

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y
ELÉCTRICA



ESTUDIO DE LA EVOLUCIÓN DE LA TEXTURA DE ACEROS
ELÉCTRICOS GRADO EXPERIMENTAL

POR

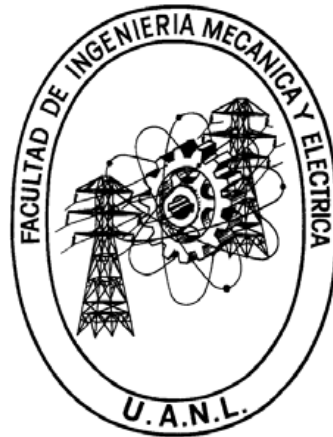
JESÚS ALEJANDRO SANDOVAL ROBLES

Como requisito parcial para obtener el Grado de DOCTORADO EN
CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES

JUNIO DE 2014

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y
ELÉCTRICA



ESTUDIO DE LA EVOLUCIÓN DE LA TEXTURA DE ACEROS
ELÉCTRICOS GRADO EXPERIMENTAL

POR

JESÚS ALEJANDRO SANDOVAL ROBLES

Como requisito parcial para obtener el Grado de DOCTORADO EN
CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES

JUNIO DE 2013

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

Los miembros del comité de la tesis recomendamos que la tesis “Estudio de la orientación cristalográfica de un acero inoxidable austenítico usado en anillos forjados” realizada por el Lic. Jesús Alejandro Sandoval Robles sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en materiales.

El Comité de Tesis

Asesor
Dra. Martha Patricia Guerrero Mata

Revisor
Dra. Adriana Salas Zamarripa

Revisor
Dr. Edgar Omar García Sánchez

Revisor
Dr. Yvan Houbaert

Revisor
Dr. Omar García Rincón

San Nicolás de los Garza, N.L., Diciembre de 2010

AGRADECIMIENTOS

- ❖ A mi esposa Mónica.
- ❖ A mi familia.
- ❖ A la Dra. Martha Guerrero, mi asesora de tesis, por todo el apoyo brindado para realizar este proyecto dentro y fuera del país, por sus consejos y por su confianza.
- ❖ A la Dra. Adriana Salas Zamarripa
- ❖ Al CONACYT por el apoyo económico brindado durante mis estudios, lo cual resulta ser una motivación para el desarrollo de la investigación en nuestro país.
- ❖ A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, y a la Universidad Autónoma de Nuevo León.
- ❖ Al Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Universidad Politécnica de Cataluña por facilitarnos las instalaciones y equipos para la realización de este proyecto, y por su gran ayuda durante el proceso.
- ❖ Al M. en C. Dagoberto Silva y al equipo de la Universidad de Gante, Bélgica, que lo apoyaron en la fabricación de las aleaciones estudiadas en este trabajo.
- ❖ A mis compañeros y amigos del DIMAT: Mario, Adriana y Roberto que de alguna u otra forma me ayudaron, presionaron y aconsejaron para realizar este proyecto.

DEDICATORIA

A mi familia

ÍNDICE

ÍNDICE	1
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	4
CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	8
2.1. Acero Eléctrico.....	8
2.1.1. Acero eléctrico de grano orientado.....	10
2.1.2. Acero eléctrico de grano no orientado.....	12
2.2. Trabajo en caliente.....	14
2.3. Trabajo en frío.....	15
2.4. Laminado.....	16
2.5. Tratamiento térmico.....	17
2.6. Textura.....	19
2.6.1. Orientación.....	20
2.6.2. Métodos para representar orientaciones.....	22

2.6.2.1. Índices de Miller, Miller-Bravais.....	22
2.6.2.2. Figura de Polo.....	23
2.6.2.3. Figura Inversa de Polo.....	25
2.6.2.4. Ángulos de Euler y espacio Euleriano.....	26
2.7. Microtextura.....	29
2.7.1. Introducción.....	29
2.7.2. El patrón de Kikuchi.....	30
2.8. Texturas de deformación en metales bcc.....	31
2.9. Texturas de recristalización en metales bcc.....	33
2.10. Textura en aceros eléctricos.....	35
CAPÍTULO 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	41
3.1. Introducción.....	41
3.2. Material de estudio.....	44
3.3. Preparación de las muestras para análisis de EBSD.....	46
3.4. Análisis por EBSD.....	48
CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	51
4.1. Primer programa de laminación.....	51
4.2. Segundo programa de laminación.....	59
4.3. Tercer programa de laminación.....	68
CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	76
BIBLIOGRAFÍA.....	78

LISTA FIGURAS.....	85
LISTA DE TABLAS.....	88
ANEXOS.....	89

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

Este trabajo se centra en el estudio de un aspecto específico de la estructura de los materiales: la orientación cristalográfica de sus unidades. Esta se refiere a la posición de los planos dentro del volumen de un cristal con respecto a un sistema de referencia. Esta característica aplica a todos los sólidos cuya estructura sea cristalina, incluyendo minerales, cerámicos, semiconductores y metales.

Es poco común encontrar una distribución aleatoria en materiales policristalinos, en su mayoría, hay un patrón en las orientaciones presentes y ciertas orientaciones son propensas a aparecer durante la cristalización del estado amorfo o fundido, así como por los subsecuentes procesos termomecánicos. Esta tendencia se conoce como orientación preferencial o textura.

La textura es muy importante ya que muchas de las propiedades se ven influenciadas por la textura promedio del material, por ejemplo:

- ❖ Modulo de Young
- ❖ Radio de Poisson
- ❖ Ductilidad
- ❖ Resistencia
- ❖ Permeabilidad magnética
- ❖ Conductividad eléctrica
- ❖ Expansión térmica

Un ejemplo de esta influencia se muestra en la Figura 1. 1 donde se observa como el modulo elástico de un acero monocristalino difiere en función de la dirección en que se ejerce el esfuerzo.

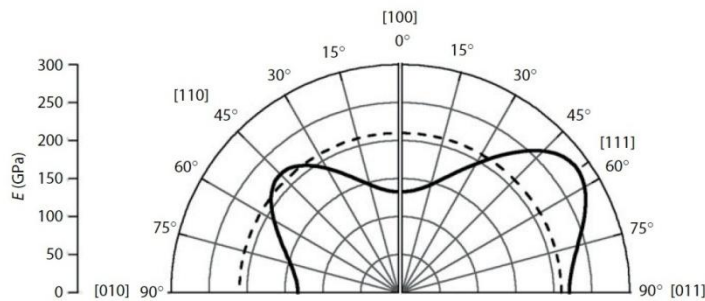


Figura 1. 1. Módulo elástico de un acero monocristalino como función de la dirección del cristal. Los valores difieren del valor de 210 GPa (línea punteada), obtenido del material policristalino [1].

El conocimiento del efecto de la textura las propiedades es ampliamente utilizado en la tecnología de materiales; cuyo fin es el de generar materiales “texturo-específicos”, mejorando las propiedades, características y comportamiento de los mismos. El material objeto de esta tesis, es un claro ejemplo de la relación que hay entre la textura y las propiedades. Los aceros al silicio o aceros eléctricos, presentan sus mejores propiedades magneto-eléctricas cuando sus granos se encuentran orientados en la dirección $\langle 100 \rangle$ a lo largo de la dirección de laminación, por lo que el procesado de estos aceros está

dirigido a la producción de láminas con una gran proporción de granos que tengan la orientación Goss $\{001\}\langle 100 \rangle$ y Cubo $\{001\}\langle 100 \rangle$ dependiendo de su uso [1].

Esta tesis tiene como objetivo principal el estudio de la evolución de la textura de seis aceros al silicio con composiciones experimentales. Dichas aleaciones se fabricaron en la Universidad de Gante, Bélgica; mediante tres procesos de laminación. Estos procesos, dos iniciales a alta temperatura y el tercero a temperatura ambiente, disminuyeron la placa vaciada de 30 mm a 0.7 mm de espesor final. Este trabajo se centra en la evolución de la textura después de cada uno de estos procesos de laminación.

La textura obtenida tras las laminaciones en caliente se define en base a las 3 componentes esperadas en una reducción del área transversal a alta temperatura de metales con estructura bcc. Estas componentes, Goss $\{110\} \langle 001 \rangle$, Cubo $\{001\} \langle 001 \rangle$ y las componentes a lo largo de la fibra γ con $\{111\} // ND$, se encontraron en todas las muestras y con diferentes intensidades. Esta diferencia en las fracciones de estas componentes se debe principalmente a la cantidad de deformación aplicada en cada uno de las laminaciones, así como a la temperatura de las mismas. A su vez, el tamaño de grano y la composición química de las muestras tienen un efecto importante en el desarrollo las componentes de textura obtenidas.

La textura tras la segunda laminación en caliente tuvo un impacto positivo en la textura obtenida en la laminación subsecuente. Las bandas de deformación formadas, el tamaño de grano dentro y fuera de estas bandas, y el nivel de deformación dieron lugar a la generación de granos orientados en las componentes Cubo y $\{111\} // ND$. Dichas componentes se espera generen una mejor textura final con los subsecuentes tratamientos térmicos de las aleaciones.

La tesis está dividida en seis capítulos. La revisión bibliográfica se describe en el Capítulo 2, donde se explican los conceptos generales de la clasificación de los aceros estudiados, la ruta termomecánica usada industrialmente y la descripción general de los pasos clave de estas rutas. Además se describen los métodos más usados para representar las orientaciones en el estudio de la textura de los materiales, así como los resultados más sobresalientes en el estudio de la textura de estos aceros.

En el Capítulo 3 se da información detallada del proceso de obtención de las aleaciones estudiadas, el proceso de preparación de las muestras para su análisis por difracción de electrones retrodispersados (EBSD por sus siglas en inglés); y de la metodología y equipo empleados en la realización de este proyecto.

En el Capítulo 4 se muestran y describen los resultados más sobresalientes obtenidos a lo largo del proceso termomecánico de las muestras, así como el análisis de los mismos. Por último el Capítulo 6 enlista las conclusiones y recomendaciones de este proyecto.

CAPÍTULO 2

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1. Acero Eléctrico

El acero eléctrico, también llamado acero al silicio, es un acero fabricado para obtener ciertas propiedades magnéticas, como alta permeabilidad y menor disipación de energía por ciclo. Este acero se obtiene agregando hasta 6.5 % en peso de silicio. El silicio incrementa significativamente la resistividad eléctrica del acero, lo cual disminuye las corrientes parásitas (corrientes de Eddy), disminuyendo así las pérdidas magnéticas. A su vez, la adición de silicio endurece y fragiliza el material, lo cual genera una dificultad en el procesamiento del mismo, especialmente durante el laminado.

Al alearlo, se debe mantener baja la concentración de carbono, azufre, oxígeno y nitrógeno ya que estos elementos generan precipitados, los cuales incluso con tamaños

de 1 μm de diámetro, incrementan las pérdidas por histéresis y disminuyen la permeabilidad magnética. El carbono también causa envejecimiento magnético al dejar la solución sólida formando carburos, incrementando las pérdidas energéticas con el tiempo. Por esta razón, los niveles de carbono deben mantenerse por debajo del 0.005 %. Estos niveles de carbono se obtienen con recocidos en atmósfera decarburizante.

Los aceros eléctricos son ampliamente usados en transformadores, escudos magnéticos y núcleos magnéticos de motores eléctricos y generadores. Los aceros eléctricos se clasifican en dos grupos con respecto a su anisotropía magnética: aceros eléctricos de grano orientado y aceros eléctricos de grano no orientado. Los aceros eléctricos de grano orientado son altamente anisotrópicos, poseen una fuerte textura cristalográfica con uno o dos ejes orientados en las direcciones $\langle 100 \rangle$ a lo largo de la superficie de la lámina; mientras que los aceros eléctricos de grano no orientado poseen una textura más aleatoria (Figura 2. 1) [2,3].

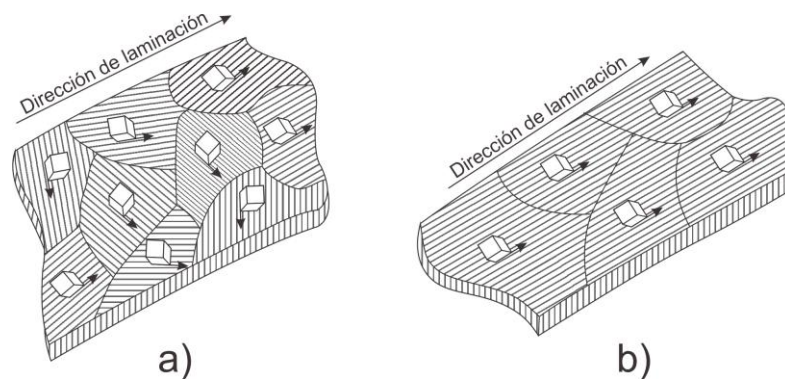


Figura 2. 1. Ilustración de la orientación a) aleatoria y b) orientada de los granos [2].

2.1.1. Acero eléctrico de grano orientado

El acero eléctrico de grano orientado es un producto sólido laminado que posee una estructura que permite la conducción del campo magnético con un alto grado de eficiencia. Este acero se usa en la manufactura de transformadores debido a su alta permeabilidad magnética y su baja pérdida energética. Este acero se produce con espesores de hasta 0.45 mm.

Estos aceros se usan principalmente en la producción de núcleos de transformadores y generadores de mediano y gran tamaño. En la industria aeroespacial, aeronáutica y de equipo electrónico pueden encontrarse desempeñando labores de protección magnética. La industria de los transformadores acapara el 95 % de la producción de estos aceros [2,3].

La Figura 2. 2 muestra el esquema general empleado industrialmente para la obtención del acero eléctrico de grano orientado.

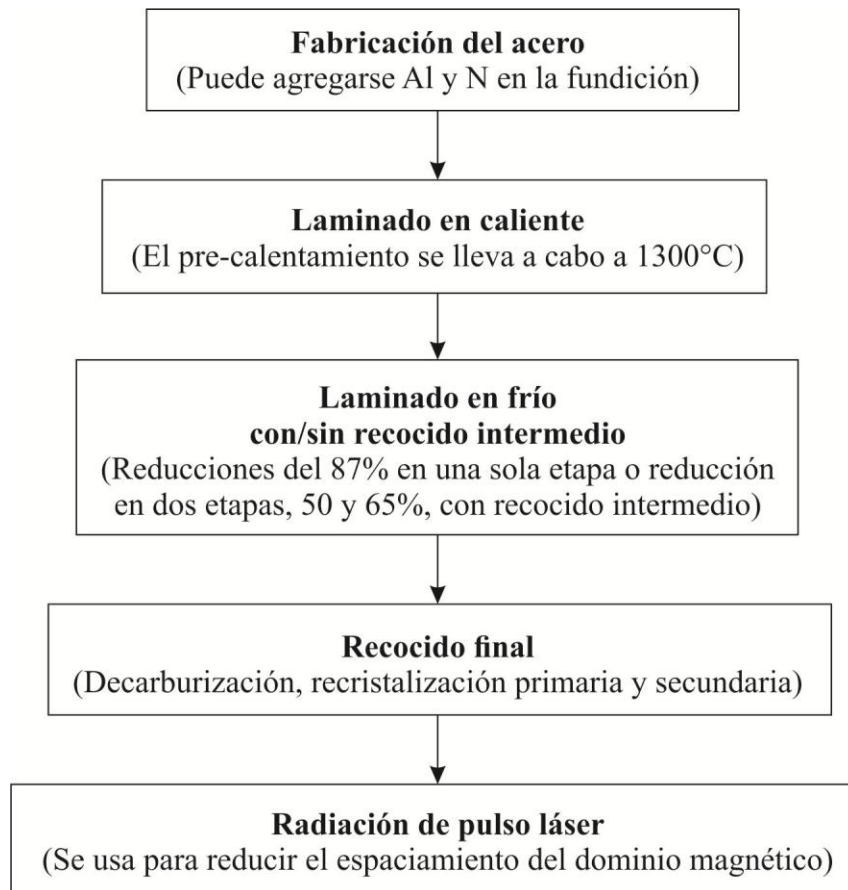


Figura 2. 2. Diagrama del proceso industrial para el acero eléctrico de grano orientado.

El estudio de estos aceros no se abordará en este trabajo ya que el material utilizado cae en la clasificación de acero eléctrico de grano no orientado.

2.1.2. Acero eléctrico de grano no orientado

El acero eléctrico de grano no orientado, comercialmente llamado acero de laminación, acero eléctrico al silicio, acero al silicio o acero para transformador; es un acero fabricado en forma de lámina que posee ciertas propiedades magnéticas. Poseen un alto grado de anisotropía, teniendo las mismas propiedades magnéticas y mecánicas en cualquier dirección de la lámina.

Estos aceros se dividen en dos categorías:

- ❖ **Procesados:** Se trata del producto final, sometido a recocidos continuos y algunas veces con recubrimientos para la protección de su superficie. Las propiedades magnéticas de estos aceros son garantizadas por el proveedor.
- ❖ **Semi-procesados:** Producto no terminado, el recocido final lo define el usuario para desarrollar las propiedades magnéticas deseadas. Puede contener bajo contenido de Si o no estar aleado.

Hay un amplio rango de equipos en el que estos aceros son incorporados, desde simples aparatos eléctricos caseros hasta aplicaciones en vehículos híbridos. Las láminas pueden encontrarse en el núcleo de transformadores y en partes del rotor de motores eléctricos. La demanda de motores eléctricos más pequeños, ligeros y potentes para la industria automotriz es la fuerza que promueve el desarrollo de estos aceros [2,3].

La **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.** muestra el esquema general mpleado industrialmente para la obtención del acero eléctrico de grano orientado.

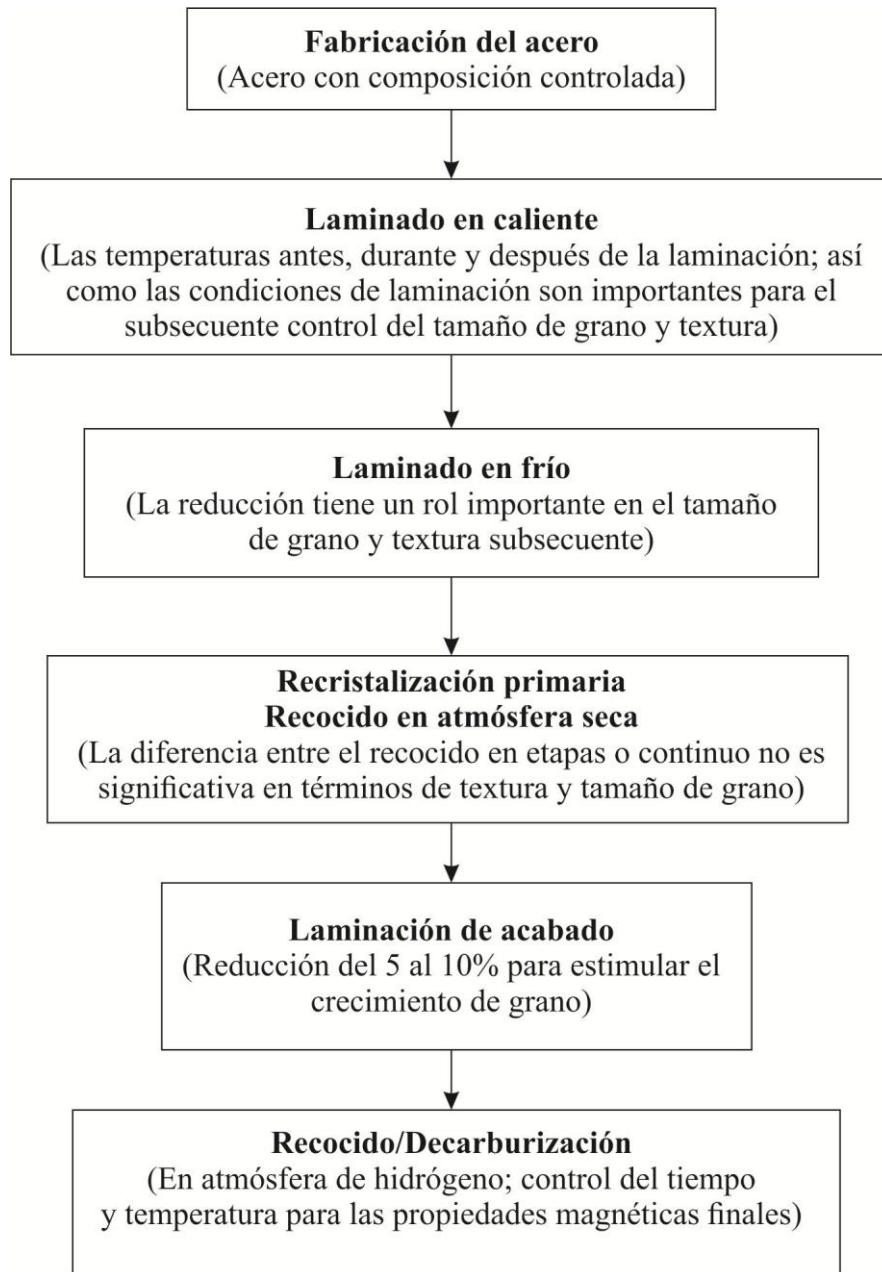


Figura 2. 3. Diagrama del proceso industrial para el acero eléctrico de grano no orientado [4,5].

En las secciones posteriores se definirán los conceptos de las etapas más importantes de los procesos termomecánicos empleados en la fabricación de láminas de acero.

2.2. Trabajo en caliente

El trabajo en caliente se lleva a cabo a aproximadamente del 70 al 80% de la temperatura de fusión. Durante este proceso, la estructura granular endurecida y distorsionada por la deformación se elimina gracias a la formación de nuevos granos libres de esfuerzos, resultando de la recristalización[†]. La recristalización dinámica ocurre durante la deformación, mientras que la recristalización estática se lleva a cabo después de la deformación mientras el material continúe caliente. En el caso de la laminación en caliente, el tiempo que permanece el material en la zona de deformación es corto, y el refinamiento de grano se logra gracias a la recristalización estática (Figura 2. 4).

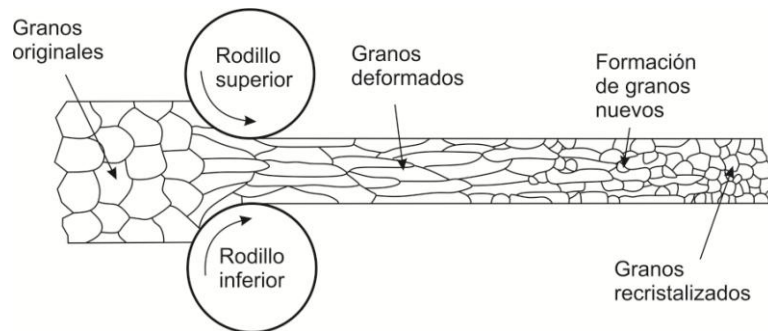


Figura 2. 4. Diagrama de la evolución microestructural durante la laminación en caliente [5].

[†] Recristalización. Es la formación de un nuevo conjunto de granos equiaxiales libres de deformación que tienen baja densidad de dislocaciones, lo cual es una característica de la condición del material antes de ser deformado [64,65].

Al aumentar la temperatura, el esfuerzo de cedencia[†] disminuye. Gracias a que el proceso de recuperación va a la par con la deformación, el trabajo en caliente se lleva a cabo a un esfuerzo de cedencia constante, y por lo tanto, pueden alcanzarse altas deformaciones. Los metales se hacen más maleables, y se ocupa menos energía para producir una cantidad determinada de deformación.

Debido a que los procesos de trabajo en caliente involucran mantener el material a altas temperaturas durante un tiempo considerable, puede presentarse crecimiento de grano en el material. Por lo tanto, es importante mantener un balance entre la recuperación y recristalización contra el crecimiento de los granos [4,5].

2.3. Trabajo en frío

El trabajo en frío permite obtener productos más delgados que el trabajo en caliente pero requiere de fuerzas mayores. El trabajo en frío produce una microestructura deformada, no recristalizada y con estructura granular elongada en la dirección del flujo del metal. El trabajo en frío normalmente se lleva a cabo a temperatura ambiente.

Durante el trabajo en frío los granos se distorsionan, las fronteras de grano se alinean y se desarrolla un patrón granular fibroso. Las microestructuras altamente deformadas, como las generadas en la laminación en frío, pueden desarrollar un alineamiento en los planos cristalográficos o textura. Esto resulta en un comportamiento anisotrópico en el material deformado.

[†]Esfuerzo de cedencia. Se define como el punto en el cual el material sufre una deformación plástica, es decir, el material pasa la zona de deformación elástica y queda deformado permanentemente [64-66].

Un material sometido a laminación en frío sufre un endurecimiento por deformación considerable. La densidad de dislocaciones y el esfuerzo de cedencia se incrementan, aumentando así el esfuerzo necesario para iniciar y mantener la deformación plástica [4,5].

2.4. Laminado

El laminado es un proceso de deformación en el cual el metal pasa entre dos rodillos y se comprime mediante fuerzas de compresión ejercidas por los mismos. Los rodillos giran, como se ilustra en la Figura 2. 5, para jalar el material y simultáneamente apretarlo entre ellos.

