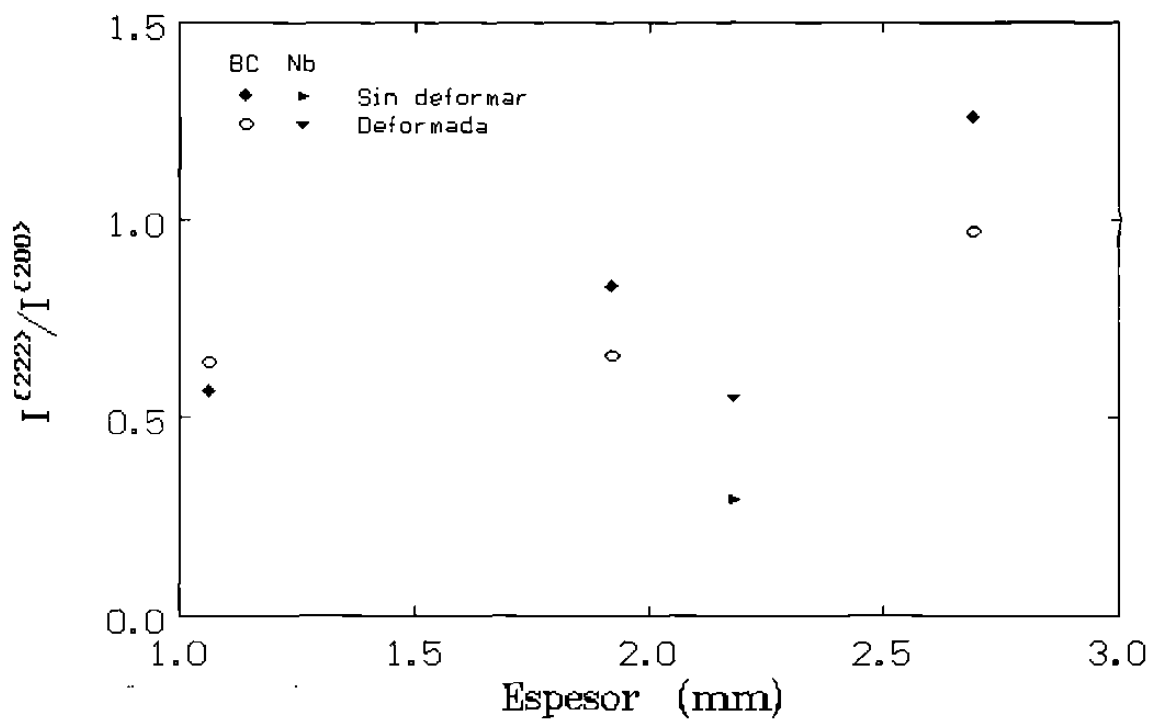


Figura 71. Cociente de la intensidad relativa de los picos {222} sobre los de los picos {200}.

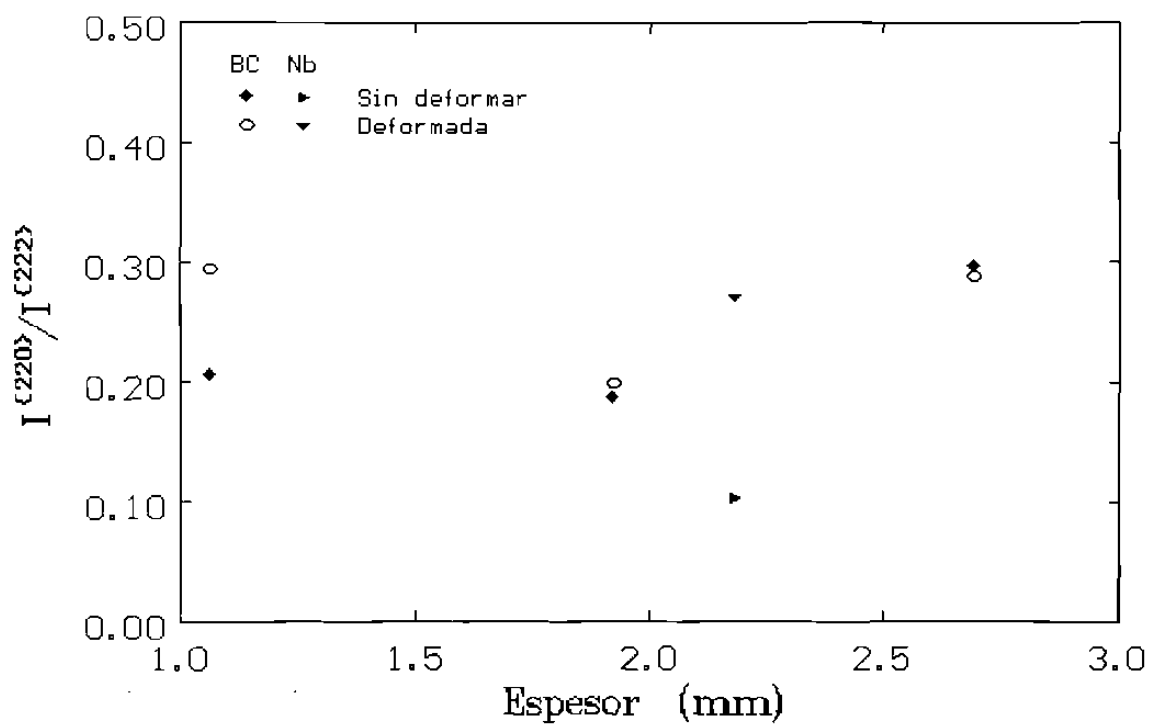


Figura 72. Cociente de la intensidad relativa de los picos {220} sobre los de los picos {222}.

En la Figura 73 se grafica la dependencia de \bar{R} con respecto a la variación del cociente en las intensidades de los planos $\{111\}$ a $\{001\}$ del estudio y como la encontró Held⁴²⁻⁴³. Los datos disponibles para los aceros microaleados y de bajo carbono (este estudio) muestran la misma tendencia, sólo que a mayores valores de R . Una causa de esta divergencia puede ser atribuida a la cantidad de nitrógeno en los aceros fabricados hace más de 30 años, que es de esperar que, al ser más alta que en la actualidad, cause un deterioro en el valor R ⁴³. Este tipo de resultados concuerda con los mostrados en las Figuras 69 y 70.

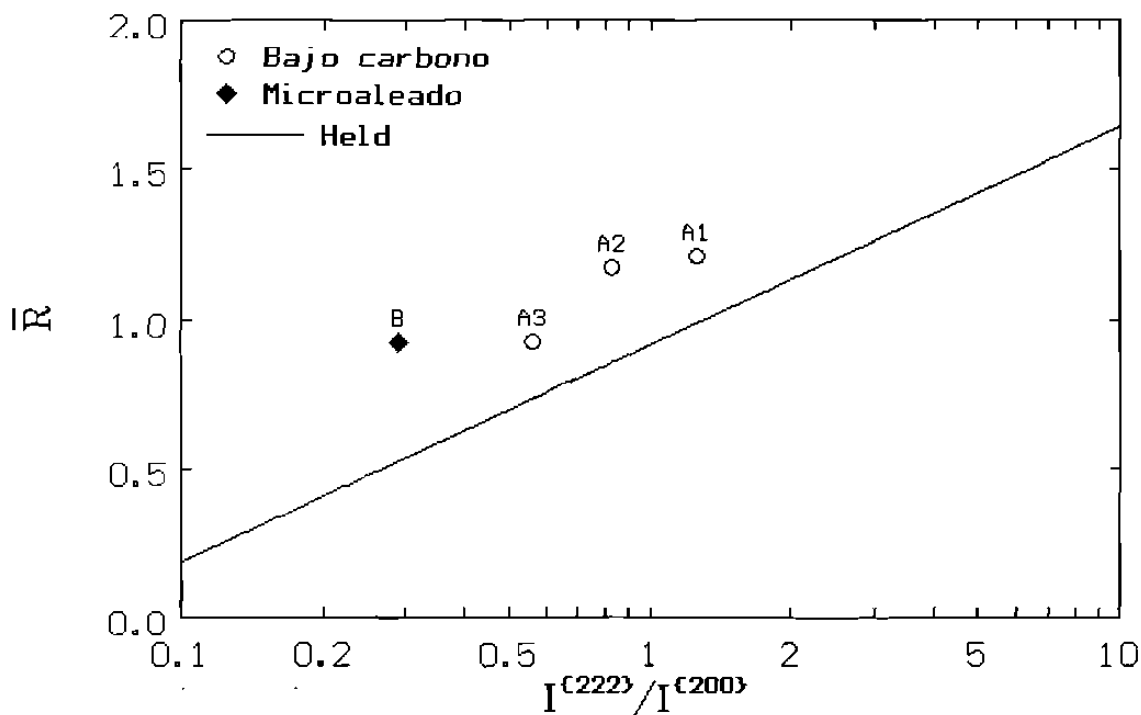


Figura 73. Comparación de los resultados reportados por Held⁴²⁻⁴³ y los encontrados en este estudio de la relación existente entre el cociente de los picos $\{222\}$ entre los picos $\{200\}$.

7.5. Análisis del Factor de Taylor.

El sistema empleado para el análisis de microtextura permite calcular el factor de Taylor para cada grano individual. El proceso seguido, tal y como se mencionó en el

Capítulo 5, involucró tres sistemas de deslizamiento: $(110)[111]$, $(112)[111]$ y $(123)[111]$ con los cuales se determinó la probabilidad de que los diferentes granos individuales puedan ser deformados a menores niveles de deformación. Lo que no es otra cosa mas que el cálculo del factor de Taylor, que implica que un dado grano tendrá una mayor probabilidad de ser deformado conforme este factor se incrementa

En la Figura 74 se presentan en forma de histogramas los valores del factor de Taylor encontrados para las muestras A1 y A3 (ambas sin deformación) y la C. En dicho diagrama se puede apreciar claramente como la mayoría de los granos del acero C tienen factores de Taylor entre 3.5 y 3.7, en tanto que la distribución en los aceros de bajo carbono es más amplia sin concentrarse en un intervalo en particular, lo que permite explicar también la baja anisotropía plana que exhibe este tipo de material.

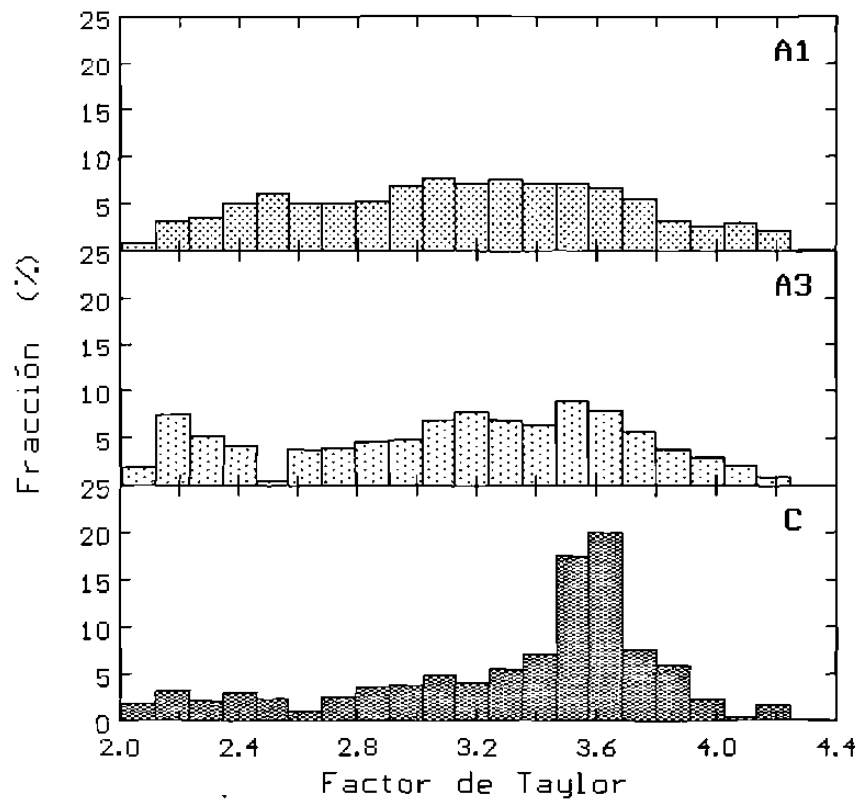


Figura 74. Histogramas con los valores del factor de Taylor encontrados para las muestras en estudio.