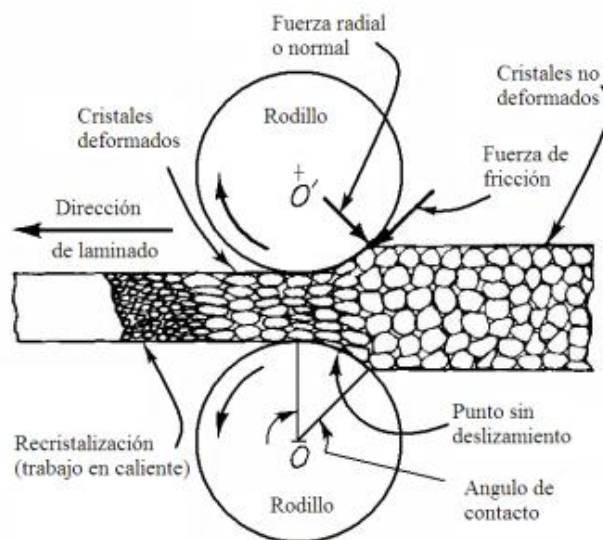


Figura 2. 5. Diagrama general del proceso de laminación [5].

La mayoría de los productos laminados se obtienen en caliente debido a la gran cantidad de deformación requerida, y se le llama laminado en caliente. Los metales laminados en caliente están generalmente libres de esfuerzos residuales y sus

propiedades son isotrópicas. Las desventajas del laminado en caliente son que el producto no puede mantenerse dentro de tolerancias adecuadas, y la superficie presenta una capa de óxido característica.

Mientras que en el laminado en frío se obtienen productos con unas características mecánicas restringidas y tolerancias de precisión, así como un acabado superficial, que la siderúrgica no puede obtener. En este proceso se parte de un material laminado en caliente decapado y se lamina al espesor requerido. Después de esto se somete a un recocido y a una laminación de acabado superficial. Todo ello permite la ductilidad del material para llevar a cabo la obtención de cualquier tipo de pieza [4,5,6].

2.5. Tratamiento térmico

La energía libre de un material cristalino se eleva durante la deformación por la presencia de dislocaciones, un material que contiene este tipo de defectos es termodinámicamente inestable. Sin embargo la termodinámica sugiere que estos defectos deberían desaparecer espontáneamente; en la práctica, los mecanismos de movimiento atómico son lentos, lo que ocasiona que los defectos estructurales inestables permanecen después de la deformación [7].

Si el material se calienta a alta temperatura (tratamiento térmico), procesos activados térmicamente como la difusión en estado sólido, proveen los mecanismos en los cuales los defectos pueden ser removidos o pueden re-arreglarse en configuraciones de baja energía.

Durante este tratamiento térmico que se le da a un metal deformado, la microestructura y también las propiedades pueden restaurarse parcialmente a sus valores originales, por el proceso llamado recuperación, en el cual se eliminan y re-arreglan las dislocaciones [7]. Los cambios microestructurales que ocurren durante la recuperación son relativamente homogéneos y no afectan las fronteras entre los granos deformados. Procesos similares de recuperación pueden ocurrir durante la deformación, particularmente a altas temperaturas, en la que toma lugar la recuperación dinámica. La recuperación involucra una restauración parcial de las propiedades ya que las dislocaciones no se eliminan por completo, pero alcanzan un estado metaestable†.

Un proceso de restauración subsecuente llamado recristalización puede ocurrir, en la que se forman nuevos granos libres de dislocaciones. Los granos presentes se consumen dando a lugar a una nueva estructura granular con una baja densidad de dislocaciones. A su vez, la recristalización también puede presentarse durante la deformación a temperaturas altas, proceso llamado recristalización dinámica. Aunque la recristalización remueve las dislocaciones, el material aún contiene fronteras de grano, que son termodinámicamente inestables. El tamaño de grano y la textura después del tratamiento térmico se determinan durante la recristalización.

El calentamiento subsecuente del material resulta en un crecimiento de grano, en el cual los granos pequeños se eliminan y los grandes crecen; entonces las fronteras de grano asumen una configuración de baja energía. Bajo ciertas circunstancias este crecimiento normal de grano puede resultar en un crecimiento selectivo de unos pocos granos; proceso conocido como crecimiento anormal de grano o recristalización secundaria.

†Metaestable. Estado de baja energía que alcanzan los materiales antes de llegar al equilibrio termodinámico.

El término recocido es un tratamiento térmico en el cual el metal o aleación se calienta a determinada temperatura y se mantiene así por determinado tiempo, seguido de un enfriamiento controlado [7].

El recocido se usa para reducir el endurecimiento por deformación, obtener una microestructura estable, refinar el tamaño de grano, incrementar la maquinabilidad y facilitar el trabajo en frío. La ductilidad de los aceros trabajados en frío disminuye, provocando que los pasos subsecuentes de trabajado sean muy difíciles. El recocido restablece su ductilidad y provee una relajación de esfuerzos [4,5,7].

2.6. Textura

Como se mencionó con anterioridad, una de las principales características que permiten clasificar a estos aceros es la textura cristalográfica u orientación cristalográfica. Esta textura, producto del procesamiento termomecánico y de la química de la aleación, permite obtener las propiedades mecánicas, eléctricas y magnéticas de estos aceros.

Antes de establecer la textura del acero semiprosesado y procesado, es necesario definir los conceptos más importantes, así como los métodos en los cuales se basa la determinación de la misma.

2.6.1 Orientación

Para definir una orientación es necesario establecer primero dos sistemas de referencia, o sistemas de coordenadas cartesianos: uno para la muestra y otro para el cristal (Figura 2. 6). Los ejes del sistema coordenado de la muestra $M = \{m_1 m_2 m_3\}$ se escogen de acuerdo a direcciones o superficies importantes asociadas con su forma. Uno de los más usados corresponde al producto laminado, en los cuales las direcciones empleadas son la dirección de laminación (RD por sus siglas en inglés); la dirección a lo largo del espesor, normal al plano de laminación (ND por sus siglas en inglés); y la dirección transversal (TD por sus siglas en inglés). El sistema coordenado del cristal $C = \{c_1 c_2 c_3\}$ se especifica por las direcciones en el cristal, que se adaptan a su simetría.

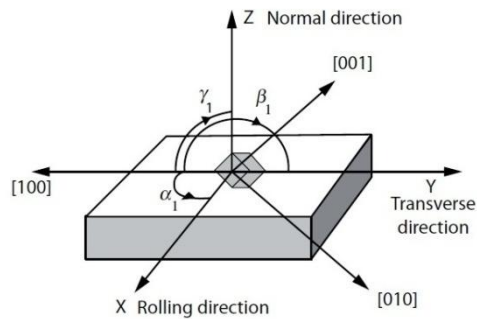


Figura 2. 6. Relación entre el sistema de coordenadas de la muestra RD,TD,ND (para un producto laminado) y el sistema de coordenadas del cristal 100,010,001. Los cosenos de los ángulos $\alpha_1, \beta_1, \gamma_1$ dan la primera fila de la matriz de orientación [1].

Una vez especificados los sistemas coordenados de la muestra y el cristal, la orientación se define como “la posición del sistema coordenado del cristal con respecto al sistema coordenado de la muestra” [1]:

$$C_C = g \cdot C_M \quad (1)$$

Donde C_C y C_M son los sistemas coordenados del cristal y de la muestra, respectivamente, y g es la orientación o rotación que se expresa como una matriz de orientación, la cual engloba la rotación de las coordenadas de la muestra dentro de las coordenadas del cristal.

La matriz de orientación es una matriz cuadrada de 9 elementos (ecuación 2). La primer columna de la matriz se obtiene a partir de los cosenos de los ángulos entre el primer eje del cristal [100], y cada uno de los ejes de la muestra X, Y, Z . Estos tres ángulos $\alpha_1, \beta_1, \gamma_1$ se muestran en la Figura 2. 6. La segunda fila se obtiene a partir de los cosenos de los ángulos $\alpha_2, \beta_2, \gamma_2$ entre los ejes [010] y X, Y, Z . Igualmente la tercer fila se obtiene a partir de los cosenos de los ángulos $\alpha_3, \beta_3, \gamma_3$ entre los ejes [001] y X, Y, Z .

$$g = \begin{pmatrix} \cos\alpha_1 & \cos\beta_1 & \cos\gamma_1 \\ \cos\alpha_2 & \cos\beta_2 & \cos\gamma_2 \\ \cos\alpha_3 & \cos\beta_3 & \cos\gamma_3 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{pmatrix} \quad (2)$$

Para un material con simetría cúbica, existen 24 posibles soluciones para esta matriz por lo que es necesario establecer un método para facilitar la representación de la orientación [1].

2.6.2 Métodos para representar orientaciones

A continuación se describen los métodos más utilizados para representar la orientación cristalográfica de un material.

2.6.2.1 Índices de Miller, Miller-Bravais

Un método simple para describir una orientación es por medio de los índices de Miller. Los cosenos de la primera columna (dirección X de la muestra expresada en coordenadas del cristal) y la última columna (dirección Z de la muestra expresada en coordenadas del cristal) de la matriz de orientación se multiplican por un factor para convertirlas en número enteros, entonces se dividen por un mínimo común denominador y se escriben convencionalmente como $(hkl)[uvw]$ o $\{hkl\}\langle uvw \rangle$. Estos son los índices de Miller. Por lo tanto, la matriz de rotación g y los índices de Miller $(hkl)[uvw]$ se relacionan mediante

$$g = \begin{pmatrix} u/N_1 & q/N_2 & h/N_3 \\ u/N_1 & r/N_2 & k/N_3 \\ w/N_1 & s/N_2 & l/N_3 \end{pmatrix} \quad (3)$$

La columna del centro $[qrs]$ corresponde a la dirección Y de la muestra expresada en coordenadas del cristal (con $[qrs] = (hkl) \times [uvw]$). Las constantes N_i se usan para normalizar las tres columnas de la matriz a la unidad.

La ventaja en el empleo de este método es que se resaltan importantes planos y direcciones que son paralelos a direcciones principales de la muestra. Esto es de vital importancia en el análisis de textura, por ejemplo en la Figura 2. 7, se muestra la orientación Goss $(110)[001]$ que es muy importante en la tecnología de aceros eléctricos [8-61].

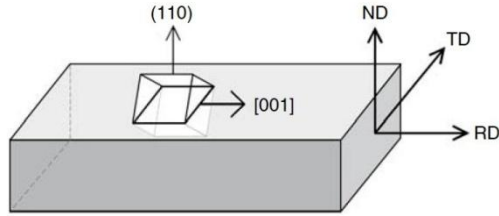


Figura 2. 7. Esquema de la relación entre los ejes del cristal y la muestra para la orientación Goss $(110)[001]$, en la que (110) es paralelo a la dirección normal de la muestra ND y $[001]$ es paralelo a la dirección de laminación de la muestra RD [1].

2.6.2.2. Figura de Polo

Una dirección cristalográfica puede representarse como un punto en la *esfera de referencia* (Figura 2. 8). El punto de intersección de la normal al plano con la esfera de referencia es una medida del arreglo de este plano en el cristal. Esta esfera se ajusta a un sistema de referencia externo, por lo que la posición de este punto o “polo” da información de la orientación del cristal con respecto a este sistema. El cristal mantiene un grado de libertad al girar sobre este eje.

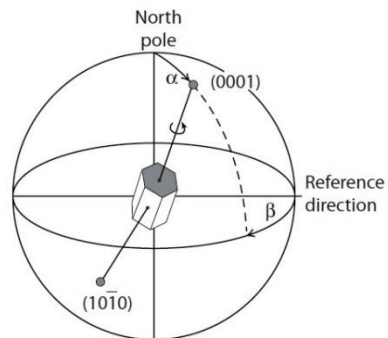


Figura 2. 8. Orientación del plano basal (0001) en un cristal hexagonal. La posición del polo (0001) en la esfera de referencia, tomando en cuenta el sistema externo; se describe con los dos ángulos α y β [1].

En cristalografía y metalurgia se utiliza la proyección estereográfica para representar la información tridimensional de la orientación en un plano bidimensional, esta representación es conocida como la figura de polos. La posición de un polo en la esfera se determina mediante dos ángulos: α describe la acimutal del polo, donde $\alpha = 0^\circ$ es el polo norte de la esfera de referencia; y el ángulo β representa la rotación del polo alrededor del eje polar (Figura 2. 8).

Para determinar la orientación cristalográfica del cristal, el arreglo espacial de los polos correspondientes en términos de los ángulos α y β tiene que definirse con respecto a un sistema de referencia externo, que es, el sistema coordenado de la muestra M. Para la simetría de laminación, la dirección normal es elegida para representar el polo norte, $\alpha = 0^\circ$ para ND. El ángulo de rotación β representa la dirección de laminación, $\beta = 0^\circ$ para RD.

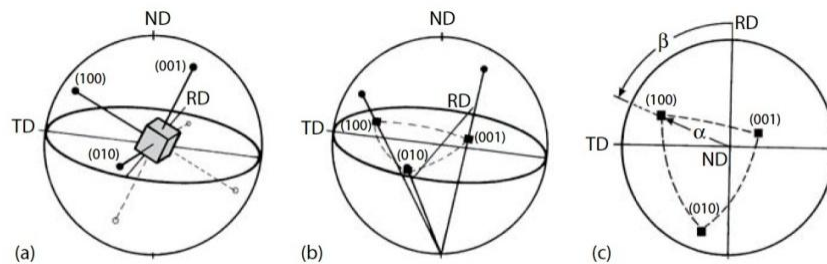


Figura 2. 9. Representación de los polos $\{100\}$ de un cristal cubico es la proyección estereográfica. (a) El cristal en la esfera de referencia; (b) Proyección de los polos $\{100\}$ en el plano ecuatorial; (c) figura del polo $\{100\}$ y definición de los ángulos α y β para el polo (100) [1].

Así, el sistema de referencia de la figura de polo es el sistema coordenado de la muestra M dado por los sus ejes $\{m_1 m_2 m_3\}$, y la orientación del cristal dada por los ejes del sistema coordenado del mismo $C = \{c_1 c_2 c_3\}$ se proyecta sobre la esfera. Si R es un

vector paralelo al polo de interés (XYZ), puede expresarse en términos de M y C de acuerdo a

$$R = m_1 \sin \alpha \cos \beta + m_2 \sin \alpha \sin \beta + m_3 \cos \alpha \quad (4)$$

y

$$R = \frac{1}{N} (c_1 X + c_2 Y + c_3 Z) \quad (5)$$

Donde (XYZ) son las coordenadas del polo en el cristal, y N es una constante con $N = \sqrt{X^2 + Y^2 + Z^2}$ para normalizar R a la unidad.

La multiplicación escalar de las ecuaciones 4 y 5, tomando en cuenta los tres vectores m_i de la ecuación 1 lleva a

$$\begin{pmatrix} \sin \alpha & \cos \beta \\ \sin \alpha & \sin \beta \\ \cos \alpha \end{pmatrix} = \frac{1}{N} \begin{pmatrix} g_{11} & g_{21} & g_{31} \\ g_{12} & g_{22} & g_{32} \\ g_{13} & g_{23} & g_{33} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} X \\ Y \\ Z \end{pmatrix} \quad (6)$$

Sin embargo, un solo polo no describe toda la información de una orientación, ya que el cristal puede rotar sobre este polo en particular. Usualmente, la información adicional se obtiene de otros polos de la misma familia de planos. En cristales cúbicos, una orientación se describe por tres polos {100}, cuatro {111}, seis {110}, doce {012}, {112}, {113}, etc.; en resumen, 24 polos {hkl} [1].

2.6.2.3. Figura Inversa de Polo

En la representación de la figura inversa de polo (IPF por sus siglas en inglés), la orientación del sistema coordenado de la muestra se proyecta en el sistema coordenado del cristal. Así, el sistema de referencia de la figura inversa de polo es el sistema

coordenado del cristal C, y la orientación se define con ejes del sistema coordenado de la muestra M, por ejemplo RD, TD y ND. Los ángulos γ y δ de un vector paralelo al eje s_i de la muestra en el sistema coordenado C se expresa como [1]:

$$s_i = c_1 \sin \gamma_i \cos \delta_i + c_2 \sin \gamma_i \sin \delta_i + c_3 \cos \delta_i \quad (7)$$

La multiplicación escalar lleva a

$$\begin{pmatrix} \sin \gamma \cos \delta \\ \sin \gamma \sin \delta \\ \cos \delta \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} X_s \\ Y_s \\ Z_s \end{pmatrix} \quad (8)$$

Estas ecuaciones describen los términos g de la matriz de orientación en términos de los ejes de posición de la muestra. Las figuras inversas de polo se usan comúnmente en especímenes simétricos, por ejemplo, los sometidos a tensión o compresión. De acuerdo con la simetría del cristal, no es necesario usar la figura de polo completa, solo con la unidad triangular basta. En el caso de simetría cúbica, se usa la unidad triangular $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ y $\langle 111 \rangle$ [1].

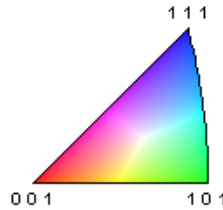


Figura 2. 10. Triángulo unidad de la figura inversa de polo para materiales cúbicos [1]

2.6.2.4. Ángulos de Euler y espacio Euleriano

Los ángulos de Euler se refieren a las rotaciones que, cuando se realizan en la secuencia correcta, transforman el sistema coordenado de la muestra en el sistema coordenado del cristal, en otras palabras, especifican la orientación g. Existen diferentes

convenciones para expresar los ángulos de Euler, siendo la descrita por Bunge la más usada [74]. Las rotaciones se describen como sigue:

φ_1 alrededor de la dirección normal, transformando la dirección transversal TD en la TD' y la dirección de laminación RD en la RD'.

Φ alrededor del eje RD'.

φ_2 alrededor de ND''.

donde φ_1 , Φ , φ_2 son los ángulos de Euler de acuerdo a la definición de Bunge.

La secuencia de rotación de estos tres ángulos se observan en la Figura 2. 11. Analíticamente, las tres rotaciones se expresan como [1]

$$g_{\varphi_1} = \begin{pmatrix} \cos \varphi_1 & \sin \varphi_1 & 0 \\ -\sin \varphi_1 & \cos \varphi_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (9)$$

$$g_{\Phi} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \Phi & \sin \Phi \\ 0 & -\sin \Phi & \cos \Phi \end{pmatrix} \quad (10)$$

$$g_{\varphi_2} = \begin{pmatrix} \cos \varphi_2 & \sin \varphi_2 & 0 \\ -\sin \varphi_2 & \cos \varphi_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (11)$$

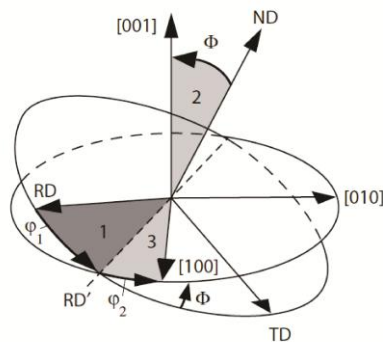


Figura 2. 11. Rotación a través de los ángulos de Euler φ_1, Φ y φ_2 [1].

Al multiplicar las matrices en (9), (10) y (11) (en respectivo orden) se obtiene la expresión que vincula la matriz de rotación g con los tres ángulos de Euler:

$$g = g_{\varphi_2} \cdot g_{\phi} \cdot g_{\varphi_1} \quad (11)$$

Cualquier orientación expresada en términos de los ángulos de Euler se puede representar como un punto en un sistema coordenado tridimensional cuyos ejes se extienden por los tres ángulos de Euler. El espacio resultante se conoce como espacio de Euler. Los análisis cuantitativos de microtextura se basan en la representación de texturas en el espacio Euleriano.

Debido a la simetría del cristal, una orientación dada puede describirse de diferentes maneras, pero estas son equivalentes entre sí. Estas simetrías afectan el rango del ángulo φ_1 . En los especímenes sometidos a deformación plana, se asume que existen dos planos equivalentes, uno en la dirección de laminación y otro en la dirección transversal. En este caso de simetría ortogonal, el rango del ángulo de Euler φ_1 se reduce a un cuarto, dejando en $0^\circ \leq \varphi_1 \leq 90^\circ$ [1].

Las componentes de textura más comunes que pueden encontrarse en metales fcc y bcc laminados pueden observarse en la Figura 2. 12, la cual presenta el espacio Euleriano a φ_2 constante en 0 y 45°.

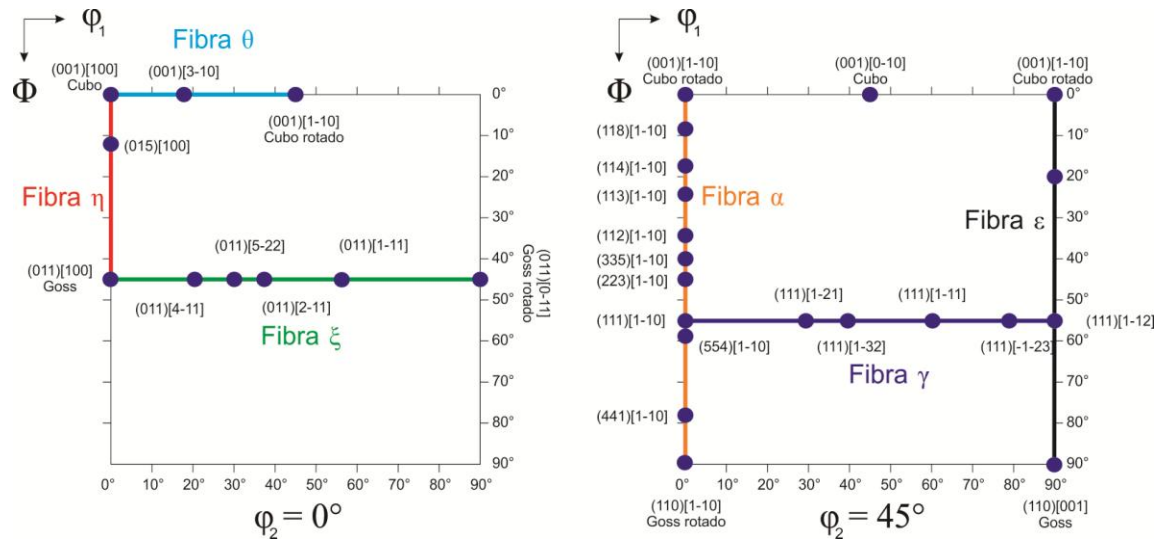


Figura 2. 12. Secciones del espacio de Euler a $\varphi_2 = 0^\circ$ y $\varphi_2 = 45^\circ$ mostrando las principales componentes de textura.

2.7. Microtextura

2.7..1 Introducción

La diferencia principal entre las técnicas de macrotextura y microtextura es que las primeras se basan en difracción de rayos x o neutrones, mientras que las segundas se basan en difracción de electrones. Los resultados obtenidos en macrotextura son patrones de intensidades difractadas, características de un gran volumen analizado. Mientras que los resultados de microtextura, son patrones de difracción de cada punto analizado. Este patrón engloba toda la información cristalográfica de lo que normalmente es un cristal. En la mayoría de los trabajos en microscopía electrónica de barrido y de transmisión, este patrón se conoce como patrón de Kikuchi.

2.7.2. El patrón de Kikuchi

Cuando un haz de electrones entra a un cristal, este se dispersa en todas direcciones, sin embargo hay algunos electrones que inciden de acuerdo al ángulo de Bragg en cada uno de los planos y sufren una dispersión elástica para dar un haz reforzado. El foco de la radiación difractada se da entre los planos, generando dos conos (conos de Kossel) que se extienden a lo largo de la normal de los planos atómicos donde ocurre la difracción.

El ángulo de Bragg (θ_B) es de aproximadamente 0.5° por lo que los conos son casi planos (Figura 2. 13 a)). El medio que se usa para grabar esta dispersión es la pantalla de fósforo la cual se coloca frente a la muestra para interceptar los conos difractados. Estos, aparecen como líneas paralelas, llamadas líneas de Kikuchi, las cuales poseen una distancia angular de $2\theta_B$ lo que las hace proporcionales a su espaciamiento interplanar.

El patrón de Kikuchi consiste en pares de líneas paralelas, en donde cada par o “banda”, posee distinta anchura y corresponde a distintos planos cristalográficos. La intersección de estas bandas corresponde a un polo. El patrón de Kikuchi engloba todas las relaciones angulares en un cristal, incluyendo su simetría. La orientación del patrón, y el volumen de la muestra de donde se obtuvo, se evalúa por “indexación”, identificando los polos y las bandas de cada patrón, y calculando las relaciones entre estos y los ejes de referencia.

Durante el análisis de EBSD, la difracción ocurre por la interacción de electrones primarios retrodispersados con planos cercanos a la superficie de la muestra. Inclinar la

muestra a ángulos entre 60° y 70° permite que más electrones sean difractados y escapen en dirección al detector (Figura 2. 13 b)) [1].

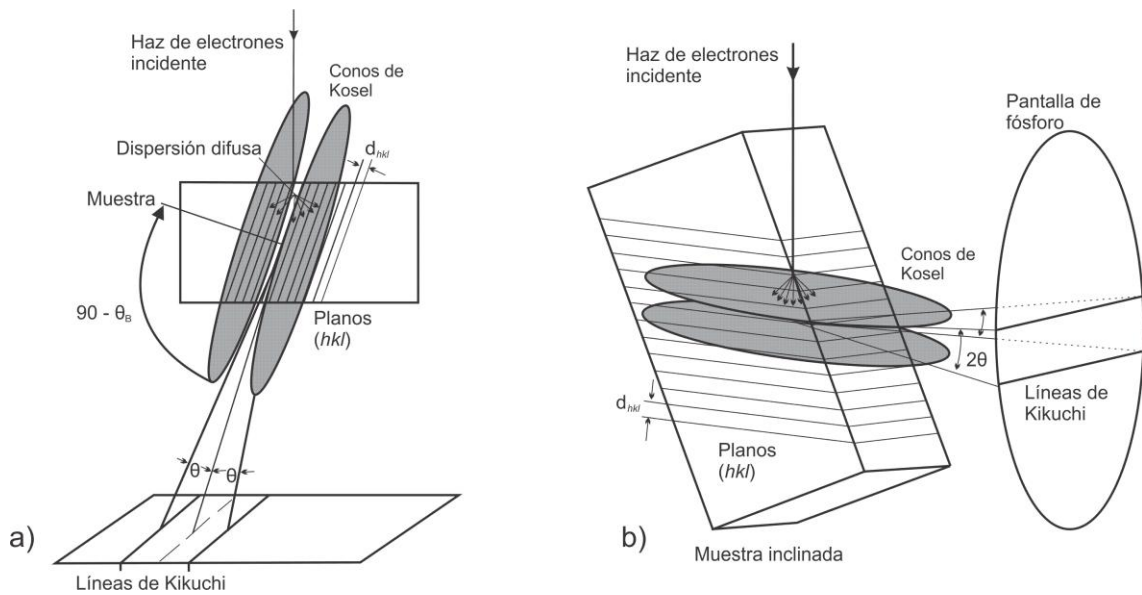


Figura 2. 13. a) Formación de los patrones de Kikuchi y b) Difracción de los electrones en los planos de la muestra.

2.8. Texturas de deformación en metales bcc

Muchas propiedades mecánicas y físicas de los cristales son anisotrópicas. Las propiedades de un agregado policristalino dependen del grado en el que cada uno de los granos y subgranos se orienten aleatoriamente o posean una orientación cristalográfica preferencial. La suma de las orientaciones cristalográficas de estos cristales se conoce como textura del material.

Los cambios en la orientación de los cristales que se llevan a cabo durante la deformación no son aleatorios. La deformación ocurre en el plano más favorable, de esta manera el metal deformado adquiere una orientación preferencial o textura.

Las texturas de deformación en metales bcc son más complejas que aquellas de los metales fcc. La textura de laminación de un acero bajo en carbono es independiente de la composición y las variables del proceso, incluso la inhomogeneidad microestructural posee poco efecto. En la TABLA 2. 1 se muestran los índices de Miller y ángulos de Euler de las principales componentes de textura para metales bcc laminados.

TABLA 2. 1. . Índices de Miller y ángulos de Euler de las principales componentes de textura para metales bcc laminados [1].

$\{hkl\}$	$\langle uvw \rangle$	φ_1	Φ	φ_2
001	110	45	0	0
211	011	51	66	63
111	011	60	55	45
111	112	90	55	45
11,11,8	4,4,11	90	63	45
110	110	0	90	45

La naturaleza de la textura de metales bcc laminados es tal que puede presentarse en secciones con valores constantes de φ_1 en lugar de φ_2 , usada en metales fcc. También es común representar la información más importante en una sola sección con $\varphi_2 = 45^\circ$.

En la Figura 2. 14 a) se muestra una sección de la función de distribución de orientaciones (ODF por sus siglas en inglés) de un acero IF laminado en frío con $\varphi_2 = 45^\circ$. En la Figura 2. 14 b) se señala la localización de las componentes de textura importantes. Puede observarse que la mayoría de las componentes caen en dos bandas formando una “L”. La banda vertical representa las fibras con $\langle 110 \rangle$ paralela a la dirección de laminación. Las fibras rotan desde $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ hasta $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ conforme Φ varía de 0° a $\sim 55^\circ$. Esta fibra, que incluye las componentes $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{211\}\langle 011 \rangle$ y $\{111\}\langle 011 \rangle$ se conoce como la fibra α .

La banda horizontal que se encuentra en $\Phi \sim 55^\circ$ y se extiende por todos los valores de φ_1 se conoce como la fibra γ . Esta fibra contiene las componentes con $\langle 111 \rangle$ paralelo a la dirección normal.

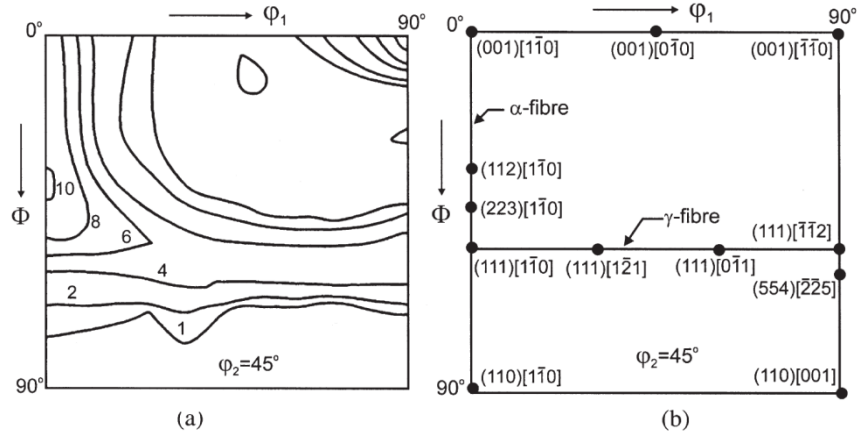


Figura 2. 14. a) Sección del ODF con $\varphi_2 = 45^\circ$ de un acero IF laminado en frío. b) Localización de las componentes de textura más importantes.

La densidad de orientaciones a lo largo de la fibra α se incrementa con reducciones superiores al $\sim 70\%$. A mayor reducción las componentes $\{112\}\langle 110 \rangle$ y $\{111\}\langle 110 \rangle$ se hacen más prominentes. La fibra γ es relativamente uniforme a reducciones de hasta el $\sim 80\%$. A mayor reducción la componente $\{111\}\langle 110 \rangle$ se fortalece [7].

2.9. Texturas de recristalización en metales bcc

Si el metal se recristaliza, la nucleación ocurre preferencialmente en regiones particularmente orientadas. La habilidad de crecer del núcleo también se ve influenciada por la orientación de las regiones adyacentes en la microestructura. Juntas, estas dos características aseguran que la textura también se desarrolle en el metal recristalizado.

Esta textura es llamada textura de recristalización y se desarrolla a partir de la textura de deformación.

En metales con estructura bcc, el tamaño de grano, la composición, partículas dispersas y el procesamiento termomecánico son factores importantes que influyen en la textura obtenida después de la recristalización del material deformado.

Las texturas de recristalización se pueden describir en referencia a las obtenidas en el material deformado: la fibra α , con componentes $\langle 110 \rangle$ paralelos a la dirección de laminación, cuyas componentes de mayor intensidad orientados en $\{001\} \langle 110 \rangle$, $\{112\} \langle 110 \rangle$ y $\{111\} \langle 110 \rangle$. Y la fibra γ , orientada en $\langle 111 \rangle$ paralela a la dirección normal a la lámina. Las componentes mas importantes de esta fibra contienen $\langle 110 \rangle$, $\langle 112 \rangle$ y $\langle 123 \rangle$ alineados con la dirección de laminación.

En comparación con las texturas de deformación, las texturas de recristalización se encuentran con orientaciones cercanas a la fibra α y γ . La fibra α tiende a disminuir o incluso desaparecer, especialmente en el rango de $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ a $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$; mientras que la fibra γ permanece sin cambios.

Hay una diferencia significativa en la naturaleza de la textura de recristalización para metales fcc y bcc. La textura de deformación de ambos metales pueden describirse en términos de las fibras antes mencionadas, y los metales bcc retienen estas orientaciones después de la recristalización [7].

2.10. Textura en aceros eléctricos

La textura de los aceros eléctricos ha sido investigada ampliamente, siendo los aceros eléctricos de grano orientado los más estudiados. Sin embargo, hay ciertas similitudes en las componentes de textura y fibras que se obtienen en ambos.

El control de esta textura, hasta hace pocos años, se debía a factores como la química de la aleación, presencia de precipitados que inhiben el crecimiento de grano, velocidades de deformación, calentamiento y enfriamiento de los tratamientos térmicos; así como de los pasos en las rutas termomecánicas a los que se someten los aceros [8-42].

Nuevos estudios y tecnologías, han permitido dirigir el enfoque a nuevos procesos de producción, desde la etapa de solidificación de la aleación, hasta el control de los parámetros de los tratamientos térmicos finales. Las texturas de deformación y recristalización siguen jugando un papel importante, sin embargo, el control de la textura obtenida en el material solidificado ha llevado a una mejora en las propiedades magnéticas [43-60].

A continuación se destacan los resultados más importantes en el estudio de la evolución microestructural, evolución de la textura y mejora de las propiedades eléctricas y magnéticas de los aceros eléctricos.

La química de la aleación juega un rol importante en estas aleaciones. El contenido de silicio determina las fases presentes durante el proceso de laminación en caliente y promueve el crecimiento de grano en las etapas térmicas del proceso de

conformado. Al incrementar el contenido de silicio se incrementa la resistividad el material, disminuyendo así la pérdida de potencia. También a medida que aumenta la concentración de Si se reduce la inducción magnética y la permeabilidad [8-10, 28].

El contenido de carbono también afecta el equilibrio de fases Fe-Si, especialmente el efecto que tiene la laminación en caliente durante las transiciones de α -Fe y γ -Fe. Un buen equilibrio entre la presencia de estas fases durante la laminación en caliente promueve la formación de granos con $[100]//RD$ durante la recristalización secundaria. Sin embargo, al aumentar la concentración de C, el proceso de decarburización se vuelve insuficiente y como resultado se obtiene un envejecimiento magnético del acero [9,20,22].

El Al, N, Mn, Ti y N, deben de estar presentes en bajas concentraciones ya que promueven la aparición de precipitados que inhiben el crecimiento de grano [10,14,31,38]. Estudios han demostrado que la componente Goss puede obtenerse durante la recristalización secundaria con ayuda de inhibidores de AlN que evitan el crecimiento normal de los granos, dejando crecer solo a aquellos que puedan generar esta componente [32]. También el Mn, durante la decarburización, tiene un efecto positivo en la rotación de granos de los granos orientados en $[111]//ND$ a $[001]//RD$ [11,22].

El efecto de los inhibidores va de la mano con el efecto que tiene el tamaño de grano con la textura y las propiedades magnéticas. El efecto del tamaño de grano en la pérdida de potencia puede dividirse en términos de la histéresis y la pérdida por corrientes de Eddy: un incremento en el tamaño de grano disminuye las pérdidas de potencia porque reduce el área de las fronteras de grano, las cuales, restringen el movimiento y la rotación de los dominios magnéticos durante la magnetización del

material. Mientras que a tamaños de grano mayores, las pérdidas por corrientes parásitas se incrementan.

La inducción magnética de los granos grandes es mayor que la de los pequeños, por lo que se espera que la permeabilidad aumente con el tamaño de grano [28, 30, 31, 36]. Los granos de gran tamaño obtenidos después de la laminación en caliente promueven la formación de granos orientados en $[111]//ND$ durante el laminado en frío, cerca de los cuales, nuclean granos orientados en $[001]//RD$ durante el recocido final [30]. Por otra parte, las fronteras de grano inhiben la rotación de las componentes durante la recristalización. Por lo que, al obtener tamaños de grano grandes, se disminuye el área total de frontera de grano, incrementando la fracción de $[001]//RD$ y reduciendo la fracción de $[111]//ND$ durante la recristalización [20, 30, 45].

Recristalización secundaria, desarrollo de la componente Goss. La componente Goss se desarrolla a partir del laminado en caliente. Después y por encima del 80% en reducción del laminado en frío, la componente Goss disminuye, o en algunos casos, desaparece. Esto se debe a que es inestable bajo esfuerzos planos [27]. Dependiendo de la ruta termomecánica empleada, esta componente puede incrementarse ligeramente durante la recristalización primaria. El desarrollo completo de la componente Goss se da durante la recristalización secundaria, en donde los granos orientados en $\{111\}//ND$ sirven como sitios de nucleación de granos orientados en $\{001\}//RD$. A su vez, durante este proceso se da el crecimiento de estos granos [9, 33, 38].

Laminación en caliente. Durante la laminación en caliente de los aceros eléctricos, la importancia de las fases en las cuales se realiza este proceso tiene un impacto directo en la microestructura. La deformación en dos fases (α y γ) genera una microestructura heterogénea a lo largo del espesor de la lámina. Mientras que si se realiza en γ -Fe, el proceso de recristalización se retarda. La laminación en caliente en

esta fase produce orientaciones a lo largo de la fibra α . Durante este proceso, se concentra mucha deformación en los granos de la superficie, y debido a la orientación de los granos originales, esta deformación no se distribuye equitativamente. Esta diferencia en el nivel de deformación es la fuerza que promueve el crecimiento de los granos. Los granos de baja energía consumen a los de alta energía durante la recrystalización, y los granos orientados en Goss, al ser de baja energía, poseen esta ventaja [20, 23, 24, 43].

Laminación en frío. Durante este proceso, la intensidad de la componente Goss disminuye. Los granos orientados en esta dirección cambian a la orientación $\{111\} < 112 >$ incrementando la fracción de granos orientados a lo largo de la fibra γ . Este fenómeno es importante ya que los granos orientados en $\{111\} // ND$ guardan más energía e incrementan la tendencia a generar bandas de deformación que favorecen el desarrollo de la componente Goss después del último recocido [24, 43].

Recocido. Durante el recocido se genera la textura final del acero eléctrico. Para aceros eléctricos de grano no orientado, las componentes de interés se encuentran orientadas en $[100] // RD$ en la superficie de la lámina. Estas componentes se encuentran en las fibras α y η . Los tratamientos térmicos por debajo de Ac_1 no permiten un buen crecimiento de grano, mientras que el recocido entre Ac_2 y Ac_3 , favorecen la decarburización y la generación de granos columnares libres de carburos en la superficie de la lámina, lo que mejora las propiedades magnéticas [22, 23, 24, 37,41].

Bandas de deformación. De acuerdo a muchos autores, la recrystalización se inicia en estas bandas. Entre mayor sea el tamaño inicial de los granos de la muestra, antes del laminado en caliente, mayor será el tamaño de las bandas de deformación así como los granos dentro de ellas. Las bandas con estas características promueven la formación de granos orientados en Goss y reducen la intensidad de la componente $[111] // ND$ durante el laminado en caliente. Después de la laminación en frío, la

presencia de estas bandas es favorable ya que favorecen la nucleación de la componente Goss y Cubo durante el tratamiento térmico final, mejorando así, la inducción magnética del material [25, 29, 30, 32, 43, 49, 52].

Aceros eléctricos de grano no orientado. Como se mencionó antes, el uso de estos aceros está destinado a pequeños motores eléctricos, transformadores, etc. En una máquina giratoria, el campo aplicado yace en la superficie de la lámina, pero el ángulo entre el campo y la superficie cambia constantemente debido a la naturaleza giratoria del campo eléctrico. Por lo tanto, la componente Cubo $\{100\} \langle 001 \rangle$ es la componente de textura óptima para estos aceros, ya que posee direcciones de fácil magnetización tanto en ND como en RD. Las propiedades magnéticas de estos aceros dependen de la recristalización, el tamaño de grano después del laminado en caliente y frío, etc. Entre las texturas más comunes obtenidas industrialmente se encuentran la fibra α $[100]//RD$, θ $(001)//ND$, η $[100]//RD$ y γ $[111]//ND$. Lamentablemente, el desarrollo industrial se ha enfocado solamente a minimizar las componentes pertenecientes a la fibra γ y no al desarrollo de las componentes que mejoran las propiedades magnéticas del acero [10, 15-17, 21, 28, 30, 39, 55].

La textura final de los aceros al silicio se va controlando a lo largo de todo el proceso termomecánico. Los cambios más importantes observados en cada una de las etapas se encuentran condensados en la TABLA 2. 2 [17, 33, 61].

TABLA 2. 2. Evolución microestructural y de la textura de aceros al silicio [17,33,61].

Laminación en caliente	Microestructura	Heterogénea a lo largo del espesor.
	Textura	Centro: textura de laminación a lo largo de las fibras α y γ . Superficie: texturas de corte $\{011\} \langle 100 \rangle$, $\sim\{112\} \langle 111 \rangle$.
Laminación en frío	Microestructura	Por encima del 80% de reducción: las bandas de deformación se incrementan con el tamaño de grano.
	Textura	Centro: textura de deformación en caliente, incremento de las fibras α y γ ; y de las componentes $\{112\} \langle 111 \rangle$ y $\{111\} \langle 110 \rangle$. Superficie: se incrementan las orientaciones a lo largo de las fibras α y γ , en especial $\{001\} \langle 110 \rangle$.
Recristalización	Microestructura	Menor al 80% de reducción: durante la recristalización primaria se recristaliza $\{111\}$ // <i>ND</i> .
	Textura	Disminuye la intensidad de las orientaciones a lo largo de la fibra α . Se incrementa la densidad de la orientación Goss con el incremento de las bandas de deformación. Las componentes $\{112\} \langle 110 \rangle$ recristalizan en la componente $\{111\} \langle 112 \rangle$.

CAPÍTULO 3

DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1. Introducción

Una de las etapas determinantes en el análisis por EBSD es la preparación de la muestra. En esta, los 10 a 50 nm de la superficie a analizar son representativos de la región de la cual se obtiene la información cristalográfica, ya que solo en esta región se lleva a cabo la difracción. Uno de los aspectos principales en la preparación de muestras es que la superficie este plana y limpia, para evitar que la superficie se ensombrezca debido a la presencia de partículas contaminantes, capa de óxido o deformación mecánica producto del desbaste.

La preparación metalográfica estándar es similar para la mayoría de los especímenes, en especial metales y aleaciones; y consiste en montar, desbastar y pulir. La muestra debe ser montada en resina conductora. De no ser así, el contacto eléctrico entre la muestra y el sistema puede establecerse usando pintura de plata o carbón, o cinta conductora.

El pulido final es también una parte crucial del proceso de preparación, ya que determina la calidad de los patrones de Kikuchi obtenidos. Un método ampliamente utilizado es el pulido con sílice coloidal. El uso de pastas o suspensiones de diamante en este último paso no se recomienda ya que deja remanentes de deformación mecánica en la superficie.

Una preparación inapropiada puede llevar a una mala interpretación de los datos. Por ejemplo, un patrón de Kikuchi difuso es señal de deformación plástica, o la ausencia de este se puede interpretar como que la región escaneada no es cristalina o que el tamaño de grano es significativamente inferior con respecto a los parámetros del análisis establecido. Sin embargo estos argumentos solamente son válidos si la preparación de la muestra fue correcta.

El espesor de la muestra del cual se obtienen los patrones es función del voltaje de aceleración y del número atómico del espécimen. A mayor voltaje de aceleración mayor penetración del haz, mientras que a mayor número atómico hay menos espacios para la trayectoria libre de los electrones, lo que genera una menor penetración del haz (TABLA 3. 1) [1].

TABLA 3. 1. Propiedades generales de la radiación usada en la medición de textura por difracción.

	Neutrones	Rayos x	Electrones
Longitud de onda (nm)	0.05-0.3	0.05-0.3	0.001-0.01
Energía (eV)	10^{-2}	10^4	10^5
Carga (C)	0	0	-1.602×10^{-28}
Distancia de penetración, longitud de absorción (mm)	10-100	0.01-0.1	10^{-3}

3.2. Material de estudio

El material de estudio de esta tesis fue proporcionado por la Universidad de Gante, Bélgica. En total se produjeron seis diferentes aleaciones, en las cuales se incrementó el contenido de silicio desde 0.5% en peso hasta 3% en peso. La composición de cada aleación se muestra en la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia..**

TABLA 3. 2. Composición química de las seis aleaciones.

Identificación de la muestra						
% en peso de	S05	S10	S15	S20	S25	S30
Si	0.48	1	1.52	2.03	2.55	2.99
C	0.005	0.008	0.003	0.006	0.006	0.006
Mn	0.066	0.036	0.042	0.037	0.036	0.036
P	0.005	0.007	0.005	0.001	0.002	0.003
S	<0.001	<0.001	<0.002	0.005	0.005	0.005
Al	0.002	0.002	0.002	0.003	0.003	0.003
N	0.0051	0.0183	0.0022	<0.001	<0.001	<0.001
Cr	0.022	0.011	0.014	0.015	0.015	0.014
Cu	0.007	0.009	0.009	0.007	0.007	0.006
Ni	0.019	0.008	0.012	0.017	0.017	0.016
Mo	0.011	0.008	0.01	<0.005	<0.005	<0.005
Ti	0.003	0.003	0.004	0.001	0.001	0.001
B	0.0008	0.0007	0.0011	0	0	0
Fe	Balance	Balance	Balance	Balance	Balance	Balance

Cada aleación, con un espesor inicial de 30 mm, fue sometida a tres procesos: en el primero se realizó una laminación en caliente para reducir el espesor de la lámina en un $46.5 \pm 3.5\%$. En el segundo nuevamente se laminó en caliente reduciendo el espesor

en un $87 \pm 1\%$. En el último proceso se llevo a cabo una laminación en frío en varios pasos para alcanzar un espesor final de 0.7 mm, alcanzando una reducción del 65% [62].

La descripción completa del proceso termomecánico de las aleaciones se encuentra en el anexo 1. El diagrama completo de fases Fe-Si [63] se encuentra en el anexo 2.

De acuerdo con los datos obtenidos de los procesos de laminación en caliente y la información del diagrama de fases Fe-Si, podemos localizar la o las fases en las cuales fueron laminados estos aceros:

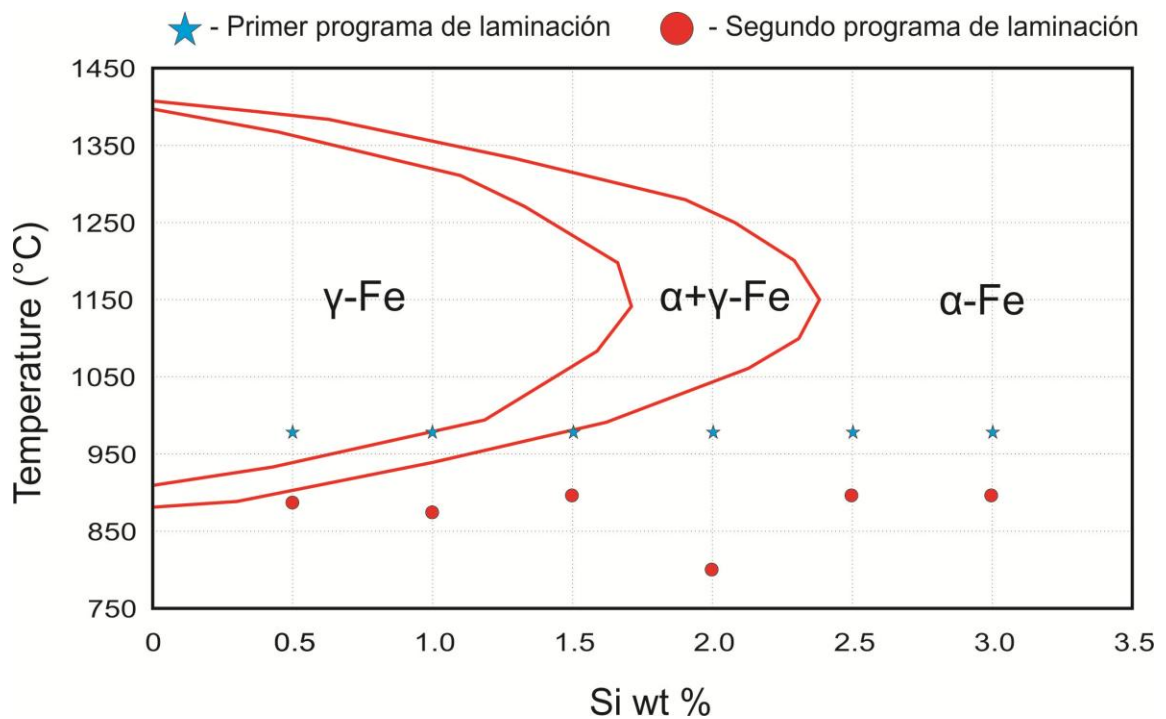


Figura 3. 1. Diagrama de fases Fe-Si donde se señala las condiciones de los dos primeros programas de laminación [63].

3.3. Preparación de las muestras para análisis de EBSD

Las láminas de acero al silicio se recibieron después de cada uno de los programas de laminación. La descripción detallada de cada uno de estos programas se encuentra en el anexo 1. Para realizar la preparación de las muestras para el análisis de EBSD, se cortaron pedazos de alrededor de 1 cm^2 del centro de cada una de las láminas (Figura 3. 2).