Es importante resaltar que los valores máximos encontrados de 4.2 son superiores a 3.06 normalmente aceptado para los materiales FCC lo que puede ser debido al haber suministrado sólo tres sistemas de deslizamiento (se debe recordar que los materiales BCC se deforman de acuerdo con una dirección preferencial y varios planos diferentes⁴⁴), por lo que los resultados mostrados en la Figura 74, que aunque no sean del todo correctos, si permiten comparar los diferentes tipos de aceros.

CAPITULO 8

CONCLUSIONES.

De los resultados presentados y discutidos se llegó a las siguientes conclusiones:

1. La Microscopía de Imágenes de Orientación es una técnica con la que se puede realizar el estudio de la microestructura y la textura de un material y, a partir de estos resultados predecir la anisotropía del mismo.
2. Las bajas temperaturas involucradas en el procesamiento y el enrollado durante la laminación pueden provocar una textura menos débil a las tradicionalmente encontradas en aceros laminados en caliente sin procesamientos posteriores.
3. A pesar de que la intensidad relativa de los picos de difracción de Rayos X no se obtuvo en la misma superficie que la textura, si existe un punto de comparación, viéndose como el cociente de los picos $\{222\}$ sobre los $\{200\}$ en los aceros de bajo carbono sin deformación se incrementa a mayores espesores, mientras que en el acero microaleado este valor es inferior a la del acero al carbono más delgado.

4. Existe una dependencia directa entre la anisotropía y la textura de los aceros laminados, observándose que a mayor valor del componente γ de textura, mayor será el valor de \bar{R} del material. En este trabajo se pudo confirmar que el acero libre de intersticiales, el que tiene la *textura* más acentuada, exhibe el valor de \bar{R} mayor. Sin embargo esto se debe a que su historia termo-mecánica es diferente a la de los otros materiales, ya que este material además de ser laminado en caliente, como el resto, también fue laminado en frío y recocido.
5. Es importante observar que los aceros A1 y A3 al ser deformados obtienen la misma textura característica por lo que al reorientarse, su textura final es igual. Esto implica que la textura de laminación en caliente cambia como resultado de la deformación tensil.
6. La técnica OIM utilizada ayudó a observar varios detalles a nivel microscópico que con la técnica tradicional no es posible encontrar, también ayudó a determinar la orientación de los granos individuales.
7. Se debe observar que aunque la textura tiene influencia en los aceros, forma parte de una gama de propiedades que afectan su comportamiento mecánico y sus propiedades físicas.

Recomendamos para trabajos futuros:

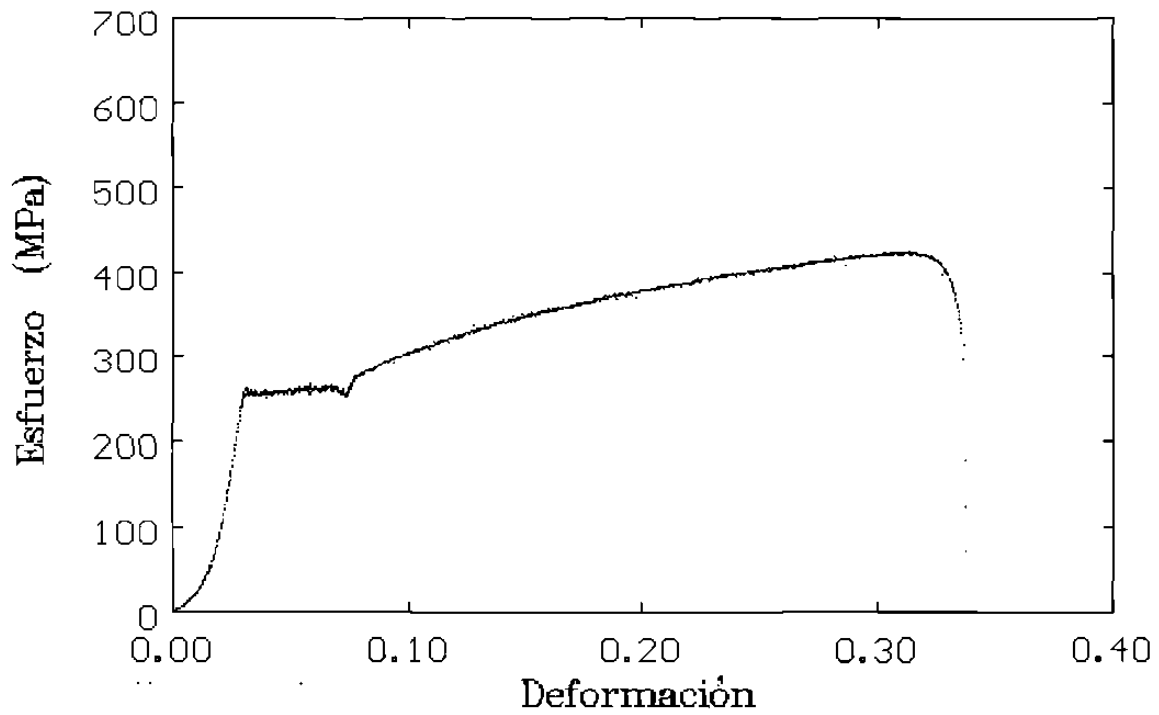
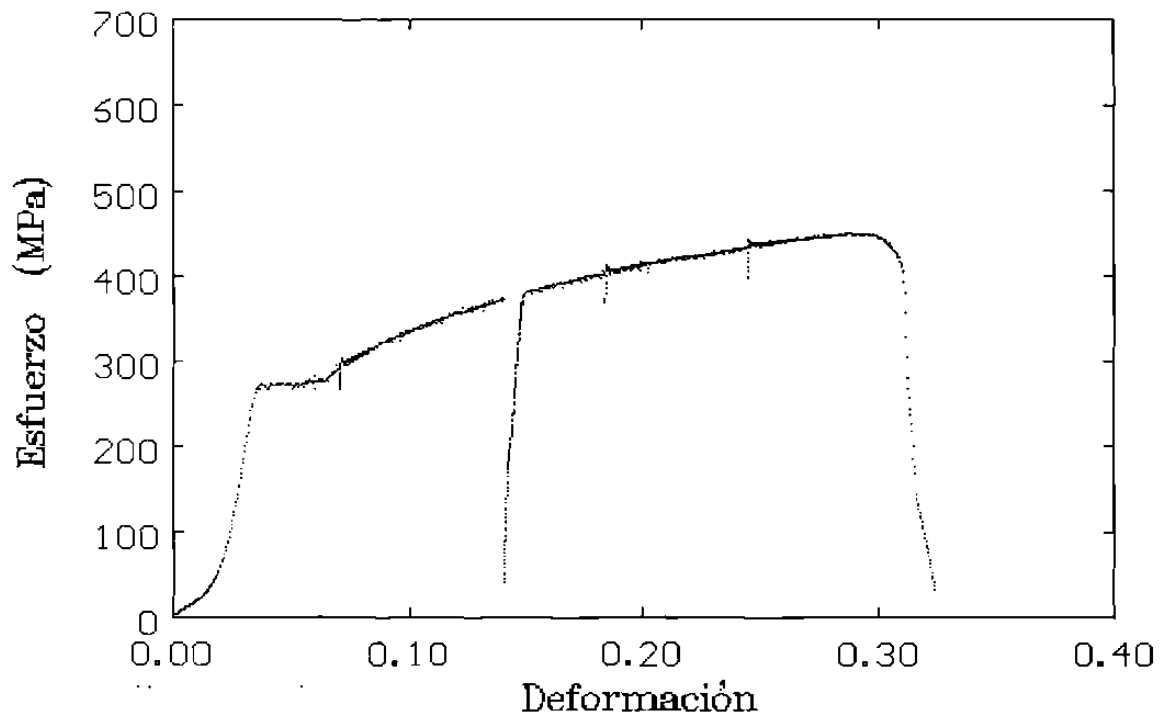
1. Se recomienda continuar con el uso de OIM, acercando a investigadores de otros centros a esta herramienta, para utilizarla en el estudio y aplicación de la microtextura en diferentes materiales.
2. Se recomienda empezar el estudio de materiales bifásicos, dada la capacidad del equipo para ello, ya que se cuenta con un módulo de identificación de fases.

3. Se recomienda continuar con el análisis de los esfuerzos de cedencia de los metales basándose en la teoría de Taylor para encontrar los niveles M de los sistemas de deslizamiento activos para diferentes aceros.
4. Se recomienda continuar con el estudio del comportamiento de los aceros al ser procesados y enrollados a temperaturas más bajas a las tradicionales.
5. Se recomienda estudiar la evolución de la textura a lo largo del espesor de la cinta de acero laminada en caliente, para observar las variaciones que se pueden dar con respecto a la superficie.

Bibliografía.

1. H. Bunge, *Materials Technology, Steel Research* 62 (1991) No.12, pp. 530-541.
2. M.Hatherley, W.B.Hutchinson, "An Introduction to Texture in Metals", The Institute of Metallurgists. 1991.
3. R.O.Williams, *Trans. Met. Soc. AIME*, 1968, 242, 105.
4. R.J.Roe, *J.Appl.Phys.*, 1965, 6, 2024.
5. H. J.Bunge, *Mathematische Methoden der Textura analyse*, Akademieverlag, Berlín, 1969.
6. M.P.Butrón, "Transformation Texture in Hot Rolled Steels", Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Montreal, Canadá, January, 1995.
7. Orientation Imaging Microscopy Software. Version 2.0, User Manual (Provo, UT: TSL, 1996).
8. H.J.Bunge, "Calculation and Representation of Complete ODF", ref³⁶, p.69/78.
9. D. Brandon y W. D. Kaplan, *Microstructural Characterization of Materials*, Wiley, 1999.
10. K. Eloot. PhD Thesis, U. Gent, 1996.
11. L. Kestens, PhD Thesis, K.U. Leuven, 1994.
12. W. Hayden, W. G.Moffatt y J. Wolff, *Colección Introducción a la Ciencia de Materiales, Vol. III. Propiedades Mecánicas*, Limusa-Wiley, México, 1968.
13. *Huber diffraction Techniques*, Prospectus.
14. *ASM Handbook, Metallography and Microstructures*, Vol. 9, pág. 92-95.
15. H. Shimanaka, T. Irie, K. Matsumura, H. Nakamura, *Journal of Magnetism & Magn. Materials*, Vol. 19, 1980, pp. 63-64.
16. A. Schmitz, Ph.D.Thesis, K.U. Leuven, Belgium, 1995.
17. P. Van Houtte, *MTM Taylor Version 2*, Dept. MTM, K.U. Leuven, Belgium, Sept. 1992.
18. D. Daniel, and J. J. Jonas, *Metall. Trans.*, 1990, 21A, p 331.
19. F. Wagner, G. Canova, P. Van Houtte and A. Molinari, *Text and Micr.*, Vols. 14-18, 1991, pp. 1135-1140.
20. S. Hiwatashi, A. Van Bael, and P. Van Houtte, *Proc. 4th National Congress on Theoretical and Applied Mechanics*, Leuven, 1997, p.241.
21. P. Van Houtte: "Deformation Textures", *Directional Properties Of Materials*, ed.H.J.Bunge (DGM Informationsgesellschaft, Verlag, Oberursel, FRG,1988), 65-76.
22. K.Lucke, and J.Hirsch: "The formation of Recrystallization Textures and the Mechanism of Recrystallisation", *Directional Properties Of Materials*, ed.H.J.Bunge (DGM Informationsgesellschaft, Verlag, Oberursel, FRG,1988), 85-101.
23. H.Inagaki: "Transformation Textures in Steel", *Proc. Sixth Intl. Conf. On Textures of Materials (ICOTOM 6)*, vol.1, ed.S.Nagashima (The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1981), 149-163.
24. R.K.Ray, and J.J.Jonas, "Transformation Textures in Steel", *International Materials Reviews*, 35 (1990), 1-36.