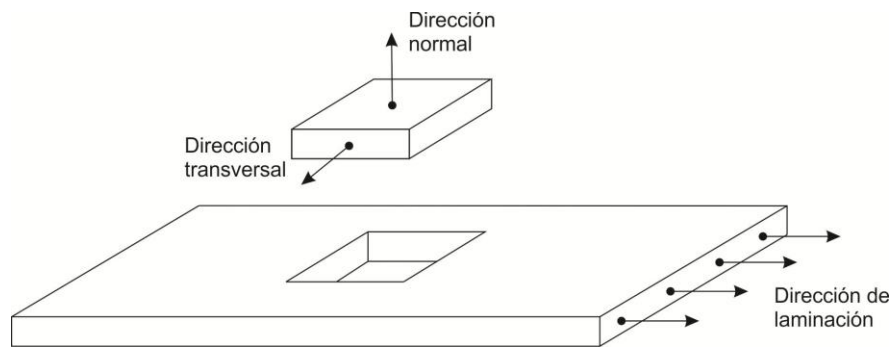


Figura 3. 2. Esquema de la toma de muestra.

Los cortes se llevaron a cabo con una cortadora Buehler de disco de carburo de silicio con sistema de lubricación para evitar el calentamiento (Figura 3. 3)



Figura 3. 3. Cortadora de disco de SiC.

Una vez cortadas, las muestras se montaron en resina epoxica en una montadora Struers LaboPress a una temperatura de 150 °C y una presión de 20 kN (Figura 3. 4). Para el análisis se seleccionaron las caras en dirección normal y transversal a la dirección de laminación.



Figura 3. 4. Montadora Struers LaboPress.

Las muestras fueron desbastadas mediante pulido manual utilizando una pulidora Struers LaboPol (Figura 3. 5); la secuencia de lijas utilizada fue la siguiente: 220, 320, 600 y 1200; por un período de 5 minutos cada una. Para el pulido se utilizó, en su respectivo orden y por un período de 10 minutos cada uno: suspensión de diamante DiaPro Mol de 3 μm en un paño MD-Mol, suspensión de diamante DiaPro Nap de 1 μm en un paño MD-Nap y suspensión coloidal de sílice OP-U de 0.3 μm en un paño MD-Chem por un periodo no menor a 1 hora.



Figura 3. 5. Pulidora Struers LaboPol.

3.4. Análisis por EBSD

La caracterización por EBSD se realizó en dos partes: el análisis de los programas de laminación en caliente se llevo a cabo en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León, en un microscopio de barrido electrónico Jeol JSM-G510LV (Figura 3. 6). El análisis de las muestras del primer programa de laminación se llevo a cabo en la superficie de laminación. Debido a que la deformación no fue tan severa, la microestructura de la superficie es muy semejante a la del centro de la muestra. Las muestras del segundo programa de laminación se analizaron tanto en la cara normal a la dirección de deformación como en la cara transversal a esta.



Figura 3. 6. Microscopio electrónico Jeol JSM-G510LV.

Ambos análisis en la cara normal se llevaron a magnificaciones desde 200 a 500 aumentos. Con la limitante del tiempo de uso del equipo, se decidió trabajar con tamaño de paso grande de 4 micrómetros lo cual no afectó la calidad del barrido ya que los granos son de gran tamaño. Gracias a la magnificación y tamaño de paso se logró escanear un tamaño de área considerable de alrededor de 800×800 micrometros para cada muestra.

Para la cara transversal se realizó el análisis a 1000 aumentos, con un tamaño de paso de 1.5 micrómetros. El área escaneada en este caso fue de 50×150 micrometros.

El análisis de las muestras laminadas en frio se realizó en el Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica en la Universidad Politécnica de Cataluña, con un microscopio Jeol JSM-7001F (Figura 3. 7). Este se llevo a cabo en la superficie de laminación y en dirección normal a la dirección de laminado. Para ambos estudios, la magnificación a la que se llevo a cabo el barrido fue de 250 aumentos, con un tamaño de paso desde 0.25 micrómetros hasta 0.3 micrómetros en su mayoría, cubriendo un área promedio de 900×700 micrometros.



Figura 3. 7. Microscopio electrónico de barrido Jeol JSM-7001F.

CAPÍTULO

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Primer programa de laminación.

El tamaño de grano obtenido en las seis aleaciones tras el primer programa de laminación se puede observar en la Figura 4. 1. Como es de esperarse, el tamaño de grano se incrementa al incrementarse la concentración de Si. La muestra S10 fue la única que mostró un tamaño anormal, esto pudo deberse a que se enfrió a un velocidad más lenta permitiendo así el crecimiento de grano.

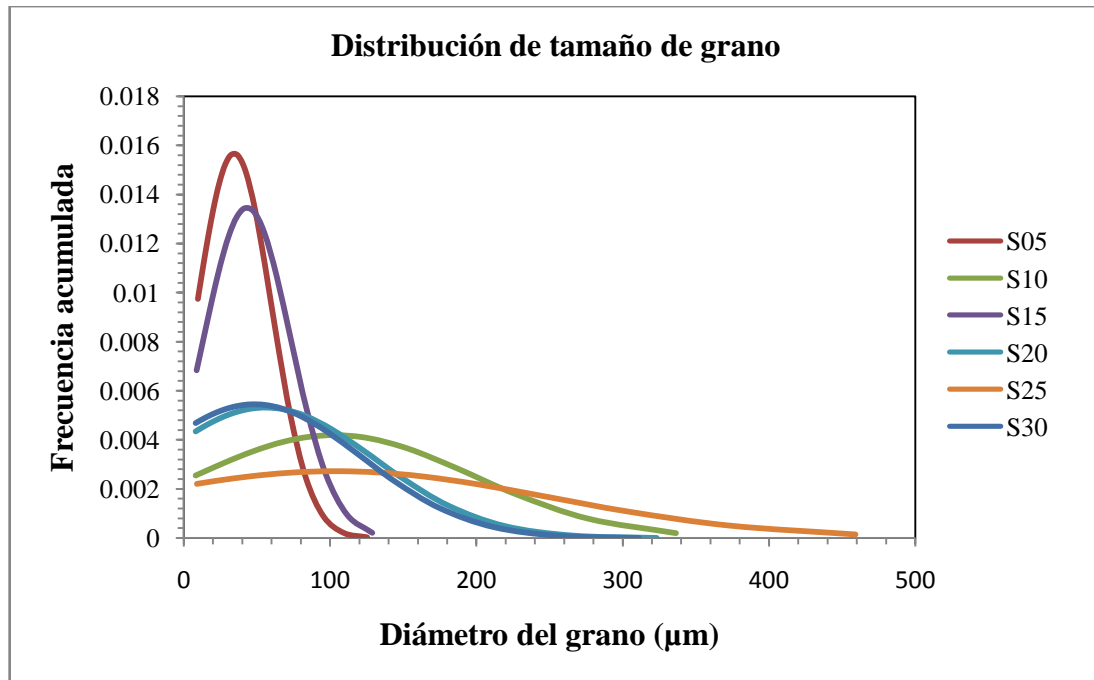


Figura 4. 1. Distribución del tamaño de grano de las muestras después del primer programa de laminación.

Todas las muestras mostraron una microestructura homogénea sin granos deformados (Figura 4. 2). El mismo comportamiento se observa en los granos de la sección transversal, a pesar de estar ubicados en la zona de alta deformación (Figura 4. 3). El tamaño de grano se incrementó considerablemente a partir de la muestra S20.

A excepción de la muestra S10, este comportamiento era el esperado. Es importante resaltar que con estos tamaños grandes de grano se pueden producir bandas de deformación de buen tamaño, con granos de igual magnitud, lo que es benéfico para la obtención de las texturas de interés después de la laminación en frío.

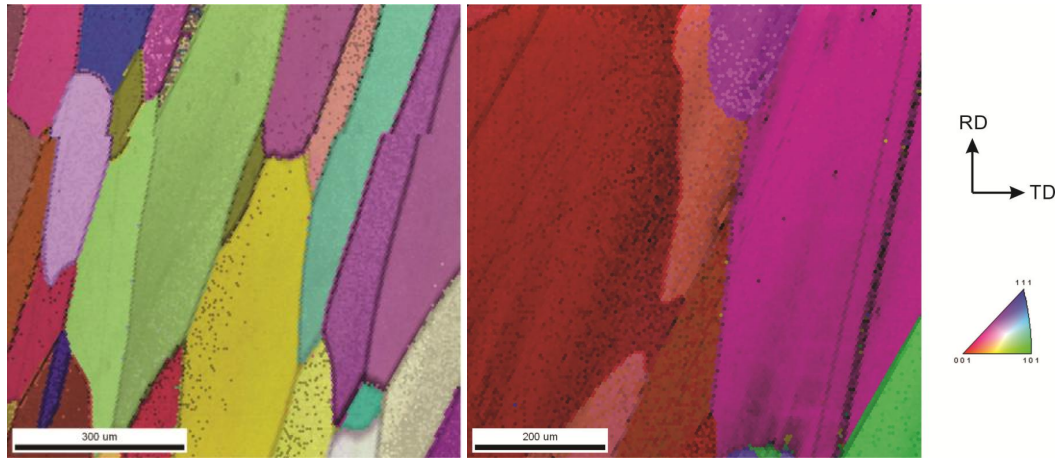


Figura 4. 2. Figura inversa de polos en la dirección normal de la muestra S10 (izquierda) y S25 (derecha).

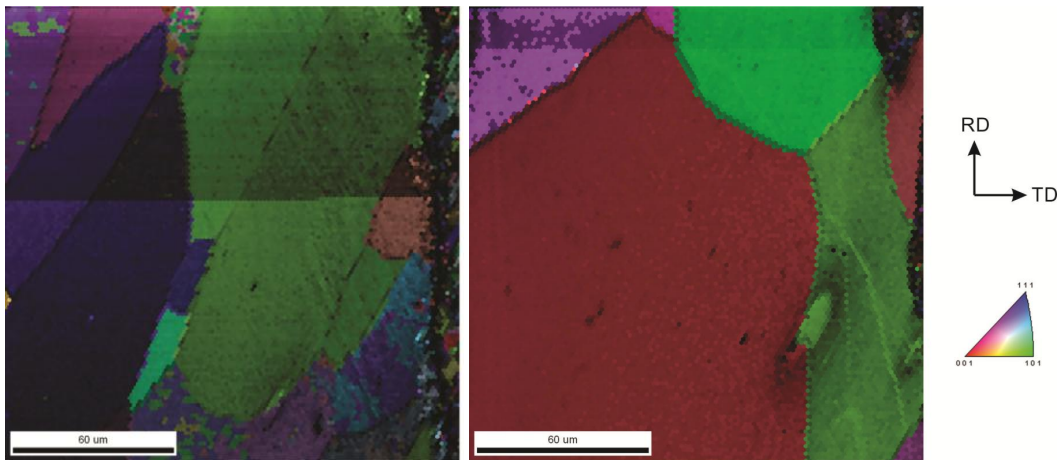


Figura 4. 3. Figura inversa de polos en la dirección transversal de la muestra S15 (izquierda) y S25 (derecha).

Las figuras inversas de polo e todas las muestras se encuentran en el Anexo 3.

A continuación se muestran los ODF a $\varphi_2 = 0^\circ$ y $\varphi_2 = 45^\circ$ de cada muestra en la dirección normal a la dirección de laminación. Para las muestras S05, S015 y S25 se incluyen los resultados en la dirección transversal a la dirección de laminación.

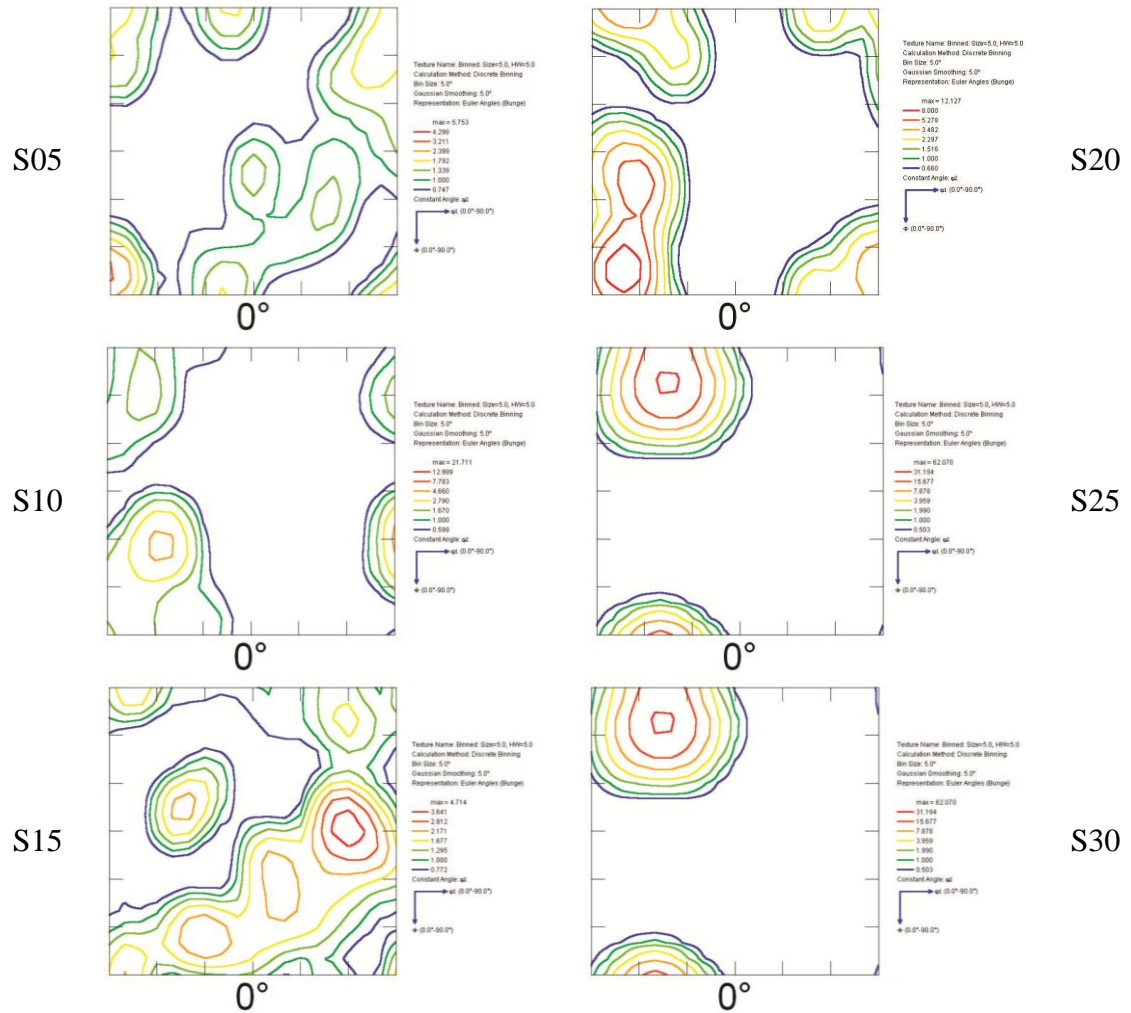


Figura 4. 4. ODF's de las muestras en dirección normal con $\varphi_2 = 0^\circ$ tras el primer programa de laminación.

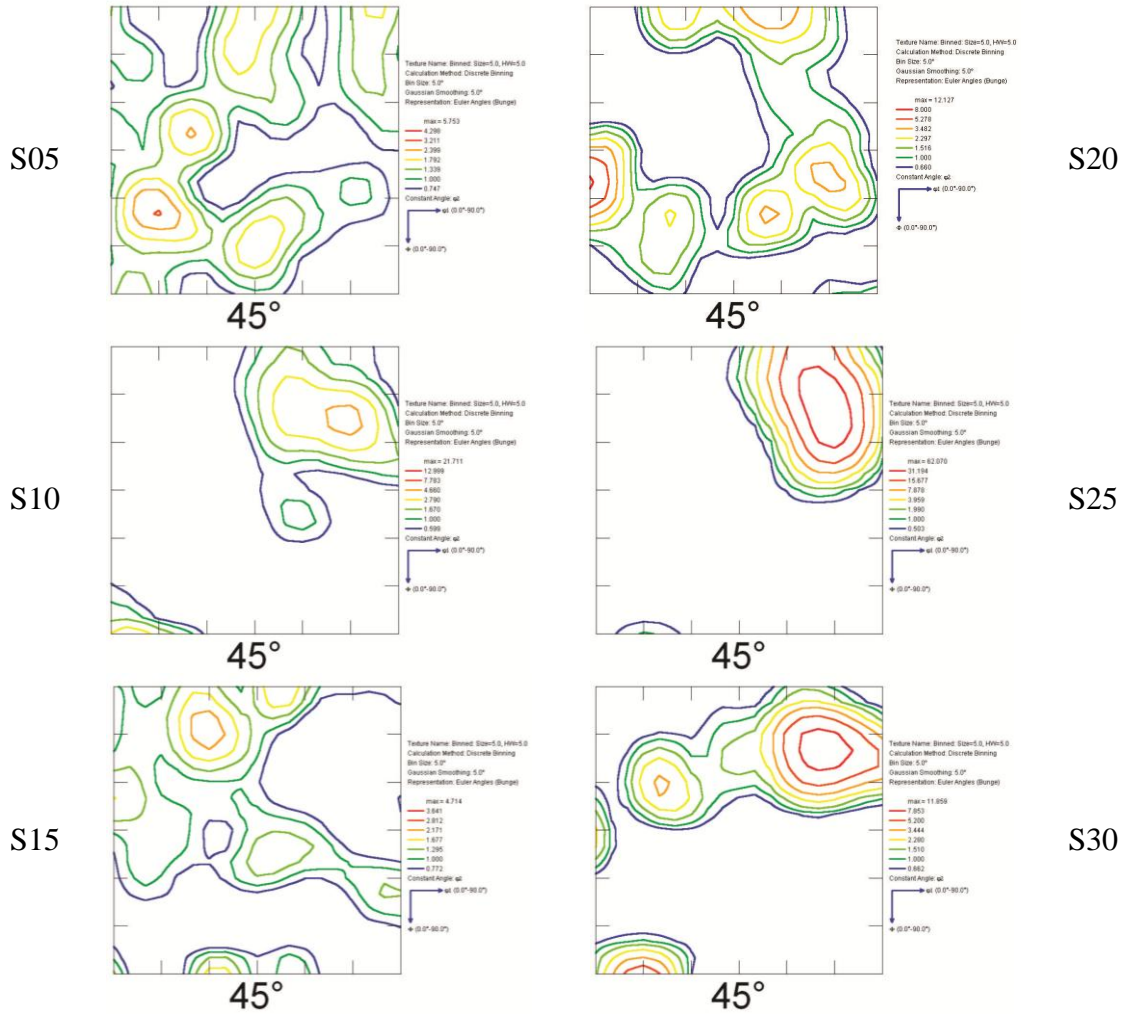


Figura 4. 5. ODF's de las muestras en dirección normal con $\varphi_2 = 45^\circ$ tras el primer programa de laminación.

Los ODF completos de todas las muestras se encuentran en el Anexo 4.

Los resultados de los ODF's en ND de las muestras se resumen en la siguiente tabla:

TABLA 4. 1. Resultados de los ODF's en la dirección normal. Primer laminación.

Muestra	Goss (110)[001]	Goss rotado (110)[1-10]	Cubo (001)[0-10]	Cubo rotado (001)[1-10]	Fibra gamma (111)//ND
S05	-	1.339	1.792	1.339	1.792
S10	-	2.79	1	-	1
S15	-	1.677	1.667	1	1.295
S20	3.482	-	3.482	-	8
S25	-	-	1	1	-
S30	-	2.28	-	-	1.51

A pesar de que el nivel de deformación de las muestras fue bajo ($46.5 \pm 3.5\%$), y de haber trabajado a altas temperaturas ($992\text{ }^{\circ}\text{C}$), todas las muestras exhibieron el comportamiento típico de un metal bcc laminado en caliente. En las muestras de bajo contenido de silicio, las tres componentes principales están presentes con baja intensidad.

A partir de la muestra S20, ya se observan cambios importantes a medida que aumenta la concentración de Si. La intensidad de las componentes aumenta considerablemente en la muestra S20, siendo la componente en la fibra γ la de mayor intensidad, comportamiento esperado con la laminación en α -Fe. Como se mencionó, el tamaño de grano aumento considerablemente a partir de esta muestra, por lo tanto no sólo se favoreció $\{111\}$ //ND, si no que también el crecimiento de estos granos. La presencia de esta fibra, aunado al tamaño de los granos, es un indicio de que en el proceso hubo recuperación, recristalización y crecimiento de grano [30].

Por su parte, en las muestras S25 y S30 se observa una disminución considerable de las componentes en la fibra γ . Para estas muestras, cuyo contenido de Si es más alto, hay un desarrollo favorable en las componentes Goss y Cubo.

La textura observada en TD de las muestras S05, S15 y S25 (**¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.**) muestran un comportamiento similar en la textura de deformación en la superficie de la lámina, con intensidades más altas a partir de la muestra S15. Encontrar mayor intensidad de las componentes en esta zona es natural, ya que esta es la zona de mayor concentración de esfuerzos, dejando en los granos ubicados aquí, una mayor energía para la rotación de su orientación.

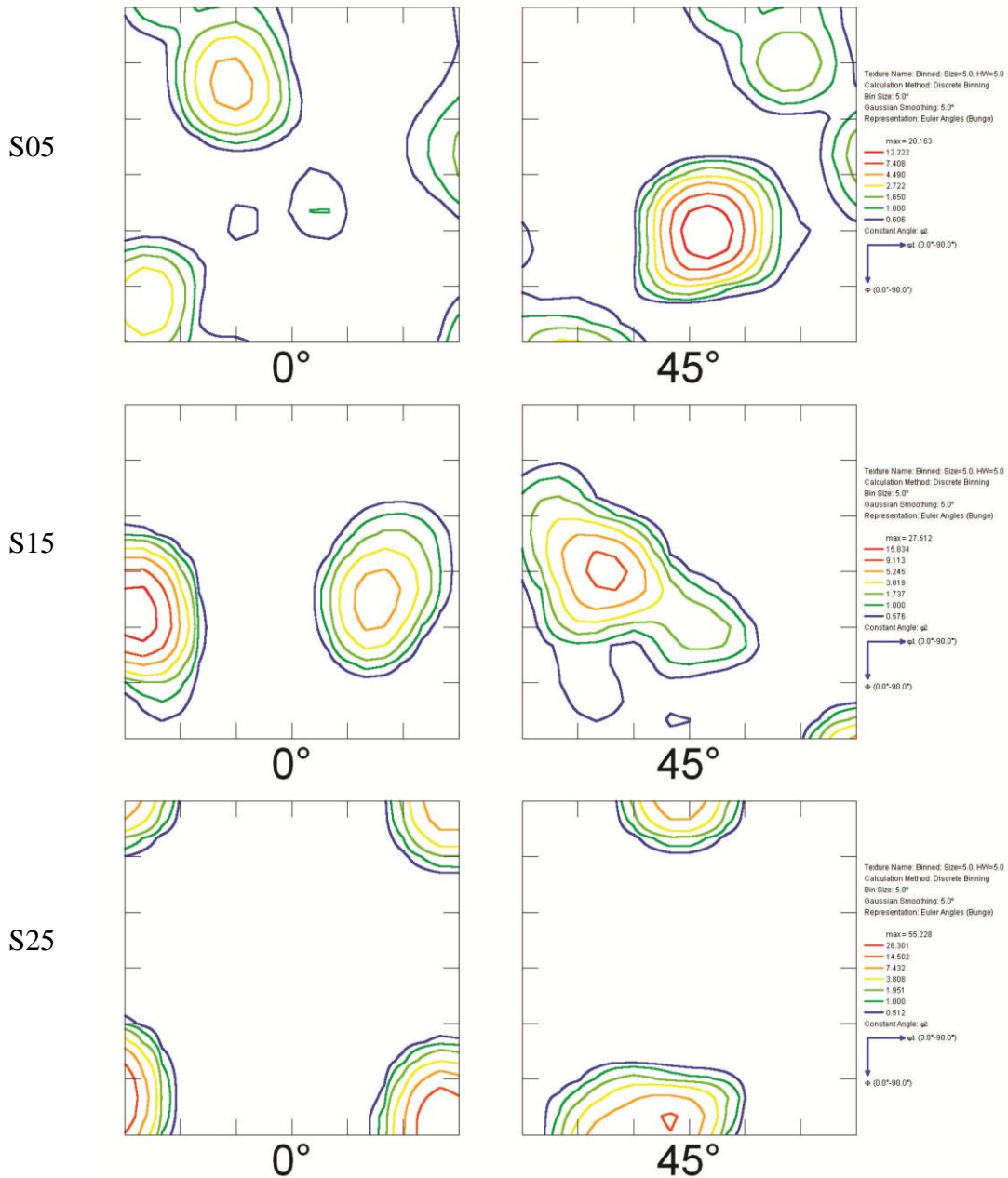


Figura 4. 6. ODF's de las muestras en dirección transversal con $\varphi_2 = 0$ y 45° tras el primer programa de laminación.

Los resultados de los ODF's en la dirección transversal a la laminación se resumen en la TABLA 4. 2.

TABLA 4. 2. Resultados de los ODF's en la dirección transversal. Primer laminación.

Muestra	Goss (110)[001]	Goss rotado (110)[1-10]	Cubo (001)[0-10]	Cubo rotado (001)[1-10]	Fibra gamma (111)//ND
S05	-	1.65	1	-	-
S15	9.113	-	-	-	5.245
S25	-	-	7.432	-	-

4.2. Segundo programa de laminación

Tras este programa de laminación, la media del tamaño de grano disminuyó considerablemente (Figura 4. 7). Nuevamente se observa la tendencia del incremento del tamaño de grano conforme aumenta el contenido de silicio. La muestra S10 ya no presentó un incremento mayor a lo esperado, todas las demás muestras mostraron un cambio coherente con respecto al contenido de Si. De haber seguido la tendencia, tomando en cuenta el tamaño de grano previo a la segunda laminación, la muestra S10 hubiera registrado nuevamente un tamaño anormal de grano. Sin embargo, entre las laminaciones hubo un tratamiento térmico de recocido a 1150 °C durante una hora. Esto pudo haber provocado cambios radicales en la microestructura de la muestra, e incluso pudo haber alterado o borrado el historial de textura obtenido tras la primer laminación.

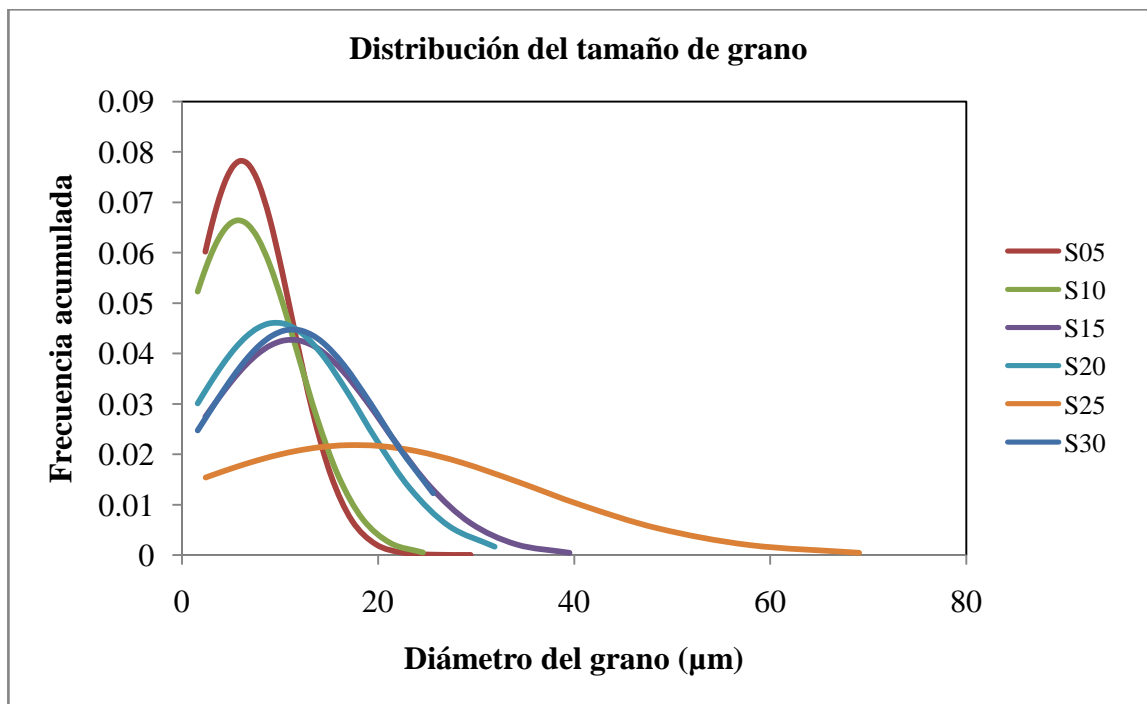


Figura 4. 7. Distribución del tamaño de grano de las muestras después del segundo programa de laminación.

Las microestructuras observadas a lo largo del área transversal de las muestras en el trabajo previo [62] pueden resumirse en la siguiente tabla:

TABLA 4. 3. Microestructuras observadas a lo largo del espesor de las muestras.

Muestra	Zona	Microestructura
S05	Orilla	Granos de 42 μm equiaxiales.
	Centro	Granos de 72 μm equiaxiales.
S10	Orilla	Granos de 37 μm equiaxiales.
	Centro	Granos de 50 μm poco elongados.
S15	Orilla	Granos de 40 μm equiaxiales.
	Centro	Granos de 114 μm equiaxiales.
S20	Orilla	Granos de 42 μm poco deformados.
	Centro	Granos altamente deformados, bandas de deformación de gran tamaño.
S25	Orilla	Granos de 66 μm poco deformados.
	Centro	Grades bandas de deformación presentes, se observan pocos granos equiaxiales de gran tamaño entre las bandas.
S30	Orilla	Distribución heterogénea de granos equiaxiales, con un tamaño promedio de 70 m.
	Centro	Altamente deformado, solo se observan bandas de deformación.

En este proceso se llevó a cabo una mayor deformación ($87 \pm 1\%$) que en la laminación anterior. En las IPF's se observan granos con gradientes de orientación (cambios de coloración dentro del grano) a partir de la muestra S20, lo que da un indicio de deformación. Con la información de la TABLA 4. 3 y la Figura 3. 1, podemos decir que las muestras S05, S10 y S15, se recuperaron durante la laminación. La muestra S20 que posee bandas de deformación muy grandes se laminó a menor temperatura que las demás, lo cual no permitió que los granos del centro se recuperaran. Las muestras S25 y

S30 se laminaron a temperaturas más altas que las demás, sin embargo también presentaron grandes bandas de deformación. Esto puede deberse a que el tamaño de grano de estas muestras previo a la segunda laminación, era considerablemente más grande que el de las muestras de bajo contenido de Si.

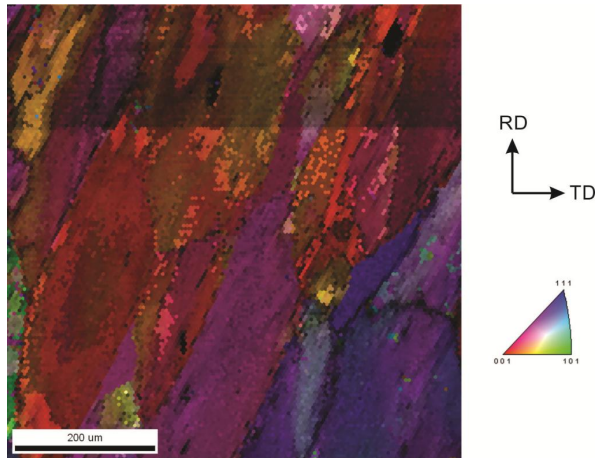


Figura 4. 8. IPF de la muestra S25 en dirección normal. Segunda laminación.

Como se mencionó previamente en este apartado, las muestras se sometieron a un tratamiento térmico entre la primer y segunda laminación. Esto pudo haber provocado que la textura obtenida previamente haya sufrido cambios. Tomando esto a consideración, en la Figura 4. 9 y Figura 4. 10 se muestran los ODF a $\varphi_2 = 0^\circ$ y $\varphi_2 = 45^\circ$ de cada muestra en la dirección normal a la dirección de laminación. En la TABLA 4. 4 se muestra la intensidad de las componentes de textura más importantes obtenidas.

Las figuras inversas de polo e todas las muestras se encuentran en el Anexo 3.

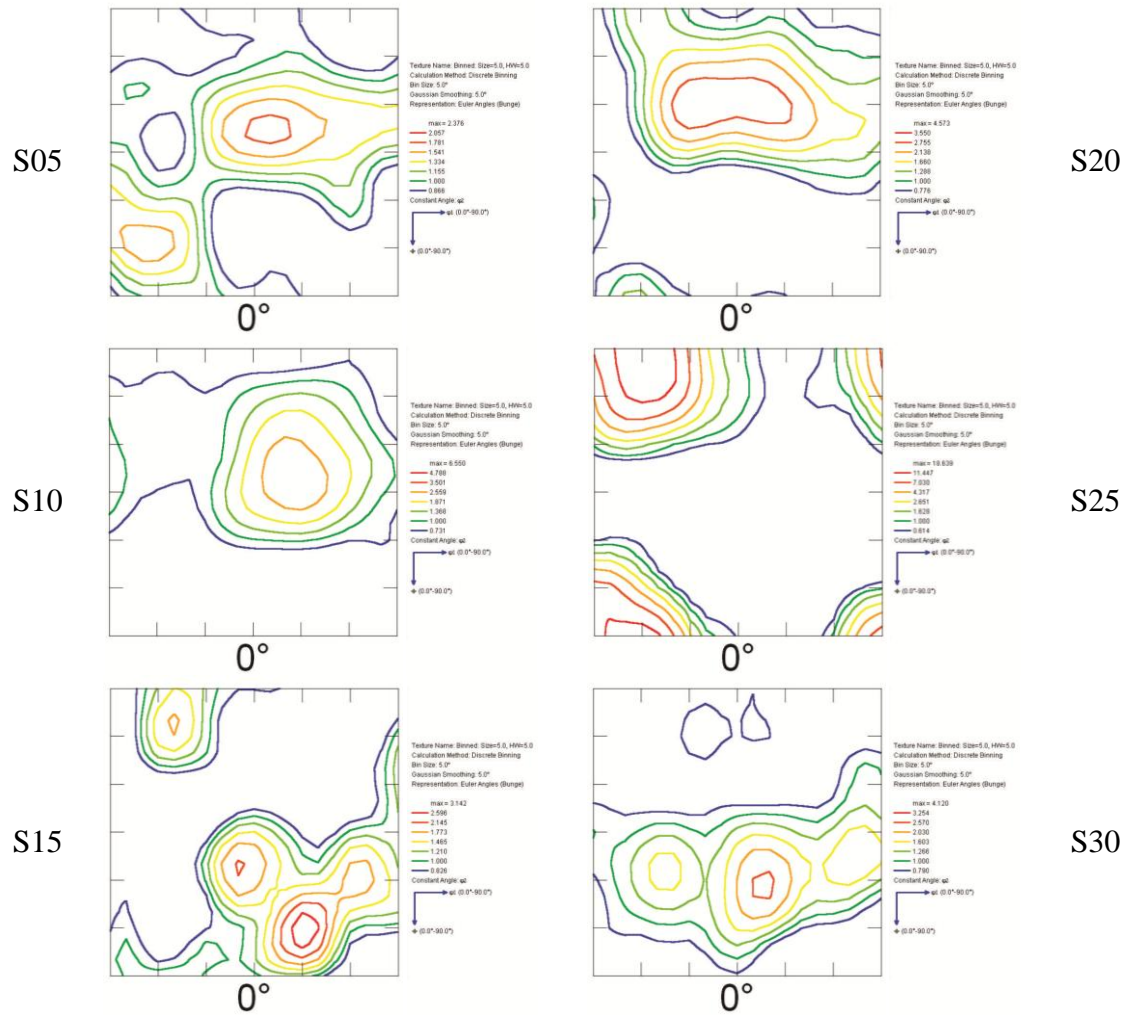


Figura 4. 9. . ODF's de las muestras en dirección normal con $\varphi_2 = 0^\circ$ tras el segundo programa de laminación.

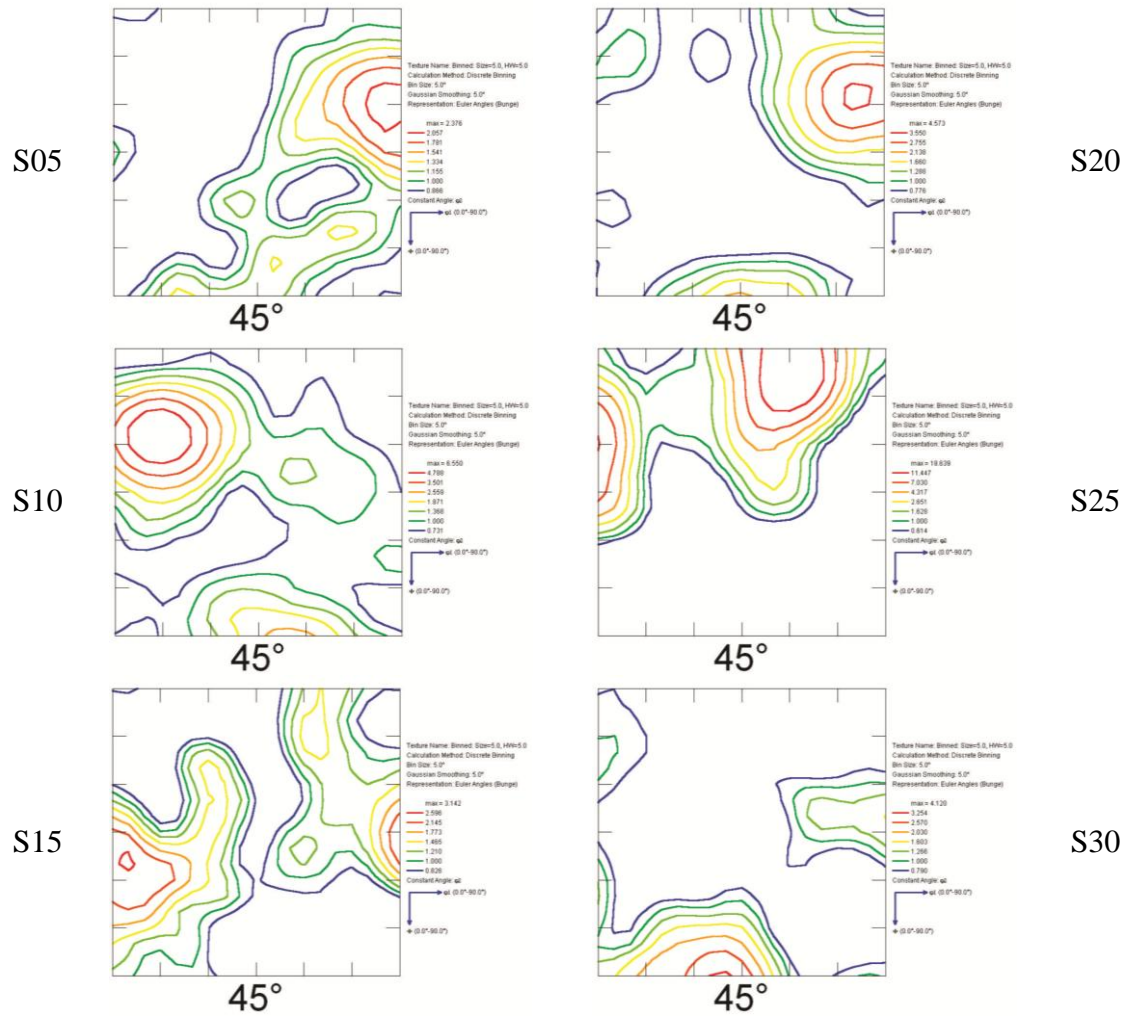


Figura 4. 10. . ODF's de las muestras en dirección normal con $\varphi_2 = 45^\circ$ tras el segundo programa de laminación.

Los ODF completos de todas las muestras se encuentran en el Anexo 4.

TABLA 4. 4. Resultados de los ODF's en la dirección normal. Segunda laminación.

Muestra	Goss (110)[001]	Goss rotado (110)[1-10]	Cubo (001)[0-10]	Cubo rotado (001)[1-10]	Fibra gamma (111)//ND
S05	1	1.155	-	0.866	1
S10	1	1	-	-	1.368
S15	-	1.21	-	0.826	2.145
S20	-	1.288	-	1.288	-
S25	-	-	7.03	1.628	2.651
S30	1	1.603	-	-	1

Como se puede observar, en las muestras S05, S10 y S15 se desarrolló nuevamente la textura típica de laminación en caliente. A pesar de haberse sometido a una mayor deformación, las componentes tuvieron una menor intensidad que en la laminación anterior. Esto pudo deberse a que durante el tratamiento térmico después de la primera laminación, los granos orientados en $\{001\}$ //ND dieron lugar a la formación de $\{111\}$ //ND, mientras que la fracción de Goss se incrementó. Este tratamiento térmico no permitió un crecimiento de grano, por lo que en la laminación de granos pequeños con estas orientaciones se conservó poca energía, que no permitió el desarrollo de mayores intensidades en las componentes obtenidas.

La muestra S25 fue la que desarrolló una mejor textura con una buena relación entre las componentes $\{001\} < 100 > / \{111\}$ //ND. La gran banda de deformación al centro de la muestra nos dice que el tamaño de grano en esta muestra, previo a la laminación, era grande. Nuevamente el tratamiento antes de la segunda laminación da explicación de este fenómeno: después de la primer laminación, en esta muestra se obtuvo solamente intensidad en la componente $\{100\}$ //RD, que durante el tratamiento térmico generó un incremento en la fibra γ . La laminación en caliente con estas características microestructurales a altas deformaciones y altas temperaturas promueven la formación de granos orientados en la fibras α y γ . La baja temperatura de laminación provocó la baja intensidad de las componentes orientadas en la fibra α .

Pese al contenido más alto de silicio en las muestras S20, S25 y S30, la componente Goss no se generó con altas intensidades. [33] establecieron que a mayor contenido de Si, la componente Goss aumenta en laminaciones a temperaturas mayores a 1050 °C. Mientras que a temperaturas menores a 900 °C, la recristalización se frena; siendo la recristalización de los granos orientados en $\{111\}$ //*ND* los que promueven la formación de Goss [9,33,38].

En la Figura 4. 11 y TABLA 4. 5 se resume el comportamiento de las componentes de textura en la zona transversal a la dirección de laminación, cercano a la superficie de laminación de las muestras S05, S15 y S25.

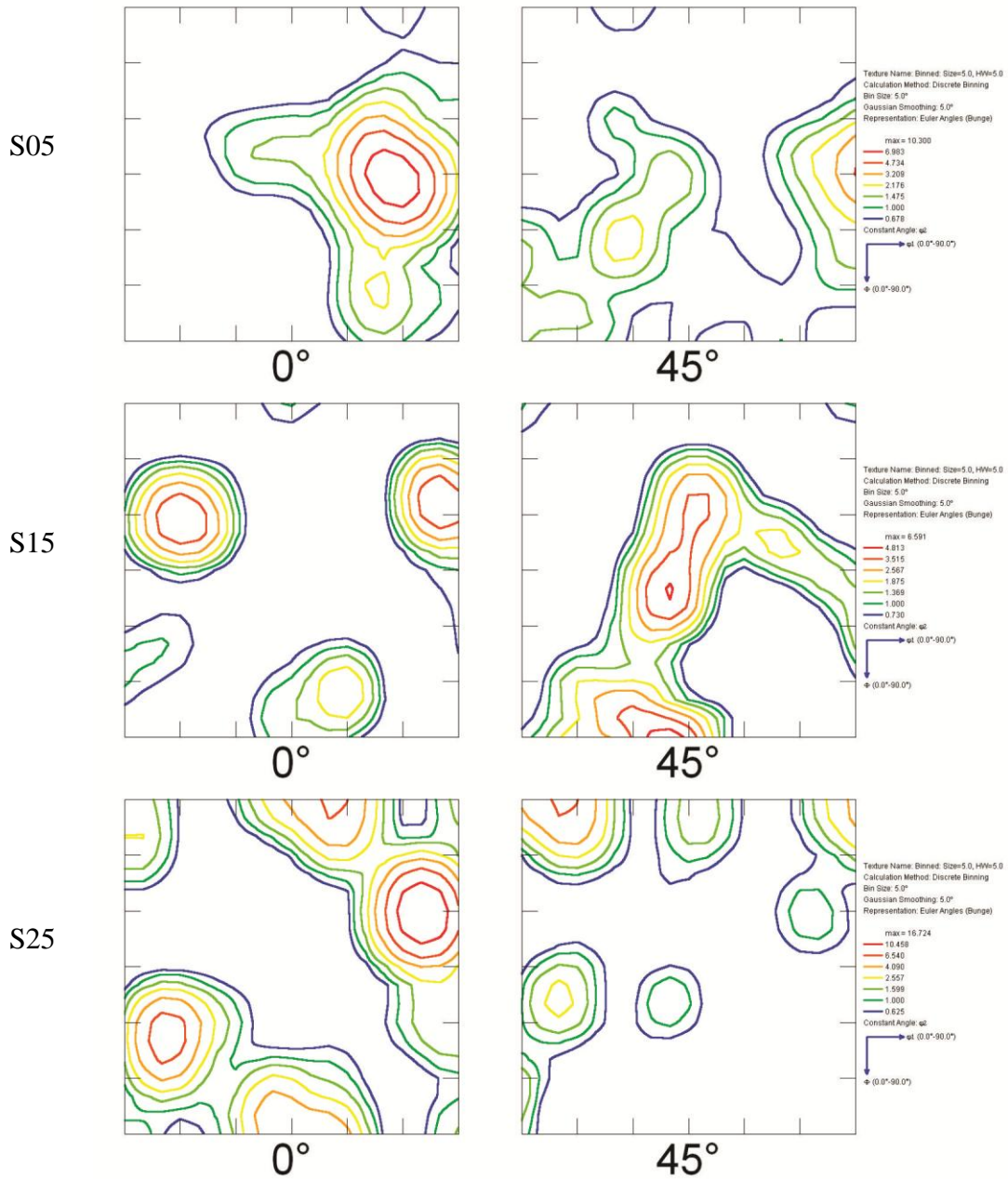


Figura 4. 11. ODF's de las muestras en dirección transversal con $\varphi_2 = 0$ y 45° tras el segundo programa de laminación.

TABLA 4. 5. Resultados de los ODF's en la dirección transversal. Segunda laminación.

Muestra	Goss (110)[001]	Goss rotado (110)[1-10]	Cubo (001)[0-10]	Cubo rotado (001)[1-10]	Fibra gamma (111)//ND
S05	-	1.475	-	-	1.475
S15	-	1	-	1	3.515
S25	-	1.599	1.599	4.09	1.599

El comportamiento encontrado es similar a aquel en la dirección normal. Nuevamente se establece que las condiciones de laminación no favorecieron al desarrollo de la componente Goss, la cual se espera se encuentre con altas intensidades en esta zona.

4.3. Tercer programa de laminación

Análisis de la sección normal. En todas las muestras se observa una microestructura con alta deformación intragranular. Los granos elongados de la muestra S05 a la muestra S25 tienen un tamaño promedio de 300 μm a lo largo y 100 μm a lo ancho. La muestra S30 mostró una microestructura mas equiaxial con un tamaño promedio de grano de 120 μm (Figura 4. 12).

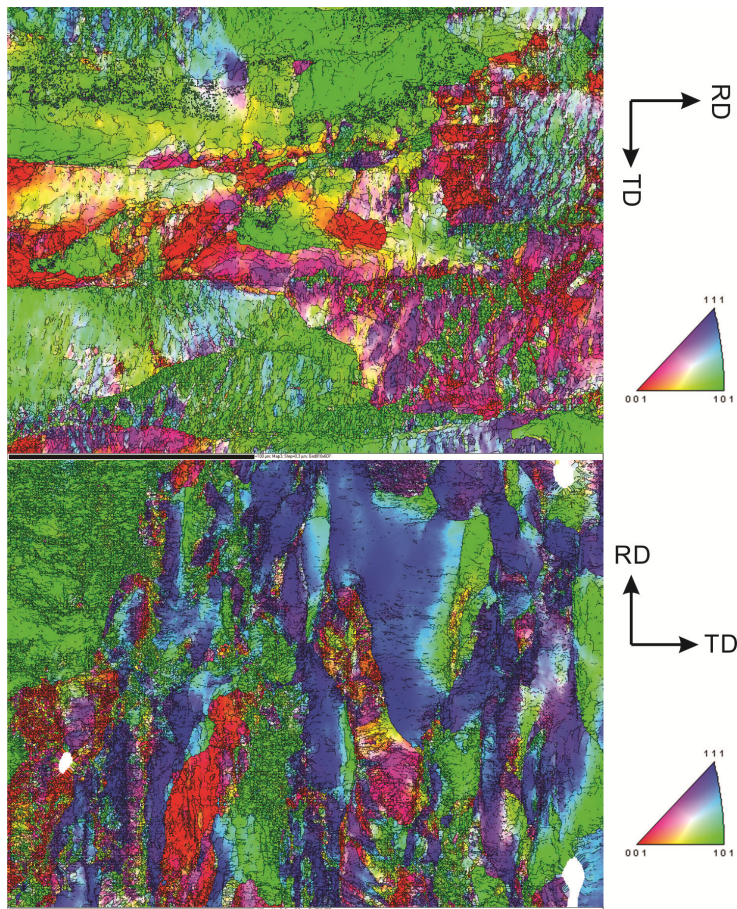


Figura 4. 12. Figura inversa de polos en la dirección normal de la muestra S05 (superior) y S25 (inferior).

Las figuras inversas de polo e todas las muestras se encuentran en el Anexo 3.

Los ODF's de las muestras en dirección normal se muestran en la Figura 4. 13.