25. P.Cotterill, and P.R.Mould, *Recrystallisation and Grain Growth in Metals* (Surrey University Press, London, 1976).
26. A.L. Delgado "Anisotropia en aceros de bajo carbono laminados en caliente" , Tesis de Maestría 1999, Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales, FIME, UANL.
27. Hutchinson, W.B., *Int. Mater. Rev.*, 1984, 29, 25-42.
28. Ray, R.K., Jonas, J.J. and Hook, R.E., *Int. Mater. Rev.*, 1994, 39, 129-171.
29. Hutchinson, W.B. and Lindh, E., *Int. Forum on Phys. Met. In IF steel*, Tokyo, ISIJ, 1994. Pp. 127-140.
30. Marc André Meyers: *Mechanical metallurgy principles and applications*, 1984, Prentice Hall, Inc. EEUU.
31. Doherty, R.D., Samajdar, I., Necker, C.T., Vatne, H.E. and Nes, E., 16th Riso symp. *On Mater Sci.*, ed. N. Hansen, D. Juul Jensen, Y.L. Liu and B. Ralph, Riso National Lab, Roskilde, Denmark, 1995, pp. 1-23.
32. Samajdar, I. And Doherty, R.D., *Acta Mater.*, in press.
33. F.B. Pickering, *Physical Metallurgy and the Design of Steel*, Appl. Sc. Pub., London, 1978.
34. W.C. Leslie y E. Hornbogen, *Physical Metallurgy*, 4th Ed., R.W. Cahn y P. Haasen (eds.), North Holland, 1996, 1555.
35. S.R. Resler, *Iron Steelmaker*, 26 (8), 29 (Aug., 1999).
36. R. Colás, L. Elizondo y L.A. Leduc, 2nd *Int. Conf. Modelling of Metal Rolling Processes*, J. H. Beynon, P. Ingham, H. Teichert and K. Watson (eds.), Institute of Materials, 1996, 12.
37. A.J. DeArdo, *Accelerated Cooling of Steel*, P.D. Southwick (ed.) TMS, 1986, 97.
38. S. Straub and W. Blum, *Hot Workability of Steels and Light Alloys-Composites*, H.J. McQueen, E.V. Konopleva and N.D. Ryan (eds.), Canadian Institute of Mining and Metallurgy, Montréal, 1996, 189.
39. T. Altan, S. Oh, H. Gegel, *Metal Forming: Fundamentals and Applications*. ASM, 1983. Pp. 78-79.
40. A. Salinas Rodríguez, E. Nava Vázquez, J.L. Rodríguez Galicia, *Microestructura y textura de aceros mexicanos al bajo carbón para troquelado*; *Metalurgia y Materiales*, Año 2, No 5 y 6, Diciembre 1994, Saltillo, Coahuila, México, P.23-24.
41. R. Colás, L. Elizondo y L. A. Leduc, 2nd *Int. Conf. Modelling of Metal Rolling Processes*, J. H. Beynon, P. Ingham, H. Teichert y K. Watson (eds.), Inst. of Materials, Londres, 1996, P.12.
42. J. F. Held: *First Operating Metallurgy Conf. Of AIME*, Pittsburgh, Pa, 1965.
43. J. F. Held: in *Mechanical Working and steel processing IV*, Paper 3; 1965, New York, The Metallurgical Society of AIME.
44. Marc André Meyers: *Mechanical metallurgy principles and applications*, 1984, Prentice Hall, Inc. EEUU.
45. P. del C. Zambrano, "Utilización de la técnica de Microscopía de Imágenes de Orientación para relacionar la microtextura de aceros laminados en caliente con la anisotropía", Tesis Doctoral 2000, Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales, FIME, UANL.
46. B. Hutchinson "Annealing Texture Behaviour in Cold Rolled IF Steels". *IF Steels 2000 Proceedings, International Conference on the Processing, Microstructure and Properties of IF Steels.*, pp. 171-180.

Apéndice 1. Curvas de esfuerzo deformación para muestras de acero 1 y 2.*Figura A1. Muestra 1 (grupo 1), longitudinal.**Figura A2. Muestra 1 (grupo 1), a 45°.*

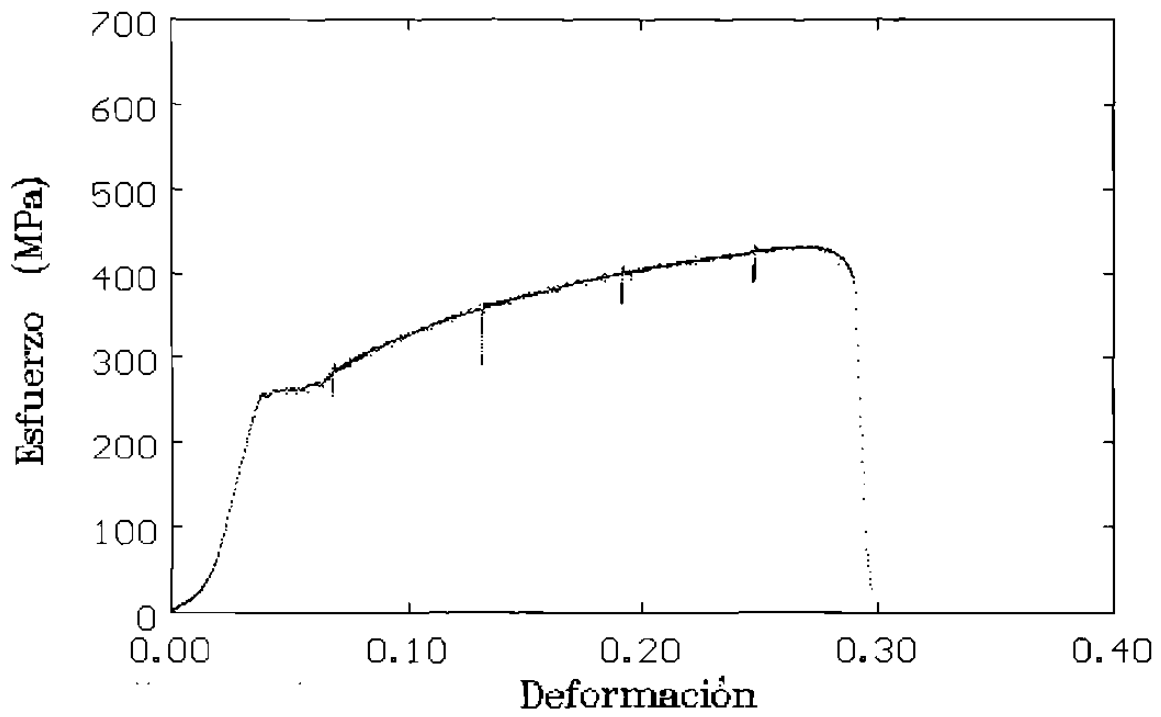


Figura A3. Muestra 1 (grupo 1), a 45°.

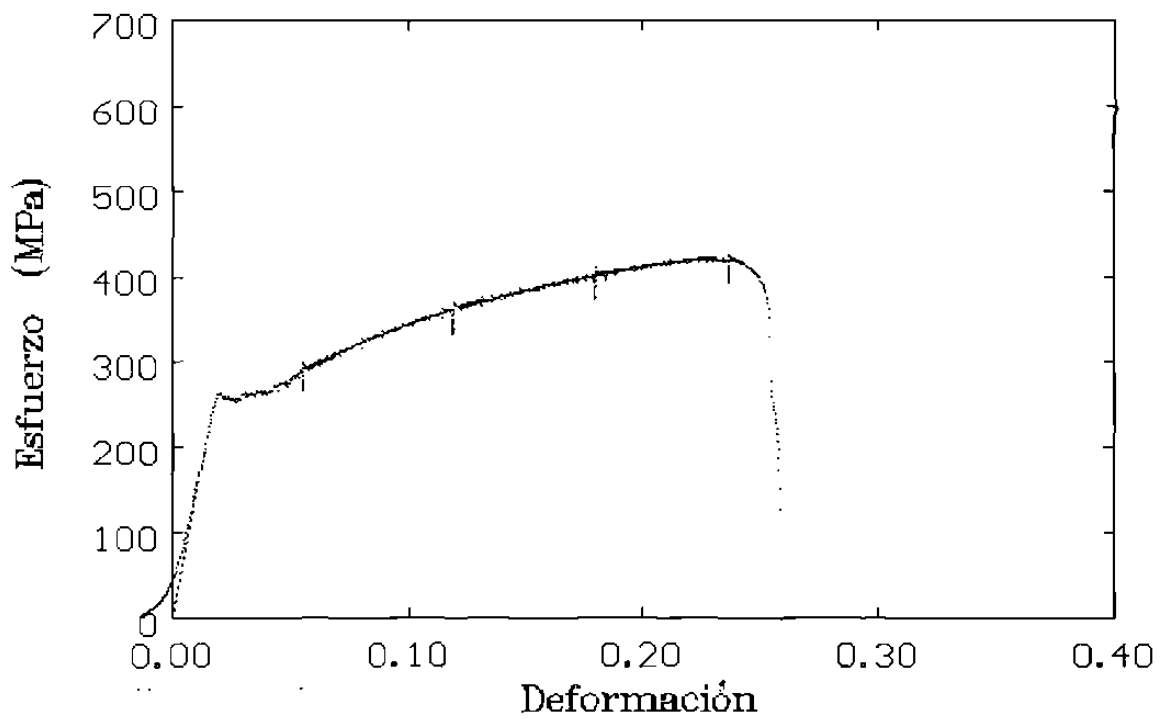


Figura A4. Muestra 1 (grupo 1), transversal.

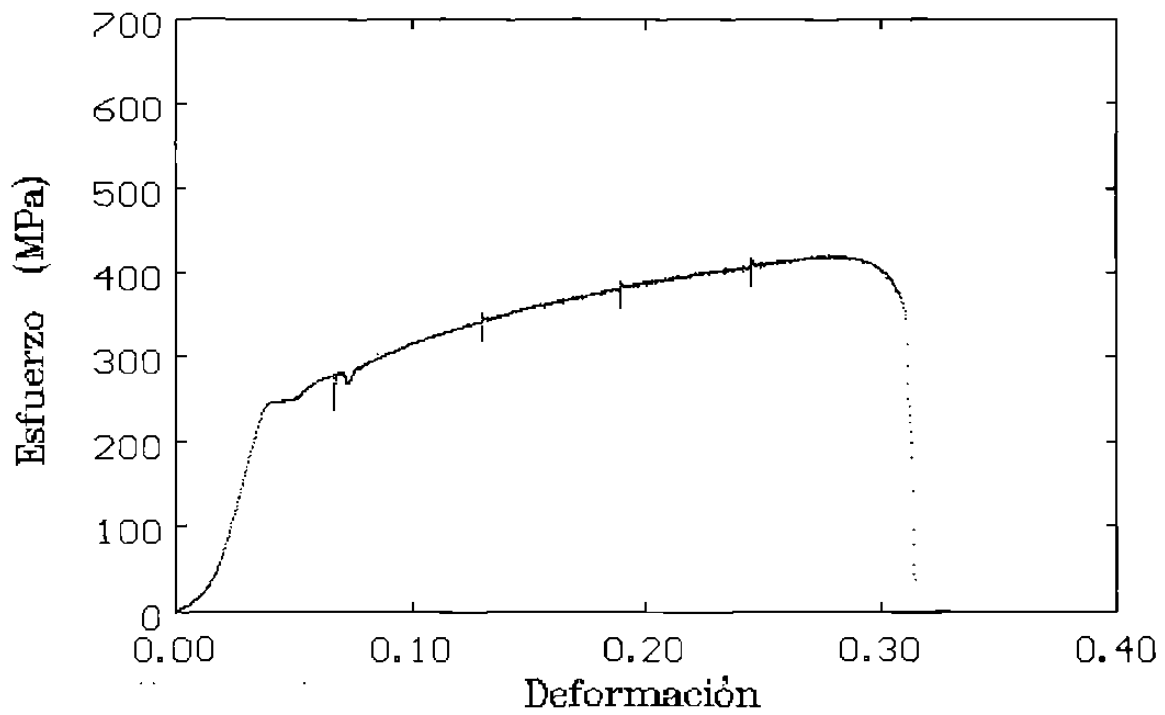


Figura A5. Muestra 1 (grupo 1), transversal.

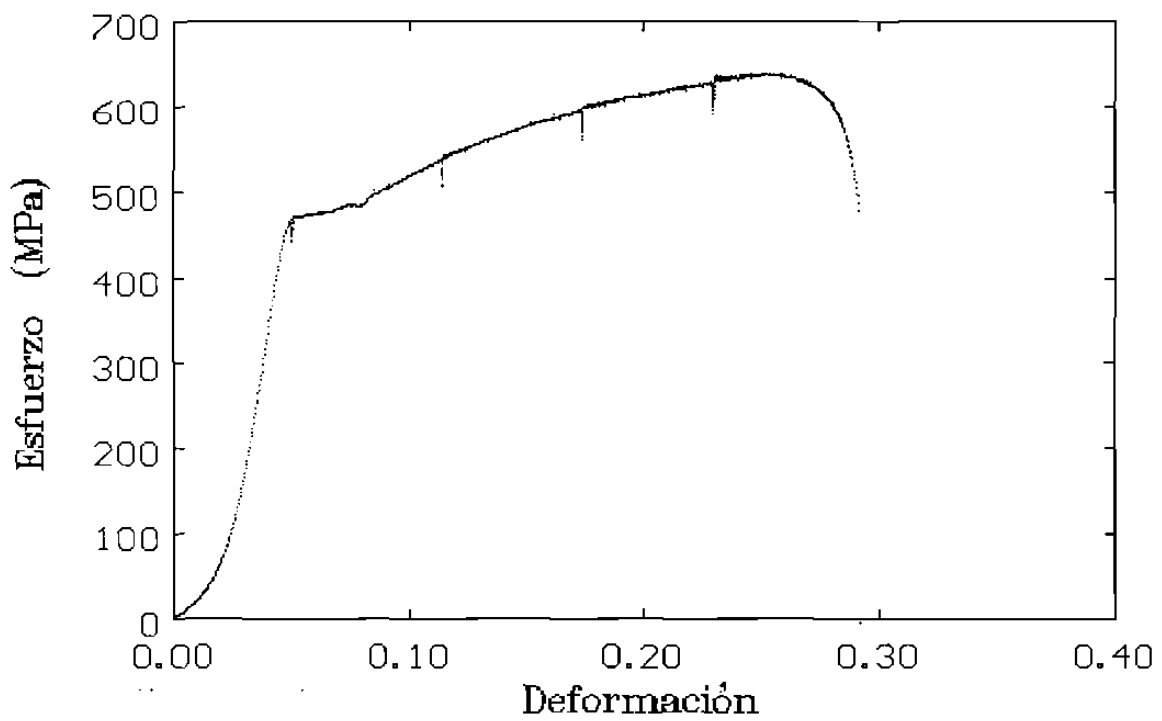


Figura A6. Muestra 2 (grupo 1), longitudinal.

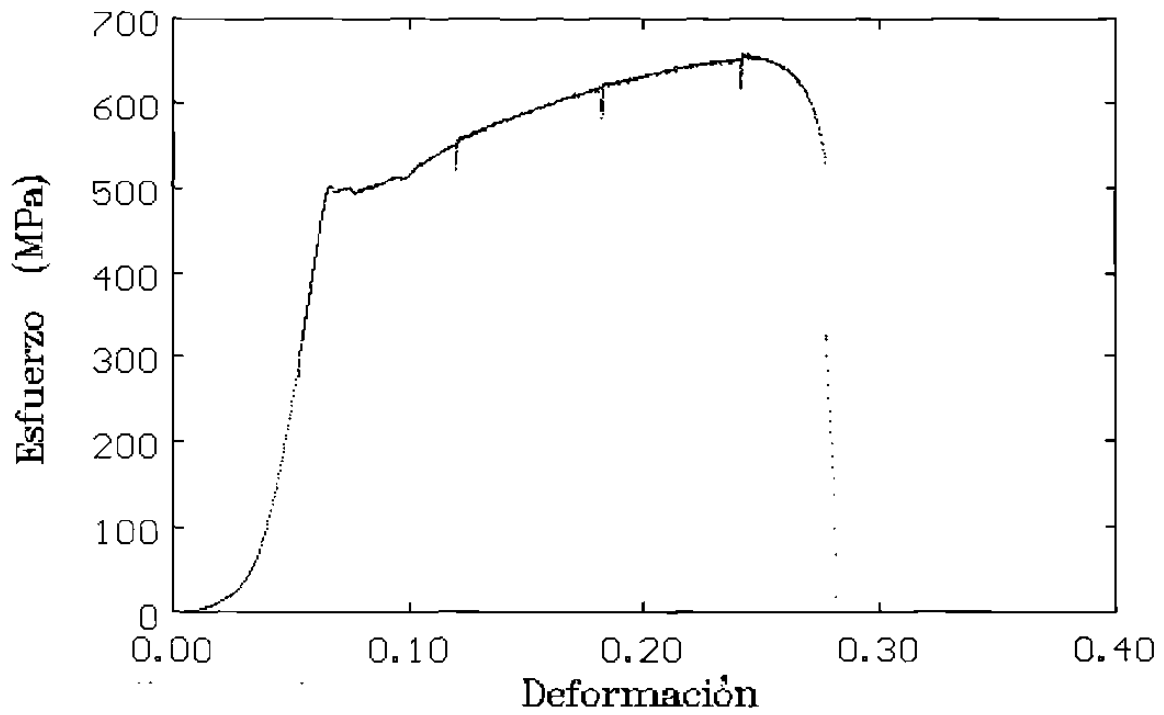


Figura A7. Muestra 2 (grupo 1), longitudinal.

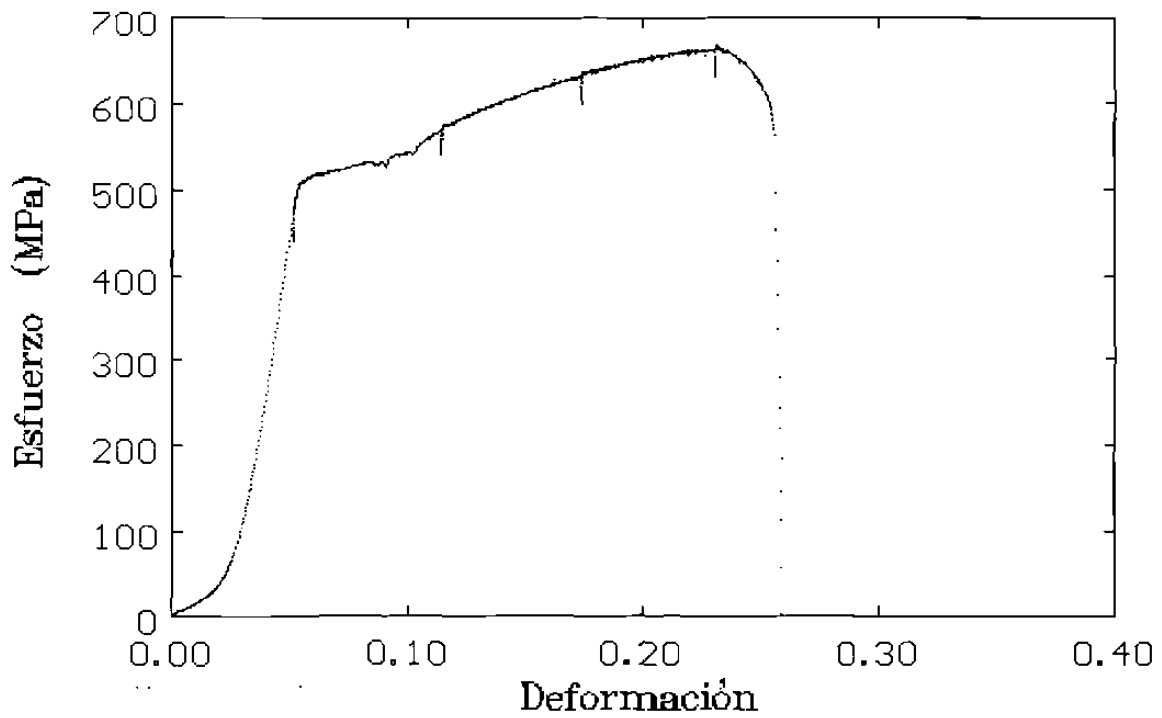


Figura A8. Muestra 2 (grupo 1), a 45°.