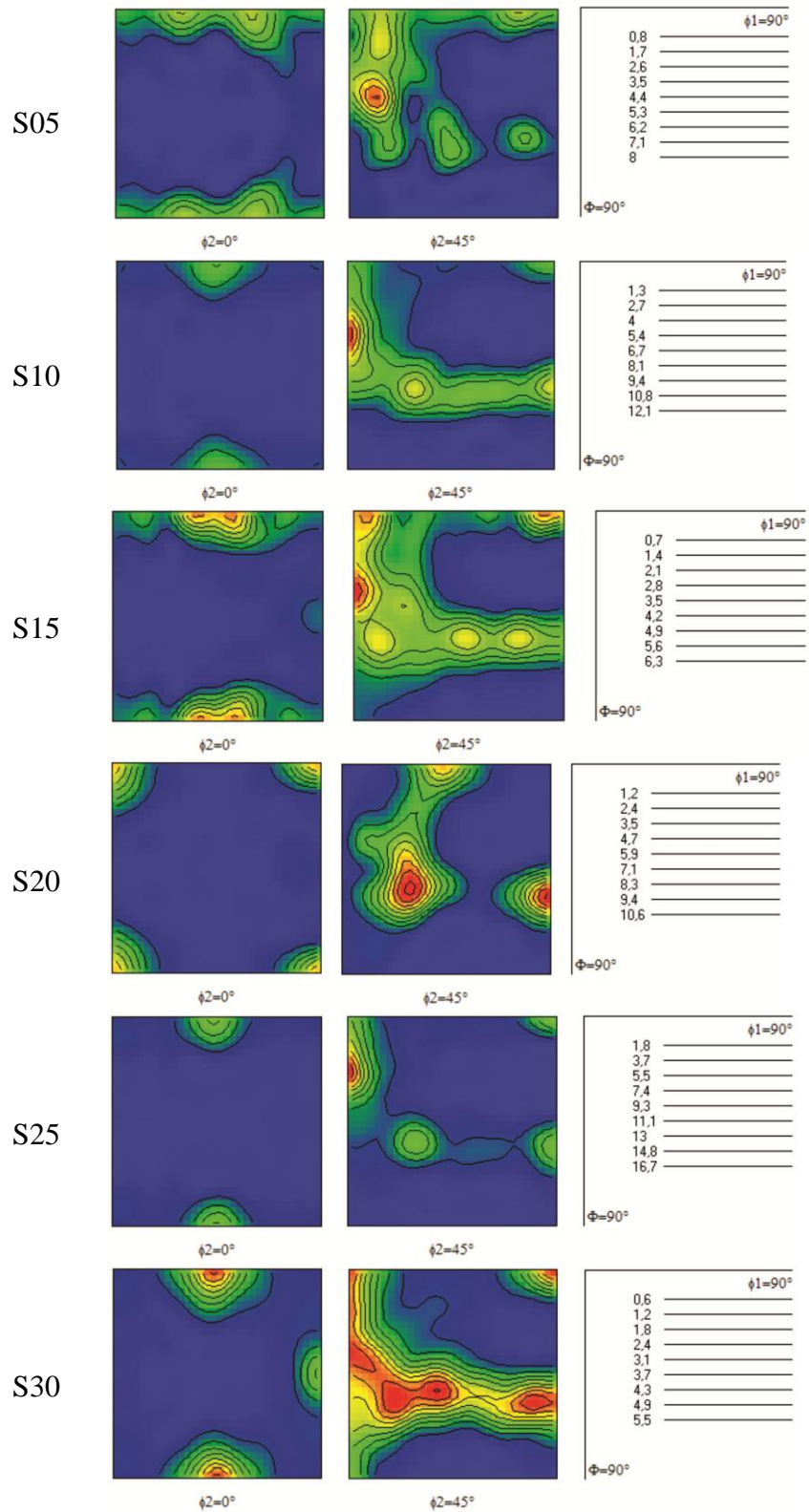


Figura 4. 13. ODF's de las muestras en dirección normal con $\varphi_2 = 0$ y 45° tras la tercer laminación.

La textura obtenida tras este programa de laminación, en la dirección normal a la laminación, se resume en las siguiente figura.

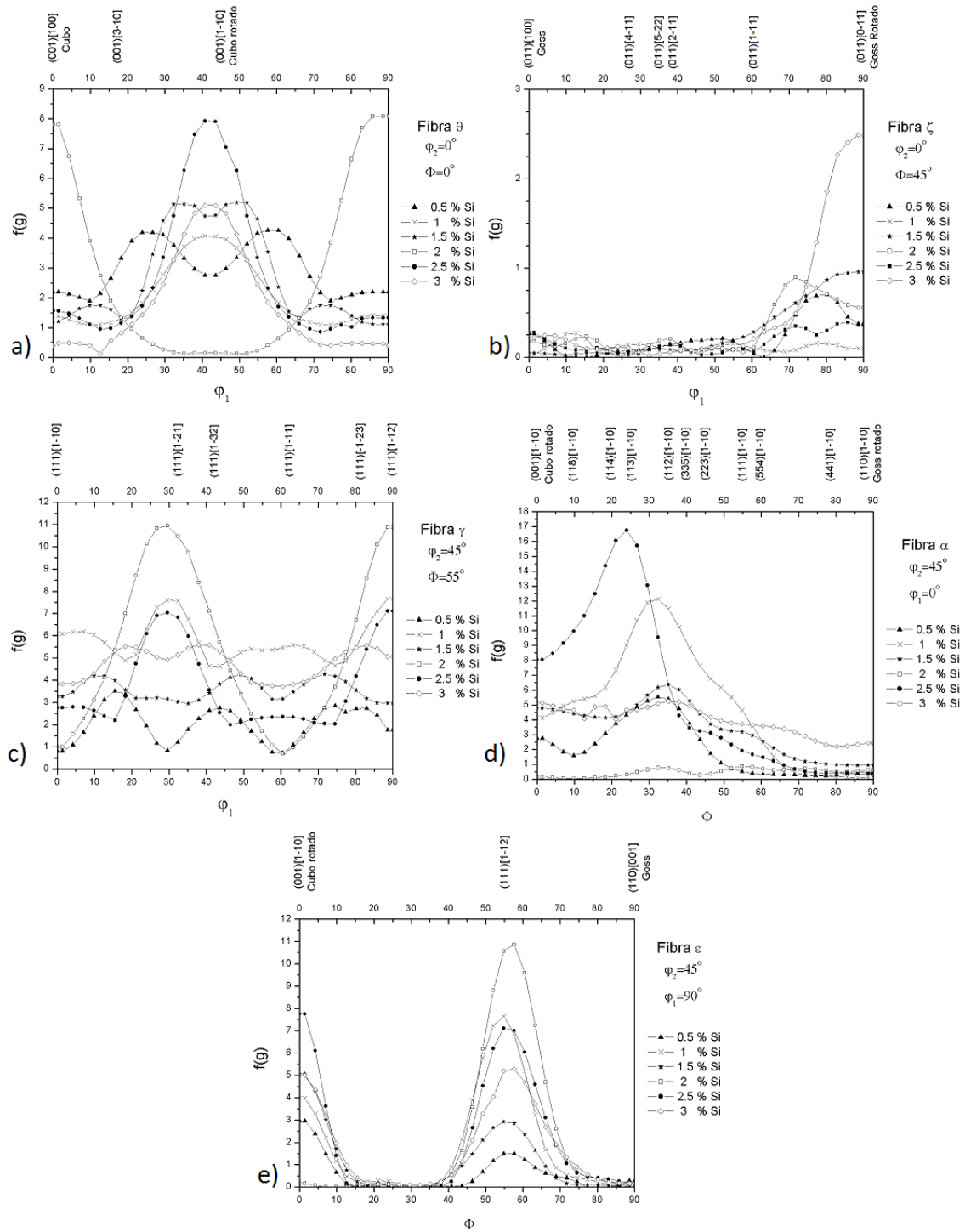


Figura 4. 14. Comportamiento de las componentes de textura a lo largo de las fibras importantes: a) fibra θ , b) fibra ζ , c) fibra γ , d) fibra α y e) fibra ϵ . En la dirección normal a la superficie de laminación.

Como era de esperarse, la componente Goss es inestable a deformaciones planas. Se observó que todas las muestras tuvieron una disminución considerable en la intensidad de esta componente (Figura 4. 14 b)).

Durante la laminación en frío, a deformaciones entre el 50 y 70%, la componente Goss rota a la componente (111)[112] [45]. En la Figura 4. 14 c) se observa que esta componente, perteneciente a la fibra γ , presenta la intensidad más alta. Todas las muestras registraron intensidades en las componentes a lo largo de esta fibra.

Después de la laminación en frío, no se observó una disminución en la intensidad de las componentes cubo y cubo rotado con respecto a las obtenidas en el programa de laminación anterior, incluso las componentes (114)[110] y (113)[110] mostraron un incremento considerable en su intensidad (Figura 4. 14 a) y d)).

En la Figura 4. 14 d) se muestra la relación que hay entre las componentes $\{001\}/\{111\}$. Las muestras S05, S15 y S25 poseen una fracción de más alta de la componente $\{001\}/ND$, mientras que en las muestras S10, S20 y S30 la intensidad de $\{111\}/ND$ es mayor. Esto puede traer consecuencias positivas y negativas, ya que en el tratamiento térmico subsecuente, los granos orientados en la componente (111)[112] dan lugar a la nucleación de granos orientados en Goss, mientras que los granos orientados en la componente Cubo rotado, generan un incremento en la fracción orientada a lo largo de la fibra γ [33,41].

Los ODF completos de todas las muestras se encuentran en el Anexo 4.

Análisis de la sección transversal. El área en la dirección transversal a la dirección de laminación, mostró en todos los casos, constar de una microestructura altamente deformada con grandes bandas de deformación en la zona cercana a la superficie de laminación (Figura 4. 15). Las bandas de deformación, orientadas en la dirección $\{111\}[112]$ poseen bandas de corte a 35° con respecto a la dirección de laminación. En metales bcc, estas bandas de corte causan rotación a lo largo de $\langle 110 \rangle$, paralelo a la dirección transversal durante la recristalización secundaria. La presencia de estas bandas de corte se asocia con la aparición de la componente Goss después de esta recristalización [49].

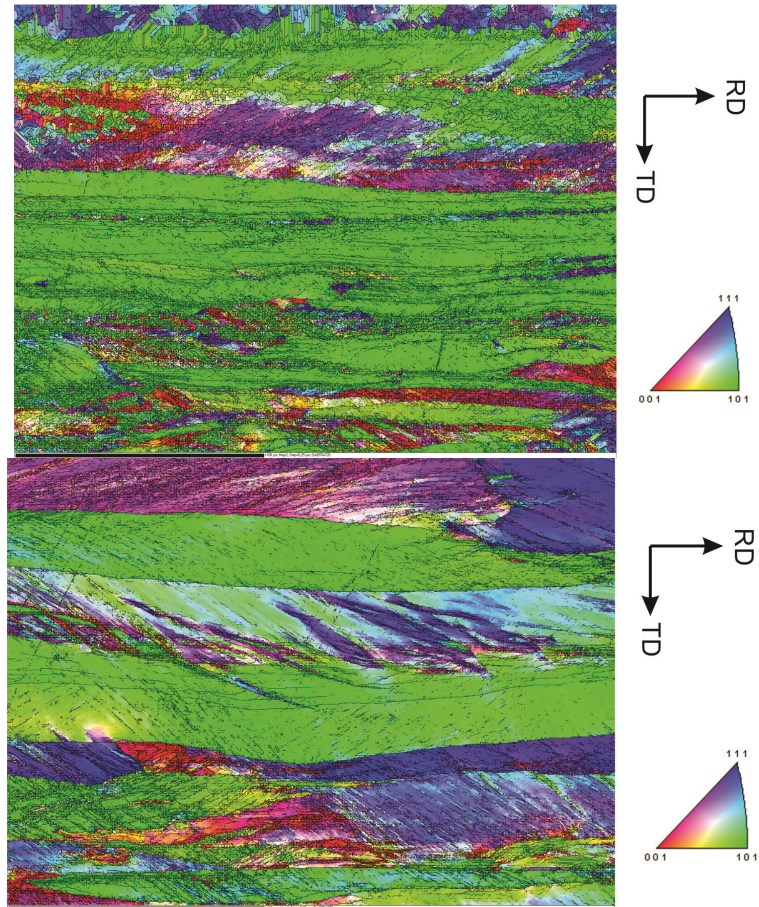


Figura 4. 15. Figura inversa de polos en la dirección transversal de la muestra S25 (superior) y S30 (inferior).

Los ODF de las muestras en dirección transversal se muestran en la Figura 4.16.

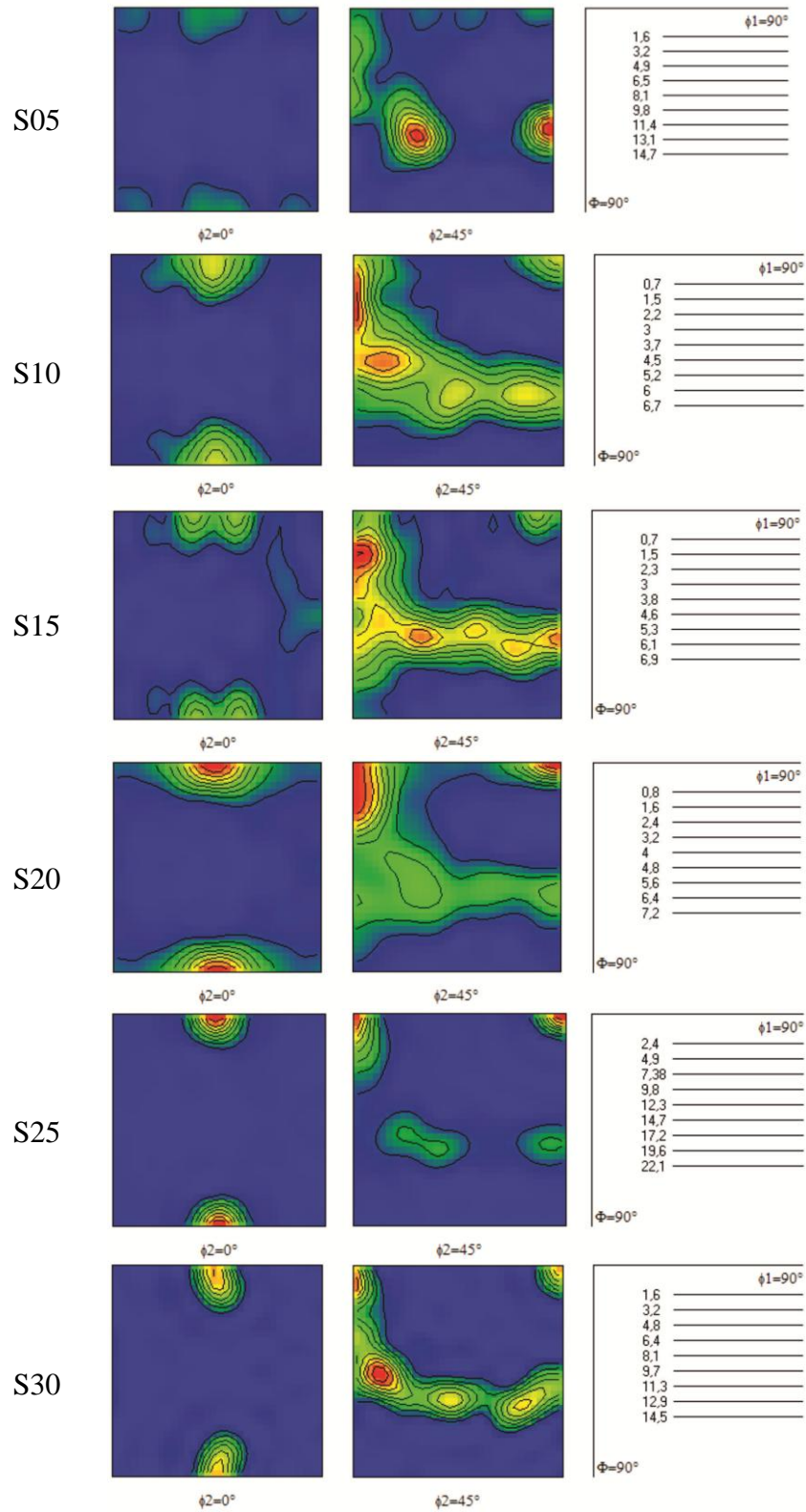


Figura 4. 16. . ODF's de las muestras en dirección transversal con $\phi_2 = 0$ y 45° tras la tercer laminación.

La textura obtenida tras este programa de laminación, en la dirección normal a la laminación, se resume en las siguientes figura.

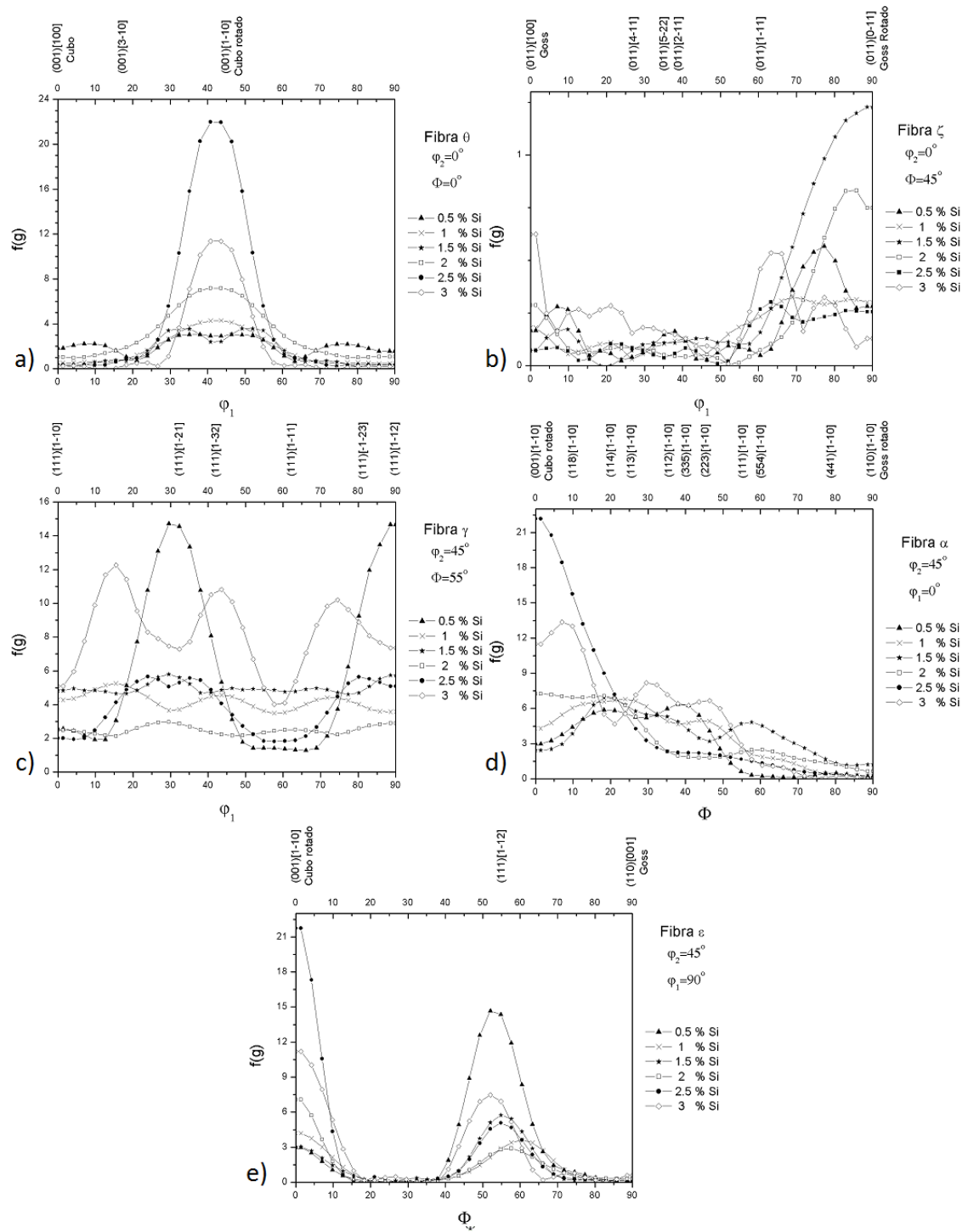


Figura 4. 17. Comportamiento de las componentes de textura a lo largo de las fibras importantes: a) fibra θ , b) fibra ζ , c) fibra γ , d) fibra α y e) fibra ϵ . En la dirección transversal a la superficie de laminación.

La intensidad de la componente Goss permaneció baja en todas las muestras. Como se mencionó esta componente es inestable bajo deformación plana, y en esta siendo la zona de más alta deformación, la componente casi desaparece. (Figura 4. 17 b)). Cabe mencionar que las intensidades de todas las demás componentes es notablemente mayor que las intensidades registradas en el análisis de la dirección normal. Nuevamente, los granos de esta región sufren una mayor deformación.

Después de la laminación en frío, es común encontrar un incremento en la fracción de la componente Cubo rotado y la componente (111)[112] de la fibra γ . Las demás componentes a lo largo de las fibras α y γ se ven opacadas en comparación a las intensidades de las componentes mencionadas.

Sin embargo, y en comparación a los resultados obtenidos en la dirección normal, en general, las intensidades de la componente Cubo rotado fueron mayores que las de la componente (111)[112]. Esto es gracias a la presencia de las bandas de deformación obtenidas durante la segunda laminación en caliente. Como se mencionó, estas bandas se encuentran en los granos orientados en {111} que al ser deformados, causan la rotación a lo largo de $\langle 110 \rangle$ paralelo a la dirección transversal. Por lo tanto, tras esta laminación, las bandas de deformación en caliente promovieron el incremento en la componentes de la fibra α , específicamente la componente Cubo rotado [30].

CAPÍTULO 5

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

- ❖ Todos las muestras presentaron granos equiaxiales en la sección transversal después del primer programa de laminación. El nivel de deformación y temperatura permitieron una recuperación de la microestructura.
- ❖ Tras el segundo programa de laminación, los granos equiaxiales sólo se encontraron en la superficie de laminación. El tamaño de estos granos fueron considerablemente inferiores a los registrados ras el primer programa. La presencia de las componentes con $\{111\} // ND$, el nivel de deformación, y la temperatura de laminación dan indicio de que el metal recristalizó, y el enfriamiento no permitió que los granos crecieran.
- ❖ La muestra S25 registró un tamaño de grano superior al de las demás muestras tras ambos programas de laminación, lo cual puede llevar a una mejora en las propiedades magnéticas.

- ❖ Se encontró una mejora en la textura de todas las muestras tras el segundo programa de laminación. La laminación en las regiones α -Fe y $\alpha+\gamma$ -Fe, presentaron un efecto positivo en la formación de la componente Goss en las muestras S05 y S10. La intensidad de las componentes Cubo y Cubo rotado se incrementaron con el contenido de Si.
- ❖ Los efectos microestructurales del segundo programa de laminación tuvieron repercusiones positivas en la textura tras la laminación en frío. Las bandas de deformación en caliente creadas permitieron un equilibrio positivo entre las componentes $\{001\} // ND$ y $\{111\} // ND$.
- ❖ El tamaño de grano de las bandas de deformación en caliente, permitió la generación de bandas de corte dentro de las bandas de deformación durante la laminación en frío. A su vez, este tamaño de grano promueve la formación de granos orientados en $\{100\} // ND$.
- ❖ La presencia de las bandas de corte a 35° de la dirección de laminación es importante para la formación de las componentes Goss y Cubo durante la recristalización secundaria.
- ❖ Las bandas de corte encontradas formadas en la laminación en frío, generan lugares para la nucleación de la componente Goss. También, la presencia de estas bandas de deformación hace que se reduzca la fracción de área de frontera de grano, la cual presenta un lugar para nucleación de $\{111\} // ND$ durante la recristalización secundaria. Entre mayor sean las bandas de deformación y los granos, menor generación de las componentes a lo largo de la fibra γ .
- ❖ Todos estos factores llevan a la suposición de que la textura generada tras estos procesos termomecánicos pueda mejorarse tras el tratamiento térmico adecuado. Con un control de temperatura y velocidades de enfriamiento se puede evitar que la fracción orientada en Cubo rotado no genere una cantidad negativa de granos orientados en $\{111\} // ND$. La gran fracción de $\{111\} // ND$ presente, sirve como lugar de nucleación de granos orientados en Goss, lo cual lleva a una mejora de las propiedades magnéticas del material. Las bandas de defromación, tras el último tratamiento térmico, reducen la fracción de fibra γ la cual es indeseable en el producto final.

BIBLIOGRAFÍA

[1] Olaf Engler, Valeria Randle. Introduction to texture analysis. Macrotecture, microtexture and orientation mapping. Second edition. CRC Press (2010).

[2] www.dierk-raabe.com

[3] Grain-oriented silicon electrical steel from Italy and Japan. U.S. International trade commission. Publication 2778 (1994).

[4] Elements of etallurgy and engineering alloys. ASM International (2008).

[5] B. Verlinden, J. Driver, I. Samajdar, R. Doherty. Thermo-mechanical processing of metallic materials. Pergamon Materials Series. Fist edition. Elsevier (2007).

[6] www.steeluniversity.org

[7] F.J. Humphreys, M. Hatherly. Recrystallization and related annealing phenomena. Second edition. Elsevier (2004).

[8] C.-K. Hou, Effect of hot band temper rolling strain on the magnetic properties of low-carbon electrical steels, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 162 (1996) 294 - 300.