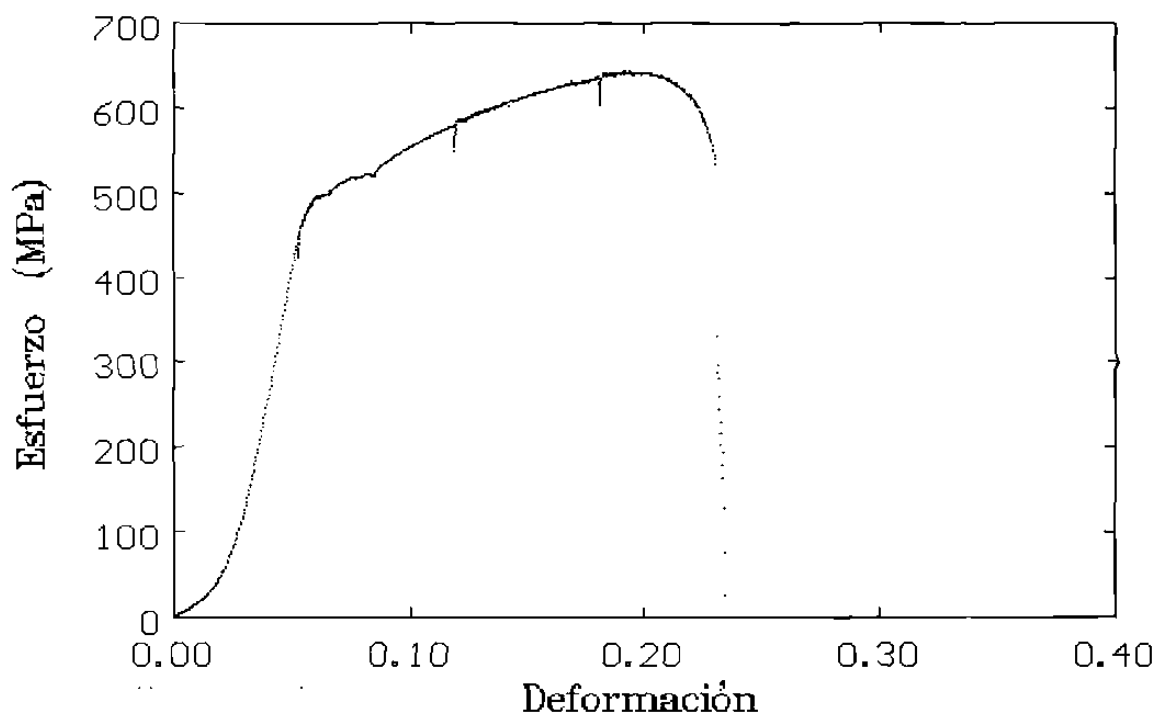


Figura A9, Muestra 2 (grupo 1), a 45°

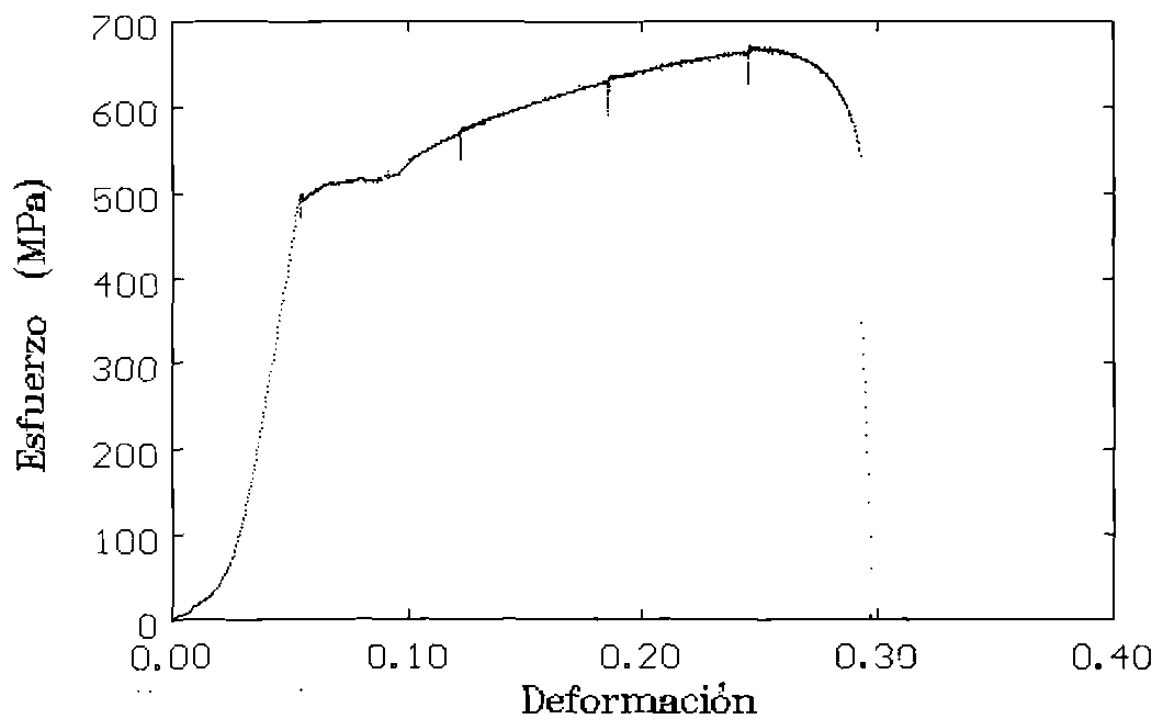


Figura A10, Muestra 2 (grupo 1), transversal

Apéndice 2. Valores de ensayos de tensión de muestras del grupo 1 y 2.

Muestra 1 grupo 1.							
Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)	Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)
1, Prueba 1	14.6	2.03	4	1, Prueba 2	14.43	2.01	4
	14.56	2.10			14.50	2.01	
	14.58	2.11			14.50	2.01	
	14.3	1.89	8		14.23	1.93	8
	14.28	1.98			14.20	1.92	
	14.2	1.99			14.21	1.97	
	14.06	1.92	12		14.04	1.89	11
	14.10	1.93			14.03	1.90	
	14.06	1.90			14.00	1.89	
	13.81	1.74	16		13.70	1.85	15
	13.82	1.78			13.73	1.87	
	13.83	1.74			13.70	1.90	
Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)	Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)
1, Prueba 3	14.62	1.94	4	1, Prueba 4	14.55	1.95	4
	14.57	2.00			14.53	1.95	
	14.63	1.99			14.60	1.97	
	14.37	1.92	8		14.29	1.89	8
	14.32	1.95			14.33	1.90	
	14.32	1.90			14.43	1.92	
	14.12	1.89	12		13.97	1.85	12
	14.06	1.89			14.03	1.84	
	14.10	1.89			14.18	1.86	
	13.75	1.79	16		13.25	1.73	16
	13.79	1.84			13.84	1.78	
	13.83	1.78			14.00	1.77	
Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)	Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)
1, Prueba 5	14.6	1.99	4	1, Prueba 6	14.44	1.92	4
	14.58	2.03			14.47	1.94	
	14.54	2.02			14.64	1.98	
	14.18	1.95	8		14.15	1.91	8
	14.12	1.98			14.22	1.94	
	14.19	1.91			14.20	1.93	
	13.83	1.89	12		13.76	1.88	12
	13.95	1.90			13.87	1.87	
	13.84	1.88			13.87	1.88	
	13.48	1.89	16		13.42	1.81	16
	13.57	1.91			13.49	1.83	
	13.40	1.83			13.60	1.96	
Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)				
1, Prueba 7	14.64	1.98	4				
	14.84	2.04					
	14.68	2.01					
	14.00	1.95	8				
	14.02	1.94					
	14.04	1.95					
	13.98	1.79	12				
	14.00	1.88					
	13.98	1.85					
	13.64	1.87	16				
	13.68	1.89					
	13.6	1.83					

Muestra 2 grupo 1.							
Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)	Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)
2, Prueba 1	14.71	2.18	4	2, Prueba 2	14.74	2.25	3
	14.76	2.20			14.75	2.21	
	14.55	2.21			14.76	2.23	
	14.34	2.10	8		14.36	2.15	7
	14.25	2.08			14.38	2.16	
	14.27	2.12			14.36	2.18	
	13.84	1.99	12		13.94	2.06	11
	13.83	2.01			13.93	2.10	
	13.92	2.00			13.94	2.09	
	13.21	1.97	16		13.6	1.98	15
	13.47	1.99			13.45	1.97	
	13.78	1.98			13.58	2.00	
Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)	Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)
2, Prueba 3	14.83	2.25	3	2, Prueba 4	14.74	2.24	3
	14.86	2.22			14.75	2.23	
	14.77	2.22			14.78	2.24	
	14.52	2.18	7		14.42	2.21	7
	14.46	2.19			14.43	2.23	
	14.42	2.18			14.42	2.19	
	14.14	2.12	11		13.96	2.12	11
	14.12	2.07			14.01	2.16	
	13.98	2.06			13.95	2.11	
	13.86	2.07	15		13.64	2.10	15
	13.66	2.07			13.75	1.97	
	13.4	2.02			13.6	2.04	
Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)	Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)
2, Prueba 5	14.63	2.23	3	2, Prueba 6	14.7	2.30	3
	14.7	2.24			14.76	2.31	
	14.72	2.25			14.79	2.3	
	14.19	2.14	7		14.25	2.29	7
	14.35	2.17			14.24	2.23	
	14.39	2.16			14.28	2.2	
	13.63	2.15	11		13.74	2.2	11
	14.00	2.10			13.72	2.16	
	14.05	2.13			13.81	2.19	
					12.89	2.11	15
					13.1	2.07	
					13.2	2.10	
Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)	Muestra	Ancho	Espesor	Elongación (mm)
2, Prueba 7	14.79	2.24	3	2, Prueba 8	14.71	2.24	3
	14.78	2.27			14.74	2.25	
	14.78	2.27			14.8	2.24	
	14.35	2.19	7		14.4	2.23	7
	14.35	2.22			14.4	2.21	
	14.31	2.20			14.37	2.18	
	13.86	2.16	11		14.02	2.17	11
	13.88	2.12			14.02	2.16	
	13.81	2.11			13.90	2.08	
	13.63	2.11	15		13.86	2.14	15
	13.5	2.00			13.75	2.09	
	13.00	2.02			13.2	1.98	

Apéndice 3. Histogramas de área de tamaño de grano y direcciones cristalográficas.

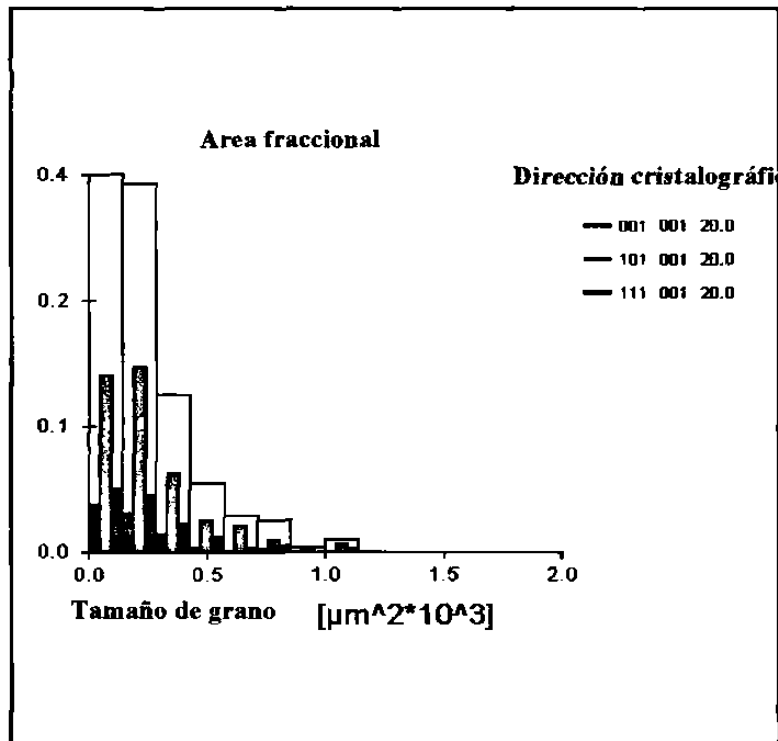


Figura A11. Muestra A1 (grupo 2) zona sin deformar.

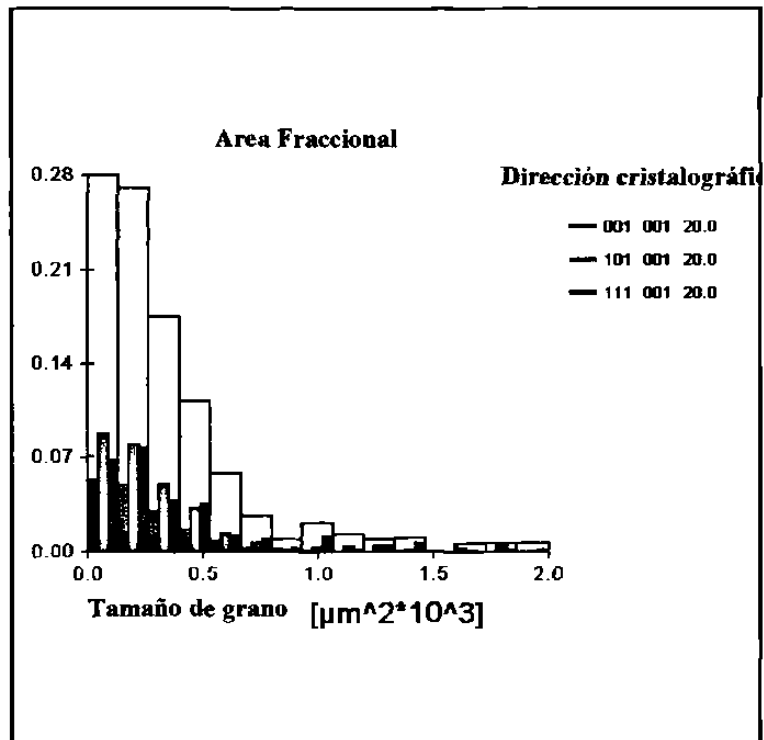


Figura A12. Muestra A1 (grupo 2) zona deformada.

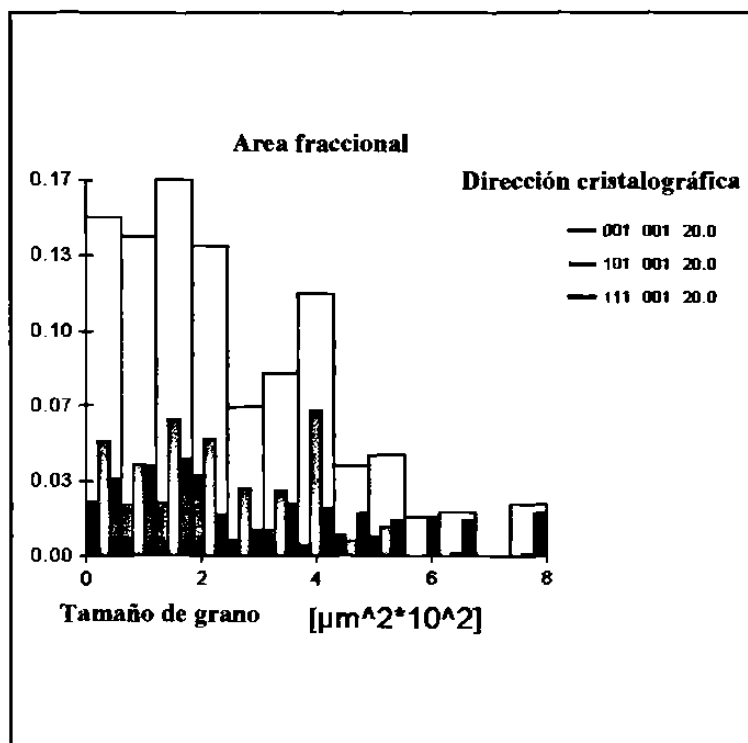


Figura A13. Muestra A2 (grupo 2) zona deformada.

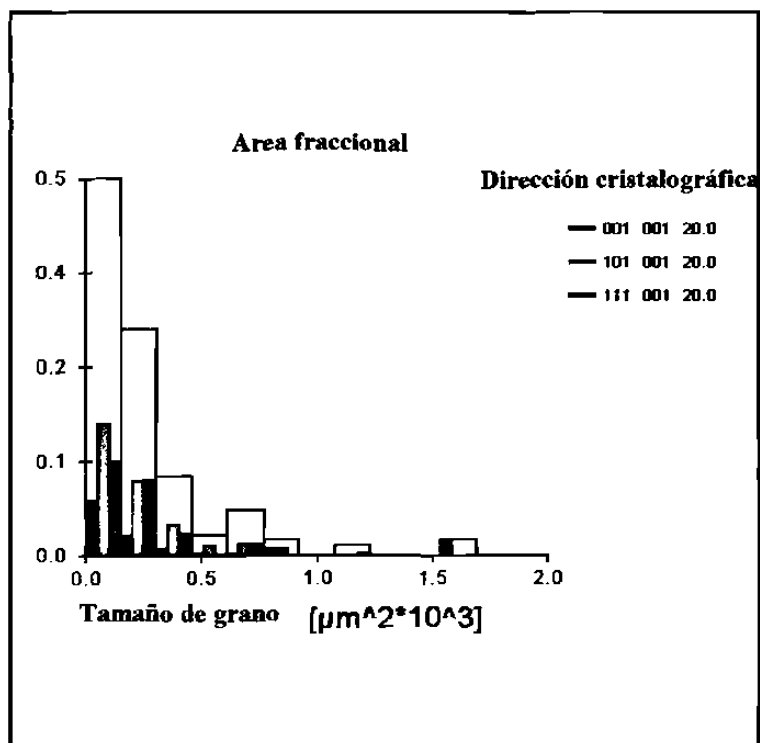


Figura A14. Muestra A3 (grupo 2) zona sin deformar.

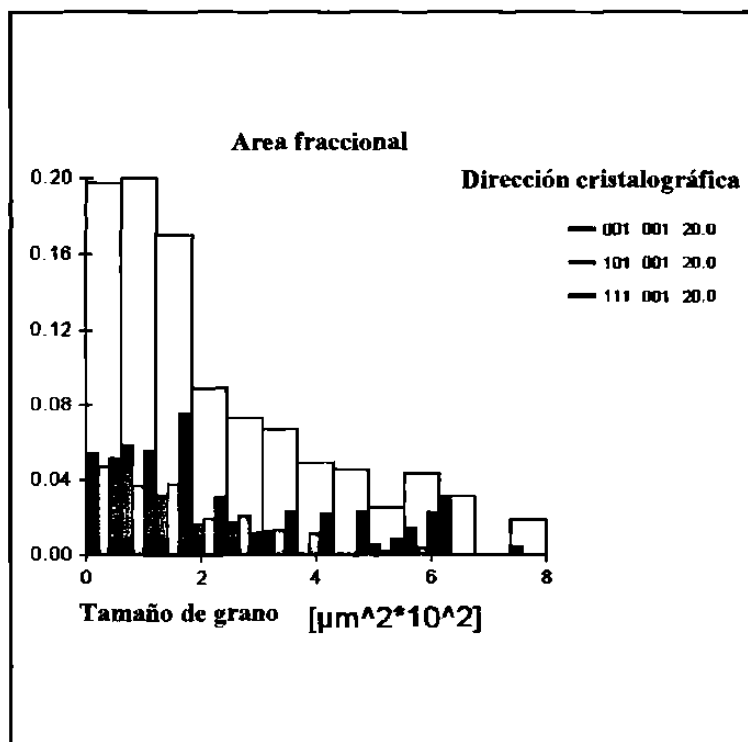


Figura A15. Muestra A3 (grupo 2) zona deformada.

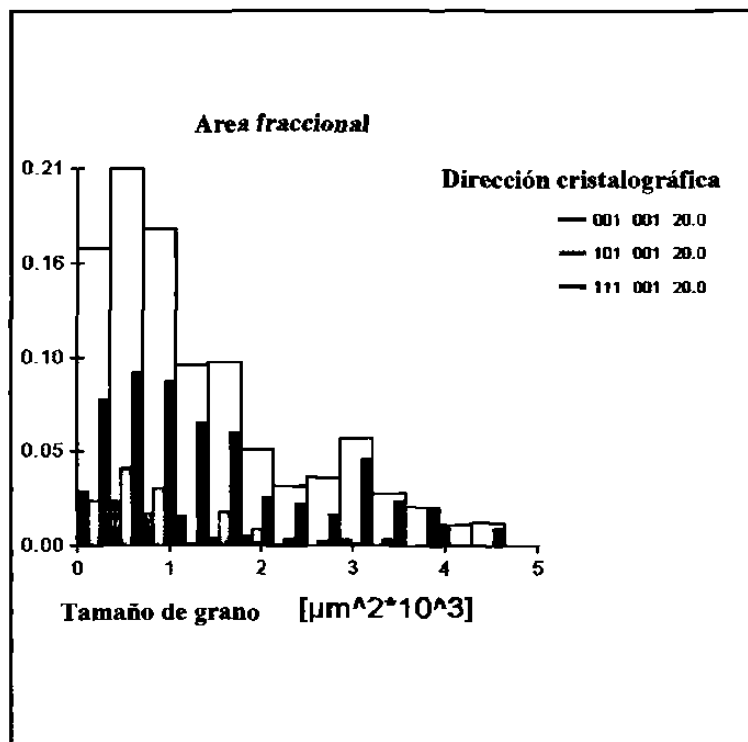
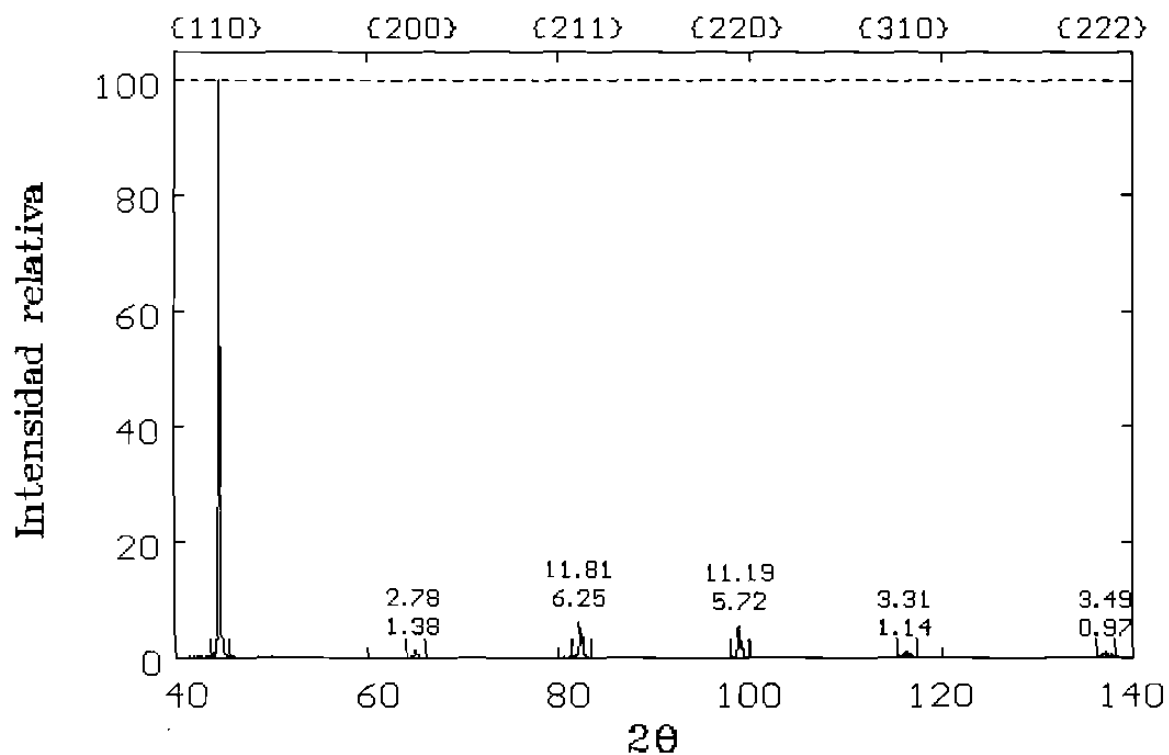
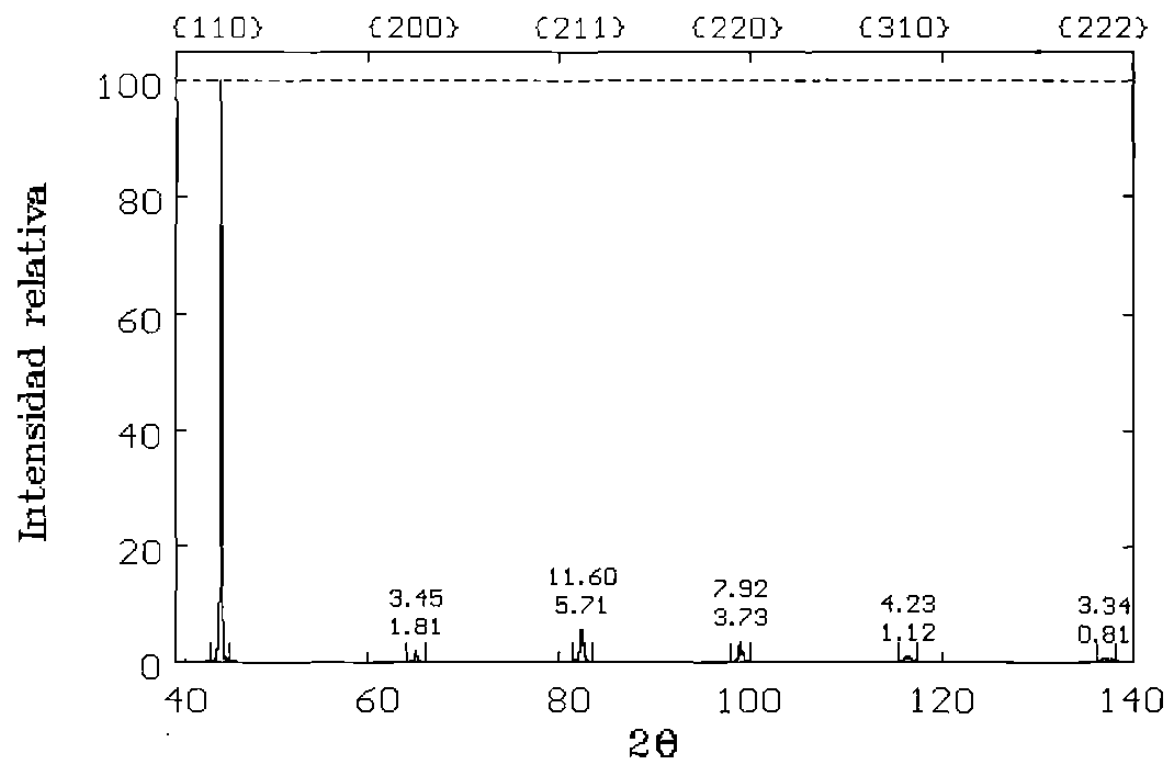


Figura A16. Muestra C (grupo 2) sin deformación.