- [9] N. Takahashi, Y. Suga, H. Kobayashi, Recent developments in grain-oriented silicon steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 160 (1996) 98 -101.
- [10] M. Mekhiche, T. Waeckerlé, B. Cornut, A metallurgical and magnetic study of {100} textured soft magnetic sheets, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 160 (1996) 125 - 126.
- [11] H. Yashiki, T. Fukagawa, Secondary recrystallization behavior in grain-oriented 2.3% Si-1.7% Mn steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 160 (1996) 127-128.
- [12] M. Nakano, K. Ishiyama, K.I. Arai, H. Fukunaga, Relationship between rolling direction and texture in thin grain-oriented 3% silicon sheets, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 196 - 197 (1999) 344 - 345.
- [13] S.H. Lee, D.N. Lee, Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled steels sheets, *International Journal of Mechanical Sciences*, 43 (2001) 1997 - 2015.
- [14] T.Nakayama, N.Honjou, T.Minaga, H.Yashiki, Effects of manganese and sulfur contents and slab reheating temperatures on the magnetic properties of non-oriented semi-processed electrical steel sheet, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 234 (2001) 55 - 61.
- [15] J.Y. Park, et al, Influence of primary annealing condition on texture development in grain oriented electrical steels, *Acta Materialia*, 50 (2002) 1825 - 1834.
- [16] Y. Hayakawa, M. Kurosawa, Orientation relationship between primary and secondary recrystallized texture in electrical steel, *Acta Materialia* 50 (2002) 4527 - 4534.
- [17] R. PremKumar, I. Samajdar, N.N. Viswanathan, V. Singal, V. Seshadri, Relative effect(s) of texture and grain size on magnetic properties in a low silicon non-grain oriented electrical steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 264 (2003) 75 - 85.

- [18] T. Ros-Yañez, Y. Houbaert, O. Fischer, J. Schneider, Production of high silicon steel for electrical applications by thermomechanical processing, *Journal of Materials Processing Technology*, 141 (2003) 132 - 137.
- [19] T. Ros-Yañez, D. Ruiz, J. Barros, Y. Houbaert, Advances in the production of high-silicon electrical steel by thermomechanical processing and by immersion and diffusion annealing, *Journal of Alloy and Compounds*, 369 (2004) 125 - 130.
- [20] D. Moseley, Y. Hu, V. Randle, T. Irons, Role of silicon content and final annealing temperature on microtexture and microstructure development in non-oriented silicon steel, *Materials Science and Engineering A*, 392 (2005) 282 - 291.
- [21] Y. Houbaert, T. Ros-Yañez, A. Monsalve, J.B. Lorenzo, Texture evolution in experimental grades of high-silicon electrical steel, *Physica B*, 384 (2006) 310 - 312.
- [22] J.-A. Wang, B.-X. Zhou, M.-Y. Yao, Q. Li, W.-J. Chen, Formation and control of sharp {100} <021> texture in electrical steel, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 13-2 (2006) 54 - 58.
- [23] E.J. Hilinski, Recent developments in semiprocessed cold rolled magnetic lamination steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 304 (2006) 172 - 177.
- [24] D. Dorner, S. Zaefferer, L. Lahn, D. Raabe, Overview of microstructure and microtexture development in grain-oriented silicon steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 304 (2006) 183 - 186.
- [25] R. Takanohashi, F.J.G. Landgraf, Effect of hot-band grain size and intermediate annealing on magnetic properties and texture of non-oriented silicon steels, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 304 (2006) e608 - e610.
- [26] J. Hunady, M. Cerník, E.J. Hilinski, M. Predmersky, A. Magurová, Influence of chemistry and hot rolling conditions on high permeability non-grain oriented silicon steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 304 (2006) e620 - e623.

- [27] D. Dorner, S. Zaefferer, D. Raabe, Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe3%Si single crystal, *Acta Materialia*, 55 (2007) 2519 - 2530.
- [28] A. Chaudhury, et al, Low silicon non-grain-oriented electrical steel: Linking magnetic properties with metallurgical factors, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 313 (2007) 21 - 28.
- [29] S.K. Chang, Texture change from primary to second recrystallization by hot-band normalizing in grain-oriented silicon steels, *Materials Science and Engineering A*, 452 - 453 (2007) 93 - 98.
- [30] M.A. Cunha, S.C. Paolinelli, Low core loss non-oriented silicon steels, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 320 (2008) 2485 - 2489
- [31] Z. Xia, Y. Kang, Q. Wang, Developments in the production of grain-oriented electrical steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 320 (2008) 3229 - 3233.
- [32] S.C. Paolinelli, M.A. Cunha, A.B. Cota, The influence of shear bands on final structure and magnetic properties of 3% Si non-oriented silicon steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 320 (2008) e641 - e644.
- [33] C. Gheorgies, A. Doniga, Evolution of texture in grain oriented silicon steels, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 4 - 16 (2009) 78 - 83.
- [34] C.-S. Li, H. Yang, Y.-F. Wang, Y.-M. Yu, Texture of hot rolled strip for Fe-3Si steel produced by thin slab casting and rolling, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 12 - 17 (2010) 46 - 53.
- [35] M.-C. Tsai, Y.-S. Hwang, The quenching effects of hot band annealing on grain-oriented electrical steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 322 (2010) 2660 - 2695.
- [36] D.S. Petrovic, B. Markoli, M. Ceh, The nanostructure of non-oriented electrical steel sheets, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 322 (2010) 3041 - 3048.

- [37] Y.F. Liang, F. Ye, J.P. Lin, Y.L. Wang, G.L. Chen, Effect of annealing temperature on magnetic properties of cold rolled high silicon steel thin sheet, *Journal of Alloys and Compounds*, 491 (2010) 268 - 270.
- [38] V. Stoyka, F. Kovac, O. Stupakov, I. Petryshymets, Texture evolution in Fe-3% Si steel treated under unconventional annealing conditions, *Materials Characterization*, 61 (2010) 1066 - 1073.
- [39] H. Liu, Z. Liu, C. Li, G. Cao, G. Wang, Solidification structure and crystallographic texture of strip casting 3 wt.% Si non-oriented silicon steel, *Materials Characterization*, 62 (2011) 463 - 468.
- [40] J.L. Liu, Y.H. Sha, F. Zhang, J.C. Li, Y.C. Yao, L. Zuo, Development of {210} <001> recrystallization texture in Fe-6.5 wt.% Si thin sheets, *Scripta Materialia*, 65 (2011) 292 - 295.
- [41] E.J. Gutiérrez-Castañeda, A. Salinas-Rodríguez, Effect of annealing prior to cold rolling on magnetic and mechanical properties of low carbon non-oriented electrical steels, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 323 (2011) 2524-2530.
- [42] H. Liu, Z. Liu, G. Cao, C.L. Wang, Microstructure and texture evolution of strip casting 3 wt% Si non-oriented silicon steel with columnar structure, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 323 (2011) 2648-2651.
- [43] S. Silva, S. da Costa, A. Barros, Influence of thermomechanical processing on shear bands formation and magnetic properties of a 3% Si non-oriented electrical steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 323 (2011) 3234-3238.
- [44] I. Infante Danzo, K. Verbeken, Y. Houbaert, Microstructure of hot dip coated Fe-Si steels, *Thin Solid Films*, 520 (2011) 1638-1644.
- [45] C.-S. Li, H. Yang, Y.-F. Wang, Y.-M. Yu, Texture of cold rolled strip of Fe-3Si steel produced by thin slab casting and rolling, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 18(2) (2011) 40-46.

- [46] P. Rodríguez Calvillo, Y. Houbaert, R. Petrov, L. Kestens, R. Colás, High temperature deformation of silicon steel, *Materials Chemistry and Physics*, 136 (2012) 710-719.
- [47] Y. Zhang, et al, Microstructure, texture and magnetic properties of strip-cast 1.3% Si non-oriented electrical steels, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 324 (2012) 3328-3333.
- [48] L. cheng, P. Yang, Y. Fang, W. Mao, Preparation of non-oriented silicon steel with high magnetic induction using columnar grains, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 324 (2012) 4068-4072.
- [49] T. Nguyen-Minh, J.J. Sidor, R.H. Petrov, L.A.I. Kestens, Occurrence of shear bands in rotated Goss ($\{110\}\langle 110\rangle$) orientations of metals with bcc crystal structure, *Scripta Materialia*, 67 (2012) 935-938.
- [50] H.-T. Liu, et al, Microstructure, texture and magnetic properties of strip casting Fe-6.2 wt%Si steel sheet, *Journal of Materials Processing Technology*, 212 (2012) 1941-1945.
- [51] L. Cheng, N. Zhang, P. Yang, W.M. Mao, Retaining $\{100\}$ texture from initial columnar grains in electrical steels, *Scripta Materialia*, 67 (2012) 899-902.
- [52] J.J. Sidor, et al, Through process texture evolution and magnetic properties of high Si non-oriented electrical steels, *Materials Characterization*, 71 (2012) 49-57.
- [53] H.-T. Liu, et al, Development of λ -fiber recrystallization texture and magnetic property in Fe-6.5 wt% Si thin sheet produced by strip casting and warm rolling method, *Materials Letters*, 91 (2013) 150-153.
- [54] Y.-Y. Shao, P. Yang, Y.-J. Fu, W.-M. Mao, Texture evolution of columnar grains in electrical steel during hot rolling, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 20(10) (2013) 99-106.

- [55] M.Z. Salih, et al, Magnetic properties and crystallographic textures of Fe 2.6% Si after 90% cold rolling plus different annealing, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 354 (2014) 105-111.
- [56] L. Xie, et al, Formation of {100} textured columnar grain structure in a non-oriented electrical steel by phase transformation, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 356 (2014) 1-4.
- [57] M.Z. Salih, et al, The effect of intermediate annealing between cold rolled steps on crystallographic texture and magnetic properties of Fe-2.6% Si, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 362 (2014)141-149.
- [58] F. Haddadi, J.-W. Cho, S.Y. Lee, The effect of chemical composition on grain structure and texture evolution of hot rough rolled carbon steels, *Materials Science and Engineering*, A607 (2014) 102-112.
- [59] H. Li, et al, Effect of normalizing cooling process on microstructure and precipitates in low-temperature silicon steel, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 24 (2014) 770-776.
- [60] H.-Z. Li, et al, Characterization of microstructure, texture and magnetic properties in twin-roll casting high silicon non-oriented electrical steel, *Materials Characterization*, 88 (2014) 1-6.
- [61] P. Rodriguez Calvillo. Deformation analysis of high Si-steel during torsion and compression testing. Tesis de doctorado. Universidad de Gante, Bélgica. Noviembre de 2007.
- [62] Dagoberto Silva. Laminación en caliente y frío de aceros al silicio para aplicaciones eléctricas. Tesis de maestría. Universidad Autónoma de Nuevo León. Mayo de 2012.
- [63] Landolt-Bornstein, Group IV Physical Chemistry, Volume 5e, 1995, 1-6.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. 1. Módulo elástico de un acero monocristalino como función de la dirección del cristal. Los valores difieren del valor de 210 GPa (línea punteada), obtenido del material policristalino [1].	10
Figura 2. 1. Ilustración de la orientación a) aleatoria y b) orientada de los granos [2].	14
Figura 2. 2. Diagrama del proceso industrial para el acero eléctrico de grano orientado.	16
Figura 2. 3. Diagrama del proceso industrial para el acero eléctrico de grano no orientado [4,5].	18
Figura 2. 4. Diagrama de la evolución microestructural durante la laminación en caliente [5].	19
Figura 2. 5. Diagrama general del proceso de laminación [5].	21
Figura 2. 6. Relación entre el sistema de coordenadas de la muestra RD,TD,ND (para un producto laminado) y el sistema de coordenadas del cristal 100,010,001. Los cosenos de los ángulos $\alpha_1, \beta_1, \gamma_1$ dan la primera fila de la matriz de orientación [1].	25
Figura 2. 7. Esquema de la relación entre los ejes del cristal y la muestra para la orientación Goss 110001 , en la que 110 es paralelo a la dirección normal de la muestra ND y 001 es paralelo a la dirección de laminación de la muestra RD [1].	28
Figura 2. 8. Orientación del plano basal 0001 en un cristal hexagonal. La posición del polo 0001 en la esfera de referencia, tomando en cuenta el sistema externo; se describe con los dos ángulos α y β [1].	28
Figura 2. 9. Representación de los polos 100 de un cristal cubico es la proyección estereográfica. (a) El cristal en la esfera de referencia; (b) Proyección de los polos 100 en el plano ecuatorial; (c) figura del polo 100 y definición de los ángulos α y β para el polo 100 [1].	29
Figura 2. 10. Triangulo unidad de la figura inversa de polo para materiales cúbicos [1]	31
Figura 2. 11. Rotación a través de los ángulos de Euler φ_1, Φ y φ_2 [1].	32
Figura 2. 12. Secciones del espacio de Euler a $\varphi_2 = 0^\circ$ y $\varphi_2 = 45^\circ$ mostrando las principales componentes de textura.	34

Figura 2. 13. a) Formación de los patrones de Kikuchi y b) Difracción de los electrones en los planos de la muestra.	36
Figura 2. 14. a) Sección del ODF con $\varphi_2 = 45^\circ$ de un acero IF laminado en frío. b) Localización de las componentes de textura más importantes.....	38
Figura 3. 1. Diagrama de fases Fe-Si donde se señala las condiciones de los dos primeros programas de laminación [63].....	50
Figura 3. 2. Esquema de la toma de muestra.	51
Figura 3. 3. Cortadora de disco de SiC.	51
Figura 3. 4. Montadora Struers LaboPress.....	52
Figura 3. 5. Pulidora Struers LaboPol.....	53
Figura 3. 6. Microscopio electrónico Jeol JSM-G510LV.....	54
Figura 3. 7. Microscopio electrónico de barrido Jeol JSM-7001F.....	55
Figura 4. 1. Distribución del tamaño de grano de las muestras después del primer programa de laminación.....	57
Figura 4. 2. Figura inversa de polos en la dirección normal de la muestra S10 (izquierda) y S25 (derecha).	58
Figura 4. 3. Figura inversa de polos en la dirección transversal de la muestra S15 (izquierda) y S25 (derecha).	58
Figura 4. 4. ODF's de las muestras en dirección normal con $\varphi_2 = 0^\circ$ tras el primer programa de laminación.....	59
Figura 4. 5. ODF's de las muestras en dirección normal con $\varphi_2 = 45^\circ$ tras el primer programa de laminación.	60
Figura 4. 6. ODF's de las muestras en dirección transversal con $\varphi_2 = 0$ y 45° tras el primer programa de laminación.....	62
Figura 4. 7. Distribución del tamaño de grano de las muestras después del segundo programa de laminación.....	64
Figura 4. 8. IPF de la muestra S25 en dirección normal. Segunda laminación.....	66
Figura 4. 9. . ODF's de las muestras en dirección normal con $\varphi_2 = 0^\circ$ tras el segundo programa de laminación.....	67
Figura 4. 10. . ODF's de las muestras en dirección normal con $\varphi_2 = 45^\circ$ tras el segundo programa de laminación.....	68
Figura 4. 11. ODF's de las muestras en dirección transversal con $\varphi_2 = 0$ y 45° tras el segundo programa de laminación.....	71
Figura 4. 12. Figura inversa de polos en la dirección normal de la muestra S05 (superior) y S25 (inferior).....	73
Figura 4. 13. ODF's de las muestras en dirección normal con $\varphi_2 = 0$ y 45° tras la tercer laminación.....	74

Figura 4. 14. Comportamiento de las componentes de textura a lo largo de las fibras importantes: a) fibra θ , b) fibra ζ , c) fibra γ , d) fibra α y e) fibra ϵ . En la dirección normal a la superficie de laminación.....	75
Figura 4. 15. Figura inversa de polos en la dirección transversal de la muestra S25 (superior) y S30 (inferior).....	77
Figura 4. 16. . ODF's de las muestras en dirección transversal con $\varphi_2 = 0$ y 45° tras la tercer laminación.....	78
Figura 4. 17. Comportamiento de las componentes de textura a lo largo de las fibras importantes: a) fibra θ , b) fibra ζ , c) fibra γ , d) fibra α y e) fibra ϵ . En la dirección transversal a la superficie de laminación.....	79

LISTA DE TABLAS

TABLA 2. 1. . Índices de Miller y ángulos de Euler de las principales componentes de textura para metales bcc laminados [1].	37
TABLA 2. 2. Evolución microestructural y de la textura de aceros al silicio [17,33,61].	45
TABLA 3. 1. Propiedades generales de la radiación usada en la medición de textura por difracción.	48
TABLA 3. 2. Composición química de las seis aleaciones.	49
TABLA 4. 1. Resultados de los ODF's en la dirección normal. Primer laminación.	61
TABLA 4. 2. Resultados de los ODF's en la dirección transversal. Primer laminación.	63
TABLA 4. 3. Microestructuras observadas a lo largo del espesor de las muestras.	65
TABLA 4. 4. Resultados de los ODF's en la dirección normal. Segunda laminación.	69
TABLA 4. 5. Resultados de los ODF's en la dirección transversal. Segunda laminación.	72

ANEXOS

Anexo 1. Descripción detallada de las condiciones y parámetros de los procesos de laminación de las seis aleaciones.

Primer programa de laminación

Pieza

Largo: 120 - 125mm

Alto: 27 - 32mm

Ancho: 83 - 115mm

Calentamiento en horno durante 3600 segundos a 1150 °C

Primer pase

Duración: ~0.35 segundos

Distancia entre rodillos: 21 mm

Velocidad del rodillo: 0.6849 m/s

Segundo pase

Duración: ~0.4 segundos

Distancia entre rodillos: 14.7 mm

Velocidad del rodillo: 0.6709 m/s

	Etapas				
Promedio de los parámetros	Horno	Traslado	Pase 1	Traslado	Pase 2
Duración de la etapa (s)	3600	14.8	0.35	9.75	0.4
Temperatura de la pieza (°C)	1150	-	1024	-	992
Fuerza (ton)	-	-	40.22	-	39.289
Espesor de la pieza (mm)	35	35	21	21	14.7
Reducción (%)	-	-	30	-	30

Segundo programa de laminación

Pieza

Largo: 155 - 245mm

Alto: 14.7 - 15mm

Ancho: 115 - 130 mm

Calentamiento en horno durante 3600 segundos a 1150 °C

Primer pase

Duración: 0.4 segundos

Distancia entre rodillos: 6 mm

Velocidad del rodillo: 0.686 m/s

Segundo pase

Duración: 0.65 segundos

Distancia entre rodillos: 3 mm

Velocidad del rodillo: -0.67 m/s

Tercer pase

Duración: 0.95 segundos

Distancia entre rodillos: 1.8 mm

Velocidad del rodillo: 0.686 m/s

Promedio de los parámetros	Etapas						
	Horno	Traslado	Pase 1	Traslado	Pase 2	Traslado	Pase 3
Duración de la etapa (s)	3600	14.8	0.4	8.05	0.65	5.1	0.95
Temperatura de la pieza (°C)	1150	-	1001	-	915	-	840
Fuerza (ton)	-	-	74.282	-	92.788	-	101.71
Espesor de la pieza (mm)	14.7	14.7	5.88	5.88	2.94	2.94	1.764
Reducción (%)	-	-	60	-	50	-	40

Tercer programa de laminación

Pieza

Largo: 82 - 153mm

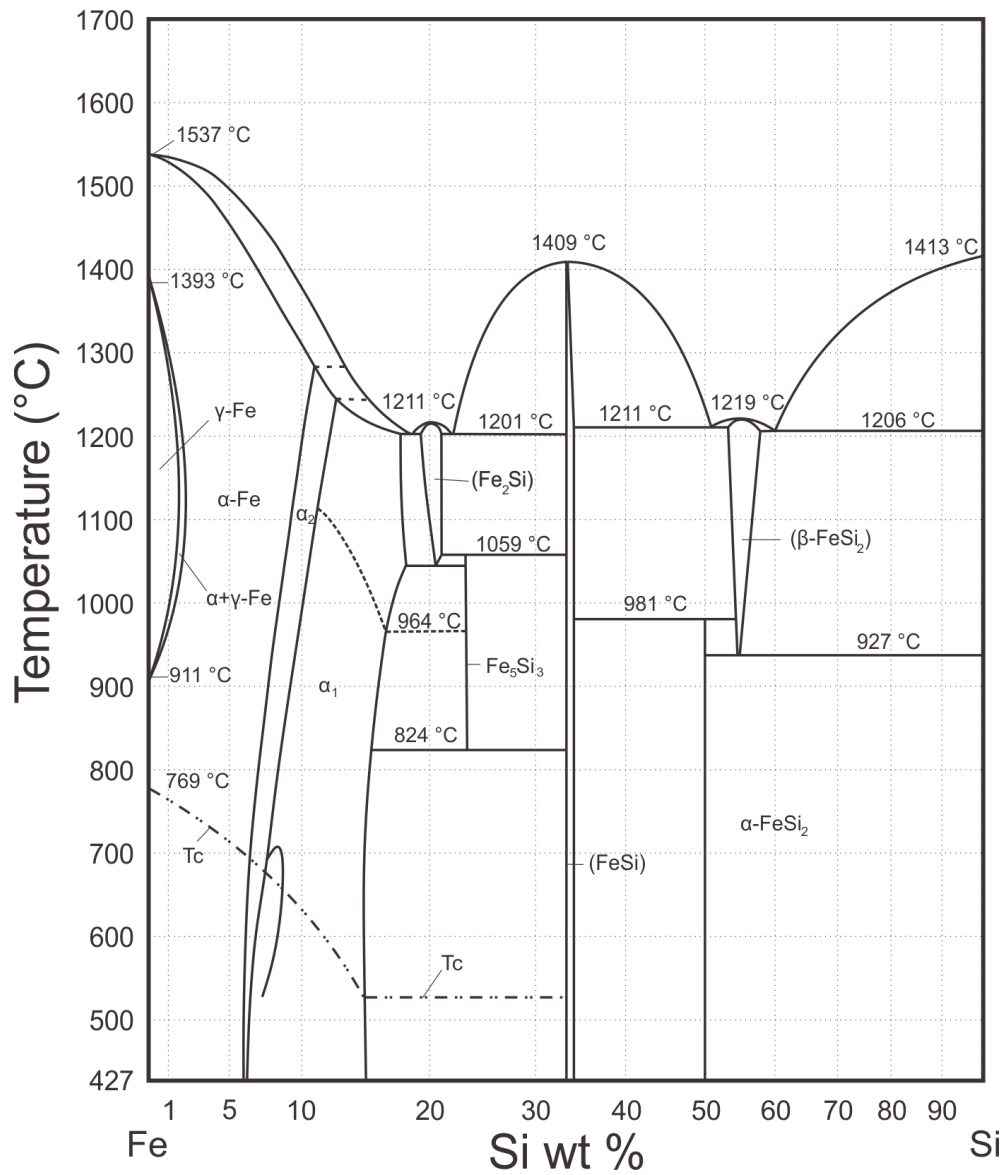
Alto: 1.8 - 2mm

Ancho: 145 - 150mm

Se realizaron de nueve a once pases para terminar con un espesor de 0.7 mm. La reducción que sufrieron las piezas en esos pases fueron de 25% en los pases iniciales y de 10% en los pases finales.

En total se obtuvo una reducción del 65%.

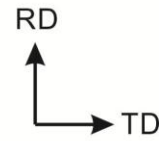
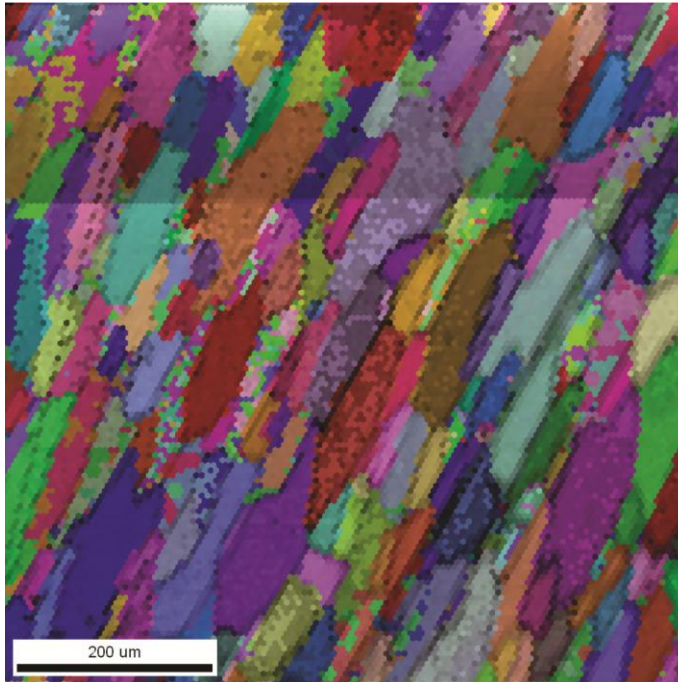
Anexo 2. Diagrama de fases completo de sistema binario Fe-Si.