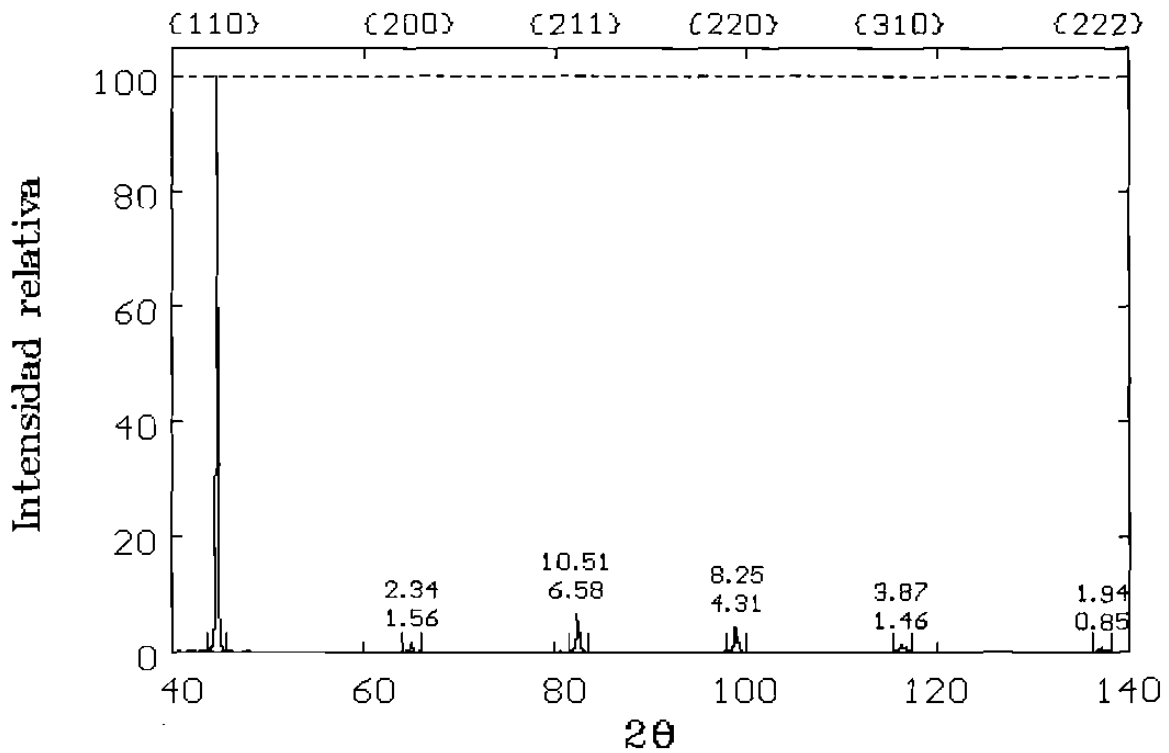
Apéndice 4. Difractogramas de rayos X (muestras del grupo 2).



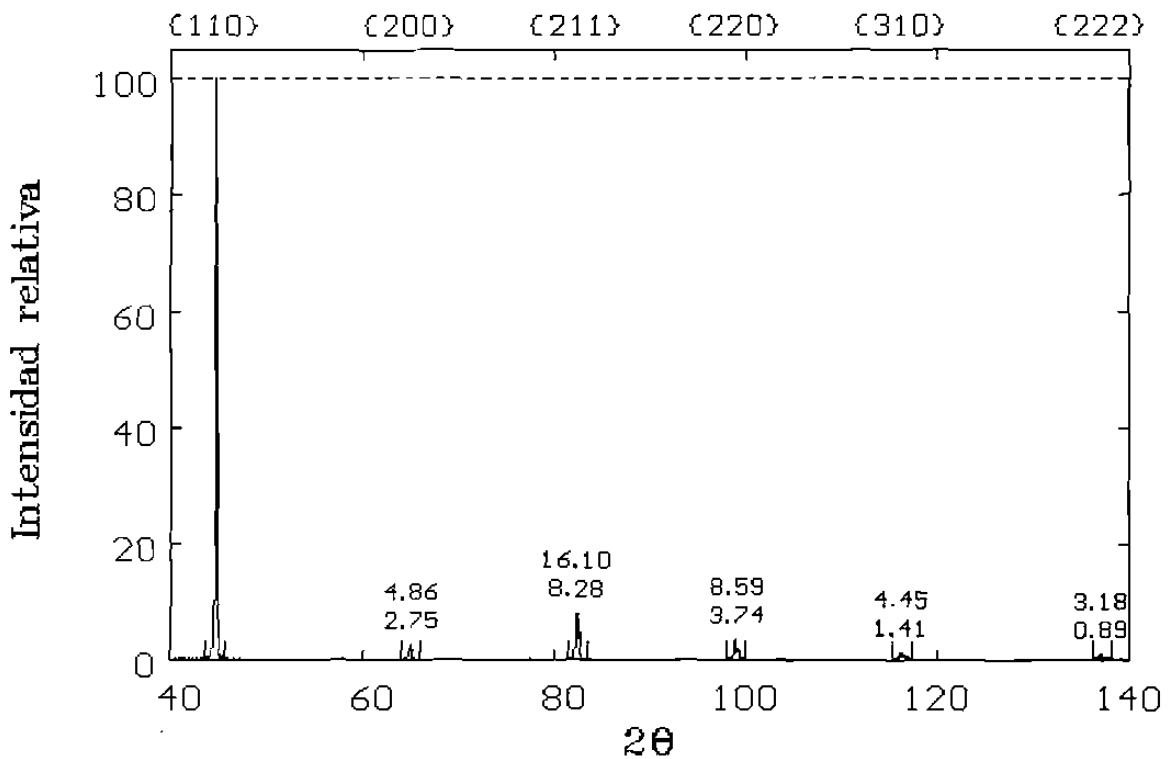
A17. Espectro obtenido a partir de la difracción de rayos X de la muestra A1 en la zona sin deformación.



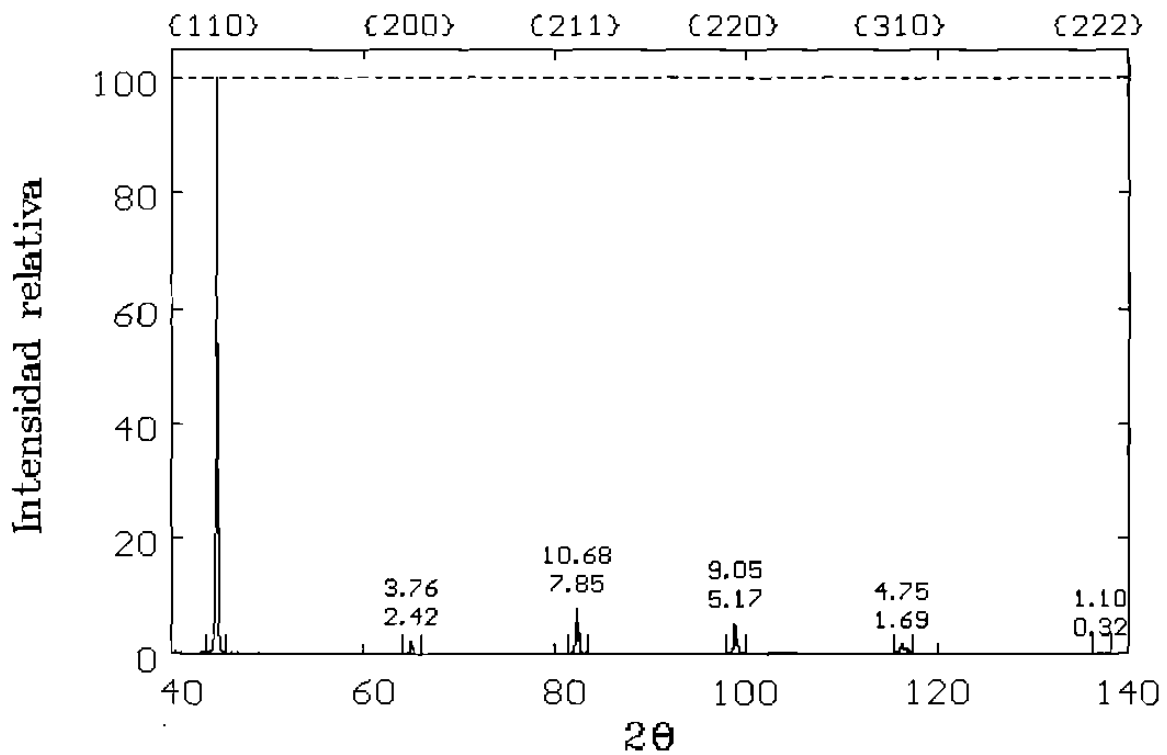
A18. Espectro obtenido a partir de la difracción de rayos X de la muestra A1 en la zona con deformación.



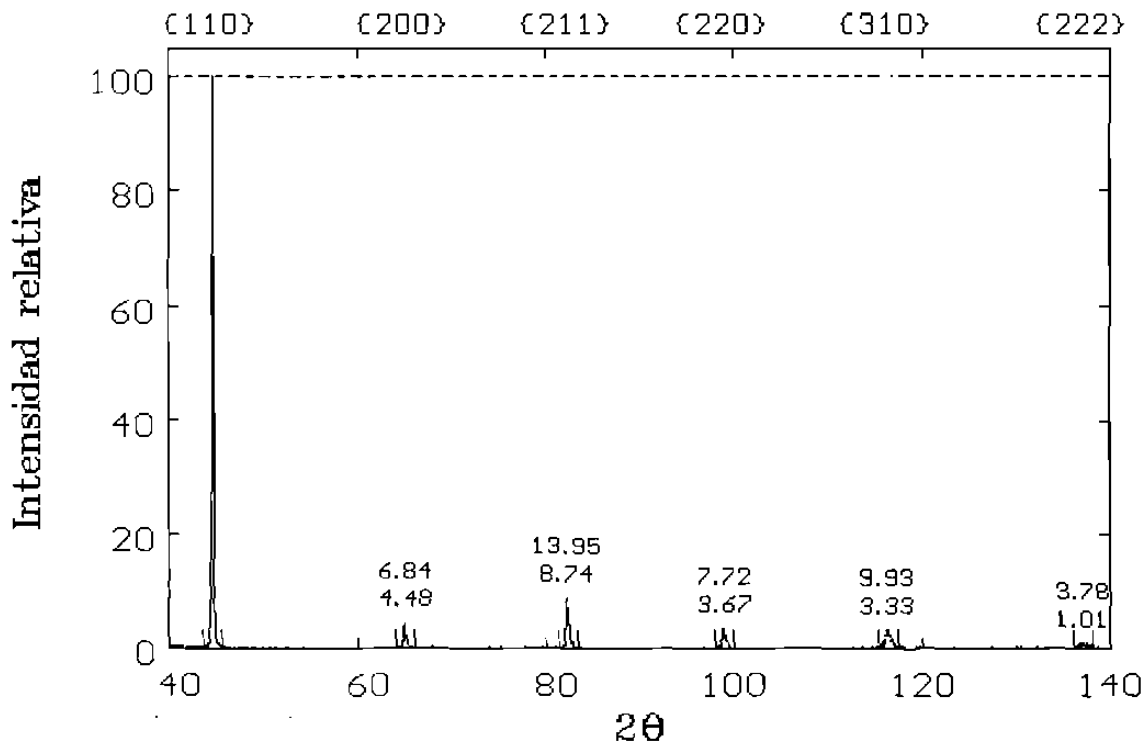
A19. Espectro obtenido a partir de la difracción de rayos X de la muestra A2 en la zona sin deformación.



A20. Espectro obtenido a partir de la difracción de rayos X de la muestra A2 en la zona con deformación.



A21. Espectro obtenido a partir de la difracción de rayos X de la muestra B en la zona sin deformación.



A22. Espectro obtenido a partir de la difracción de rayos X de la muestra B en la zona con deformación.

Listado de Tablas.

Tabla	Descripción	Pág.
3.1	Diferentes tipos de radiación de un haz de electrones al interactuar con la muestra.	29
5.1	Composición de los aceros estudiados.	56
5.2	Espesor de cada uno de los aceros.	56
5.3	Ejemplo del formato para la función de desorientación.	60
6.1	Propiedades mecánicas de los aceros obtenidas de las gráficas esfuerzo-deformación.	65
6.2	Condiciones de laminación durante la producción de las muestras del grupo 1 y 2.	68
6.3	Resultados de anisotropía para las muestras del grupo 1 y 2.	69
6.4	Datos del barrido OIM.	70
6.5	Resultados de ODF, orientaciones e intensidades preferentes.	74
6.6	Porcentaje de granos encontrados en las tres direcciones principales.	80
6.7	Esfuerzo de cizallamiento crítico y factores de Taylor encontrados para cada una de las muestras analizadas.	85
7.1	Valores promedio de dureza de las diferentes muestras.	91

Listado de Figuras.

Figura	Descripción	Pág.
1	Hoja de metal situada en el centro de una esfera estereográfica, con las direcciones de referencia paralelas a los ejes x, y, z.	6
2	Agrupación de polos en una proyección.	7
3	Granos agrupados simultáneamente en una figura de polos de contorno. Aquí se pueden apreciar los polos (100), (110) y (111) en una muestra de acero laminado en caliente.	7
4	Proyecciones estándar para algunas orientaciones importantes en metales cúbicos, (a) polos (100), (b) polos (111), (c) polos (110).	8
5	Figuras de polo (100) mostrando la textura de fibra [110] con las dos posiciones del eje de fibra. Las texturas de fibra parcial se muestran en las regiones sombreadas.	9
6	Figura inversa de polos, donde se observa que la dirección [001] normal a la dirección de referencia de la muestra (dirección de laminación en este caso), presenta la mayor textura.	11
7	Representación en una dimensión de la curva de ODF (círculos completos) por medio de una expansión de series matemáticas (círculos abiertos).	12
8	Número de esféricos armónicos independientes linealmente como una función de grado l de expansión de series: M(l) para simetría del cristal cúbico, N(l) para simetría de la cinta ortorrómbica.	16
9	Definición de los ejes de referencia de la muestra y el cristal.	16
10	Posición de los ejes de la primera rotación y notación matricial	17
11	Posición de los ejes de la segunda rotación y notación matricial	17

12	Posición de los ejes de la tercera rotación y notación matricial	17
13	Espacio de orientación de Euler, donde se representa la textura por una serie de dos secciones dimensionales.	18
14	Figura de Polos de una muestra de acero de bajo carbono laminada en caliente.	19
15	Metales presentando diferente orientación (a), y orientación preferente en una misma dirección (b).	21
16	Medición de textura por difracción en policristales.	26
17	Interacción entre el rayo de electrones primarios y la muestra.	27
18	Dependencia de la eficiencia de generación de electrones retrodispersados en el número atómico.	28
19	Distribución angular de electrones retrodispersados (a) rayo incidente normal a la superficie. (b) rayo incidente inclinado a la superficie.	30
20	Patrón indexado de kikuchi de un acero de bajo carbono laminado en caliente.	31
21	Definición de los parámetros de Hough.	32
22	Equipo típico para la obtención de patrones de kikuchi por medio de SEM.	33
23	Mapa OIM de una muestra de aleación de níquel recristalizado, los granos claros representan valores de calidad de imagen más altos que los oscuros,	35
24	Descripción esquemática del equipo utilizado en OIM.	36
25	Conexiones de la caja MSC – 1100.	37
26a	Mapa del factor de Taylor para una muestra de acero de bajo carbono laminada en caliente. Para un sistema de deslizamiento (111) [1-10] entre más oscuro sea el grano se acercará a un mayor factor de Taylor (4.87), a medida que se esclarece se acerca al factor menor (2.12).	42
26b	Histograma de la distribución de frecuencia del factor de Taylor.	42

27	Cizallamientos en el plano de orientación (110) [112] bajo condiciones de relajación completa.	46
28	Sección $\varphi_2 = 45^\circ$ del espacio Euler. En esta sección se representan las principales orientaciones cristalográficas que se encuentran en las texturas de laminación de materiales bcc.	51
29	Dimensiones de las probetas utilizadas en los ensayos de tensión.	58
30	Posición en las que fueron cortadas las probetas de los ensayos de tensión.	58
31	Curva de esfuerzo deformación de muestra 1 en la dirección de laminación ensayada a una velocidad de cabezal de 5 mm/min.	63
32	Curva de esfuerzo deformación de muestra 2 en la dirección de laminación ensayada a una velocidad de cabezal de 5 mm/min.	64
33	Mapa de granos de la muestra 1 en la dirección de laminación.	66
34	Mapa de granos de la muestra 2 en la dirección de laminación.	66
35	Microestructura de tamaño de grano de la muestra 1.	67
36	Microestructura de tamaño de grano de la muestra 2.	67
37	Polos de muestra 1 del grupo 1.	69
38	Polos de muestra 2 del grupo 1.	69
39	Polos de muestra A1 sin deformar del grupo 2.	71
40	Polos de muestra A1 deformada del grupo 2.	71
41	Polos de muestra A3 sin deformación del grupo 2.	71
42	Polos de muestra A3 deformada del grupo 2.	71
43	Polos de muestra A2 deformada del grupo 2.	72
44	Polos de muestra C sin deformación del grupo 2.	72
45	Sección correspondiente a $\varphi_2 = 45^\circ$ de la ODF muestra 1 del grupo 1 sin deformación.	72
46	Sección correspondiente a $\varphi_2 = 45^\circ$ de la ODF muestra 2 del grupo 1 sin deformación.	72
47	Sección correspondiente a $\varphi_2 = 45^\circ$ de la ODF muestra A1 del grupo 2 sin deformación.	73
48	Sección correspondiente a $\varphi_2 = 45^\circ$ de la ODF muestra A1 del	73

	grupo 2 deformada.	
49	Sección correspondiente a $\varphi_2= 45^\circ$ de la ODF muestra A3 del grupo 2 sin deformación.	73
50	Sección correspondiente a $\varphi_2= 45^\circ$ de la ODF muestra A3 del grupo 2 deformada.	73
51	Sección correspondiente a $\varphi_2= 45^\circ$ de la ODF muestra A2 del grupo 2 deformada.	73
52	Sección correspondiente a $\varphi_2= 45^\circ$ de la ODF muestra C del grupo 2 sin deformación.	73
53	Distribución de orientaciones en los granos de muestra A1 en la zona sin deformación.	75
54	Distribución de orientaciones en los granos de muestra A1 en la zona deformada.	76
55	Distribución de orientaciones en los granos de muestra A2 en la zona deformada.	77
56	Distribución de orientaciones en los granos de muestra A3 en la zona sin deformación.	78
57	Distribución de orientaciones en los granos de muestra A3 en la zona deformada.	79
58	Distribución de orientaciones en los granos de muestra C en la zona sin deformación.	80
59	Histograma de fracción en área de granos con un tamaño de granos dado y direcciones cristalográficas normales a planos del cristal paralelos al plano de laminación para la muestra A2 deformada.	81
60	Patrón de difracción obtenido a partir de la difracción de rayos X de la muestra A3 en la zona con deformación.	81
61	Valores de las intensidades integradas del pico de difracción de rayos-X {200} en función del espesor de la lámina.	82
62	Valores de las intensidades integradas del pico de difracción de rayos-X {222} en función del espesor de la lámina.	83
63	Valores de las intensidades integradas del pico de difracción de	83

	rayos-X {211} en función del espesor de la lámina.	
64	Valores de las intensidades integradas del pico de difracción de rayos-X {310} en función del espesor de la lámina.	84
65	Valores de las intensidades integradas del pico de difracción de rayos-X {220} en función del espesor de la lámina.	84
66	Mapa de Factor de Taylor de muestra A1 sin deformación.	86
67	Mapa de Taylor de muestra A3 sin deformación.	86
68	Mapa de Taylor de muestra C sin deformación.	87
69	Relación de anisotropía y porcentaje de granos en la dirección [111].	94
70	Correlación de las intensidades de textura de las orientaciones (111)[112] y (111)[110] contra el valor \bar{R} .	95
71	Cociente de la intensidad relativa de los picos {222} sobre los picos {200}.	97
72	Cociente de la intensidad relativa de los picos {220} sobre los picos {222}.	97
73	Comparación de los resultados reportados por Held ⁴²⁻⁴³ y los encontrados en este estudio de la relación existente entre el cociente de los picos {222} entre los picos {200}.	98
74	Histogramas con los valores del factor de Taylor encontrados para las muestras en estudio.	99

Resumen autobiográfico.

Patricia del Carmen Zambrano Robledo.

Candidata para el Grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

Tesis: Utilización de la técnica de Microscopía de Imágenes de Orientación para relacionar la microtextura de aceros laminados en caliente con la anisotropía.

La M. C. Patricia del Carmen Zambrano Robledo nació en la ciudad de Panamá, República de Panamá el 16 de febrero de 1971. Es hija del Ing. Práxedes Brian Zambrano Vergara y la Ing. Margarita Hilda Robledo Martínez. Cursó la licenciatura en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León donde obtuvo el título de Ingeniero Mecánico Administrador en noviembre de 1992.

Ingresó al Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales (F.I.M.E-U.A.N.L.) en agosto de 1992 donde obtuvo el título de Maestra en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales en Marzo de 1996.

Desde febrero de 1993 es Profesor de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León.

Obtuvo el Reconocimiento al Mérito del Desarrollo Tecnológico del Estado de Nuevo León en el año de 1994, por los resultados obtenidos en su Tesis de Maestría en conjunto con la empresa Hojalata y Lámina, S.A. de C.V.

En Julio de 1997 entró a formar parte del Sistema Nacional de Investigadores como Candidato a Investigador Nacional, teniendo su nombramiento vigencia hasta junio de 2001.