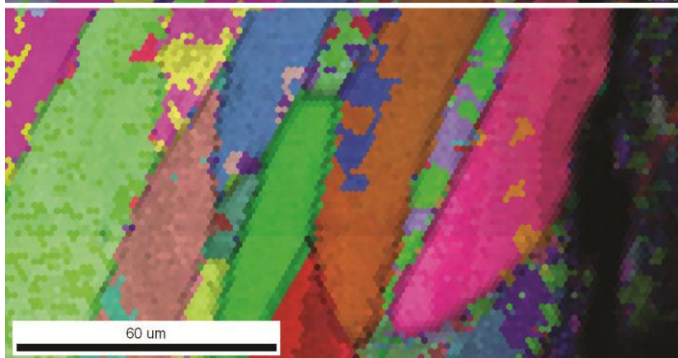
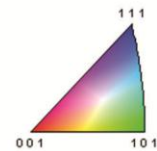
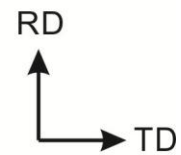
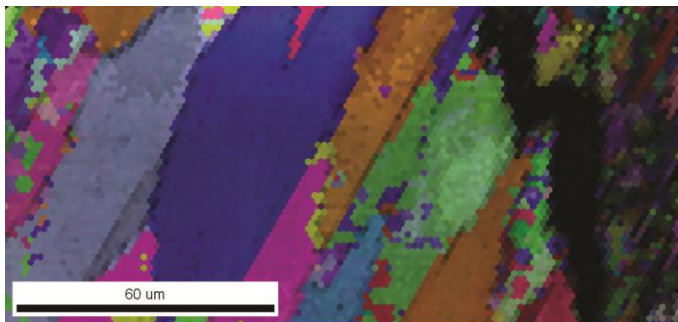
Anexo 3. Figura inversa de polo de todas las muestras.

Primer programa de laminación.

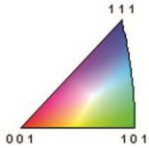
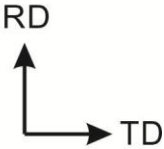
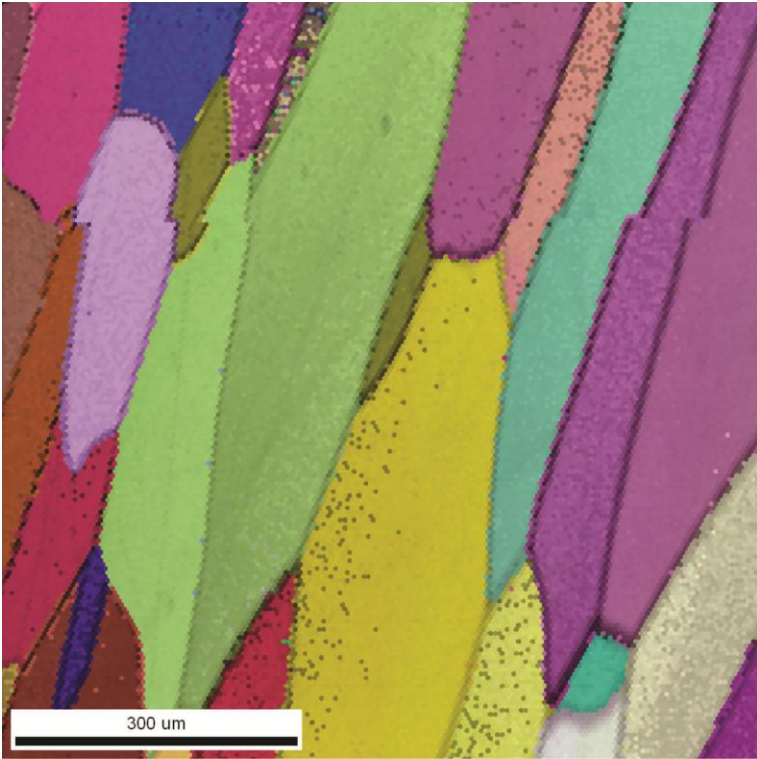
Muestra S05 ND



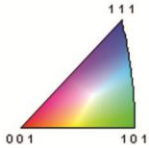
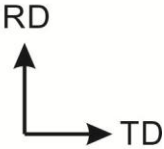
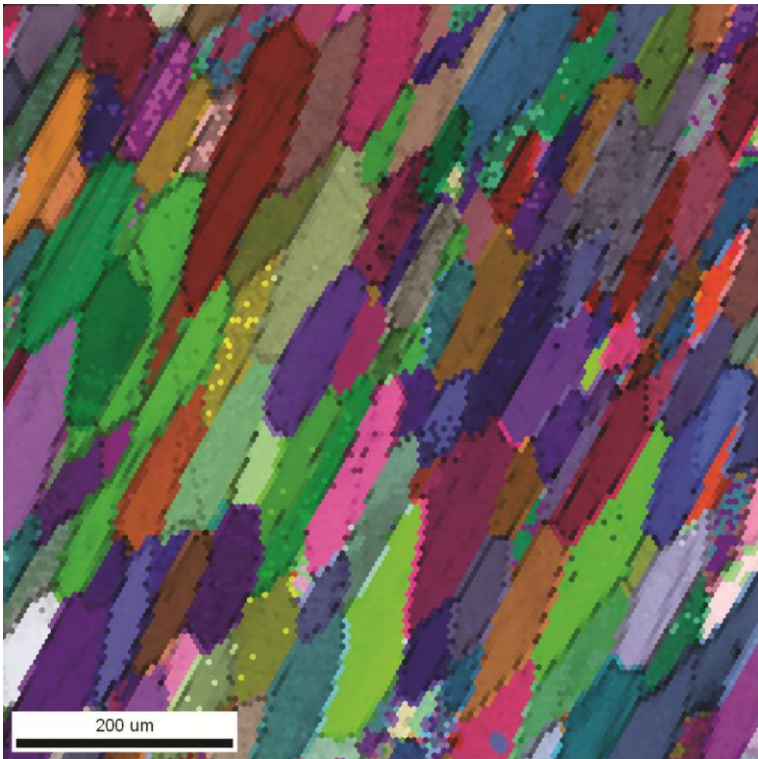
Muestra S05 TD



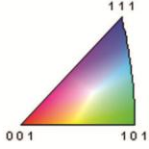
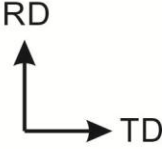
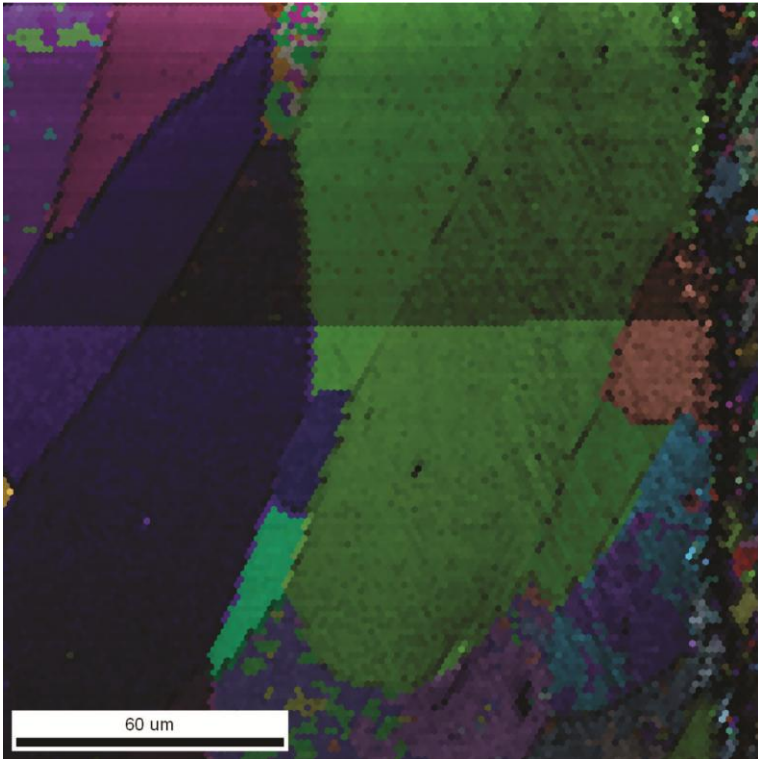
Muestra S10 ND



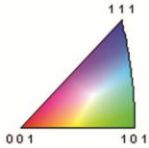
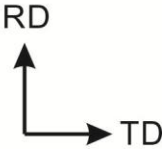
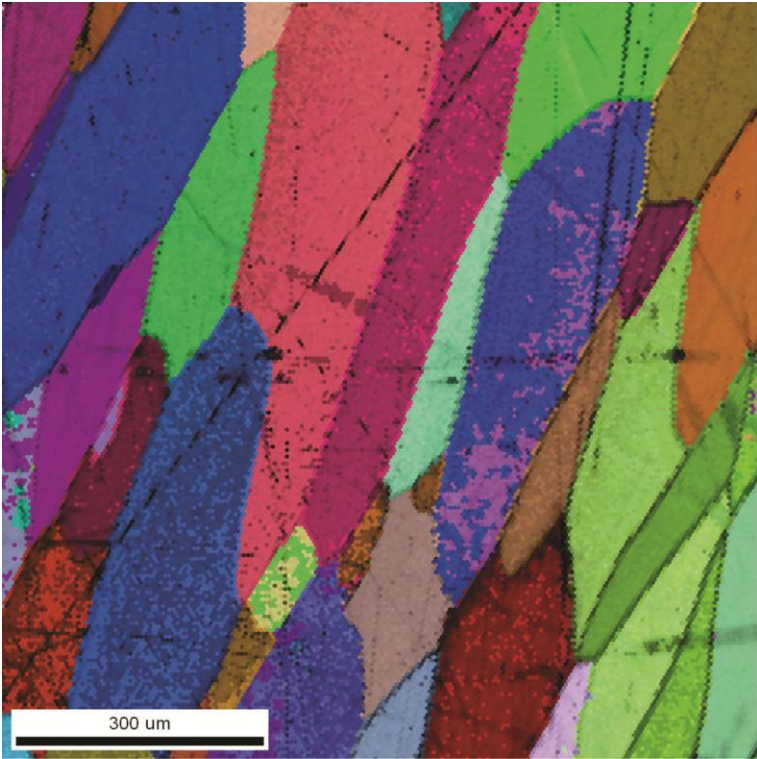
Muestra S15 ND



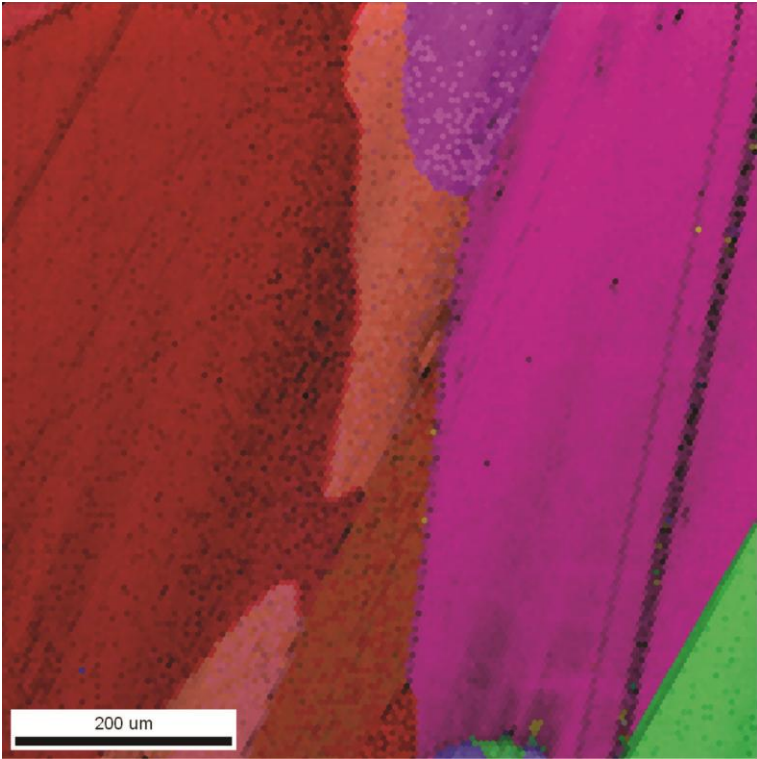
Muestra S15 TD



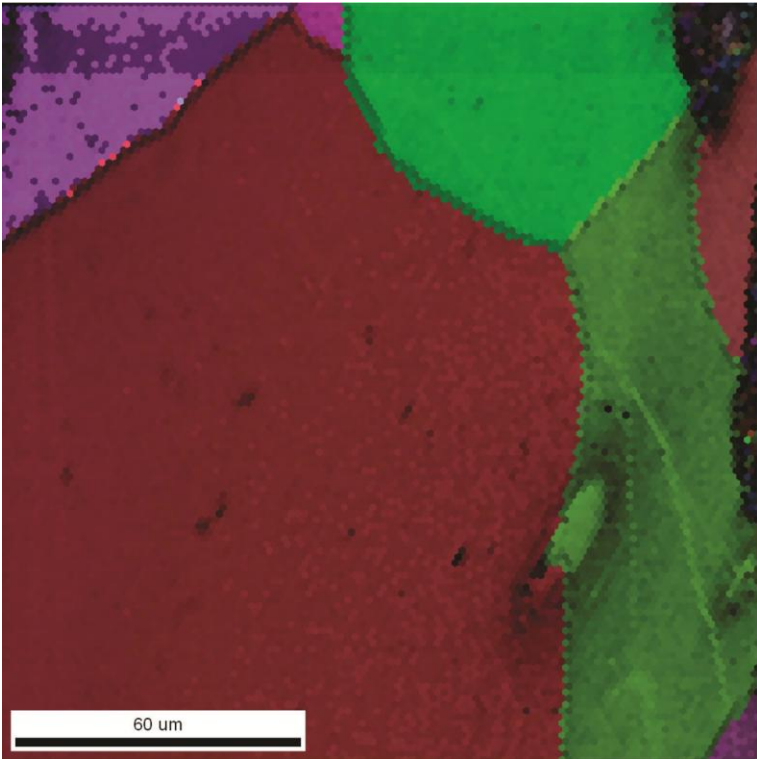
Muestra S20 ND



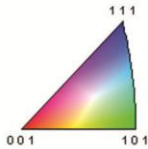
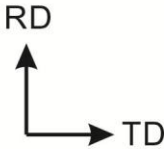
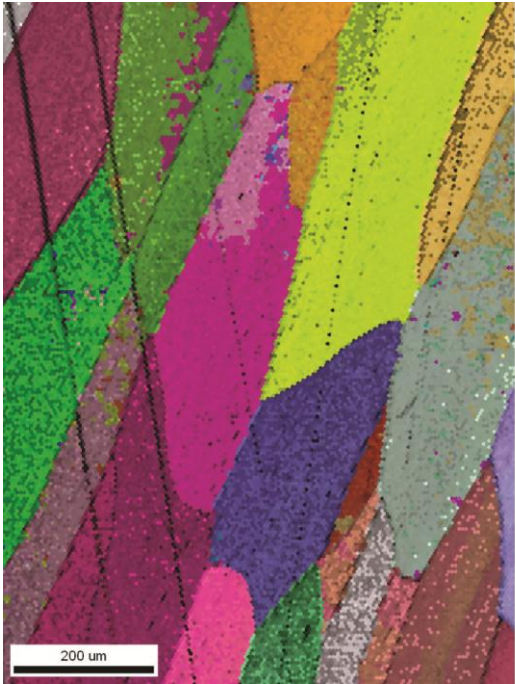
Muestra S25 ND



Muestra S25 TD

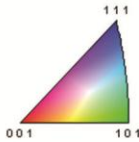
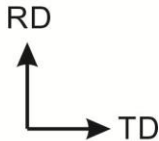
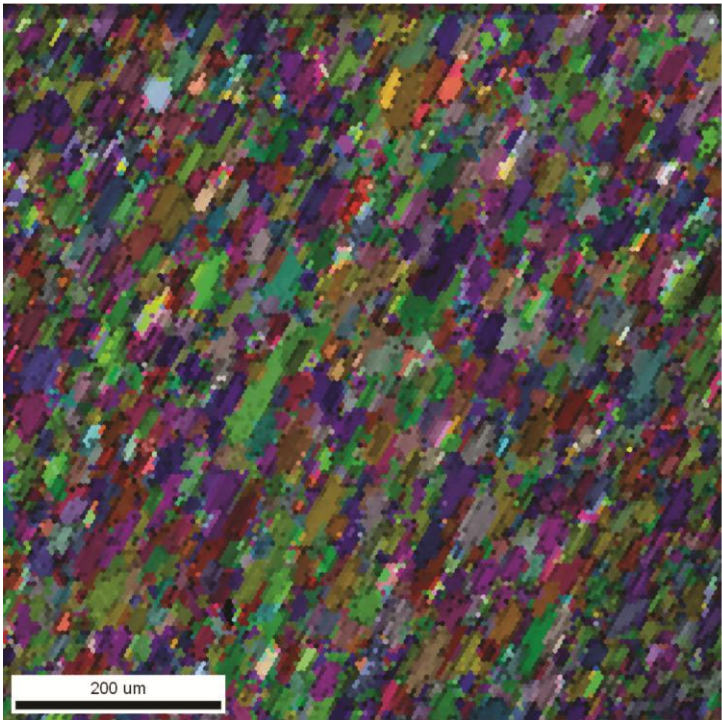


Muestra S30 ND

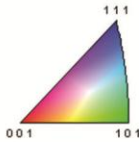
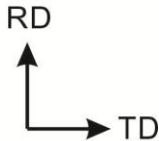
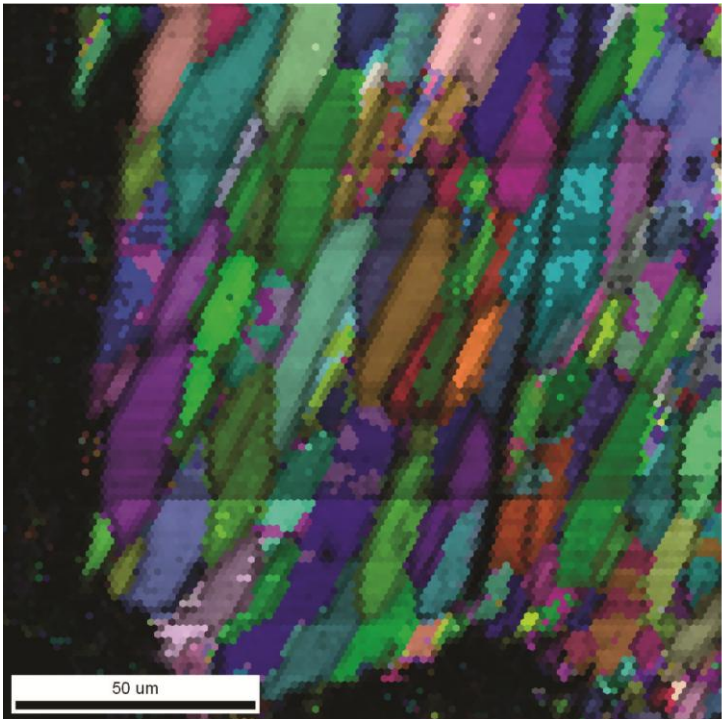


Segundo programa de laminación

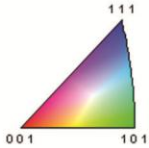
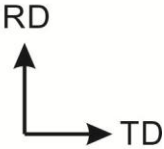
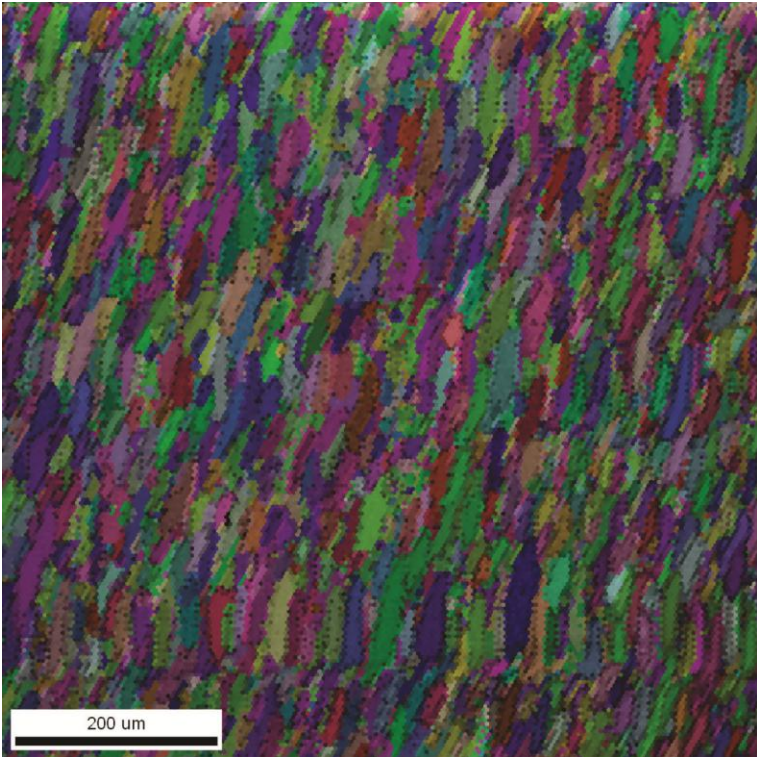
Muestra S05 ND



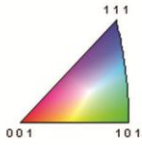
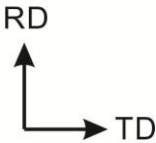
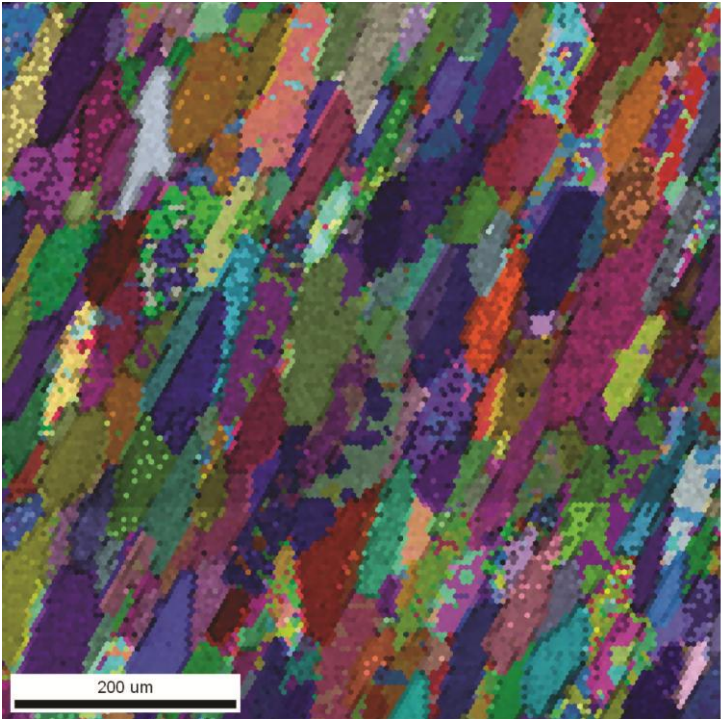
Muestra S05 TD



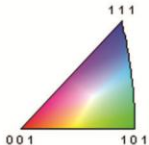
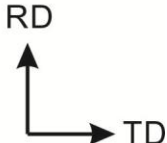
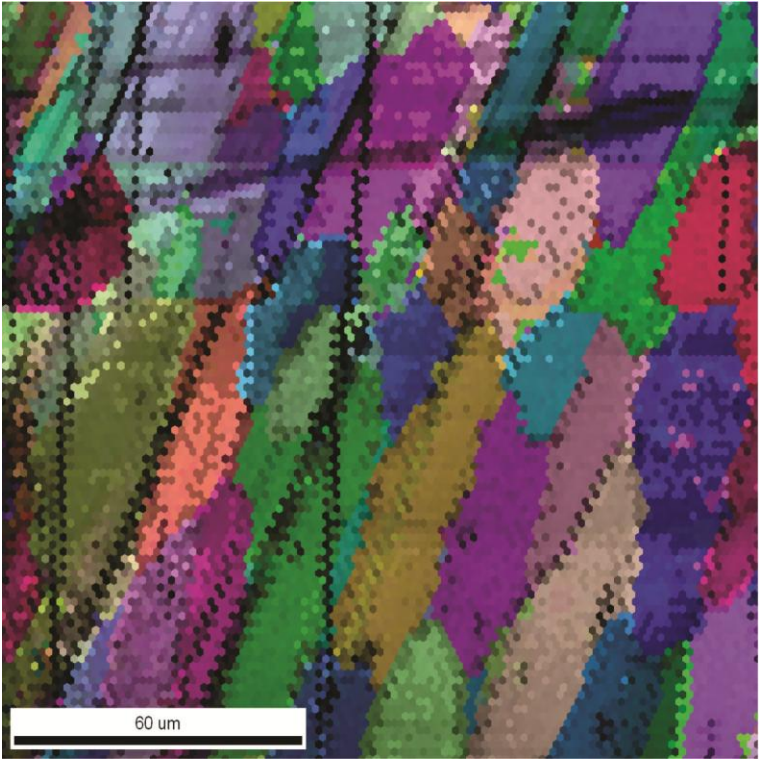
Muestra S10 ND



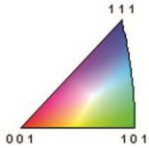
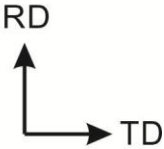
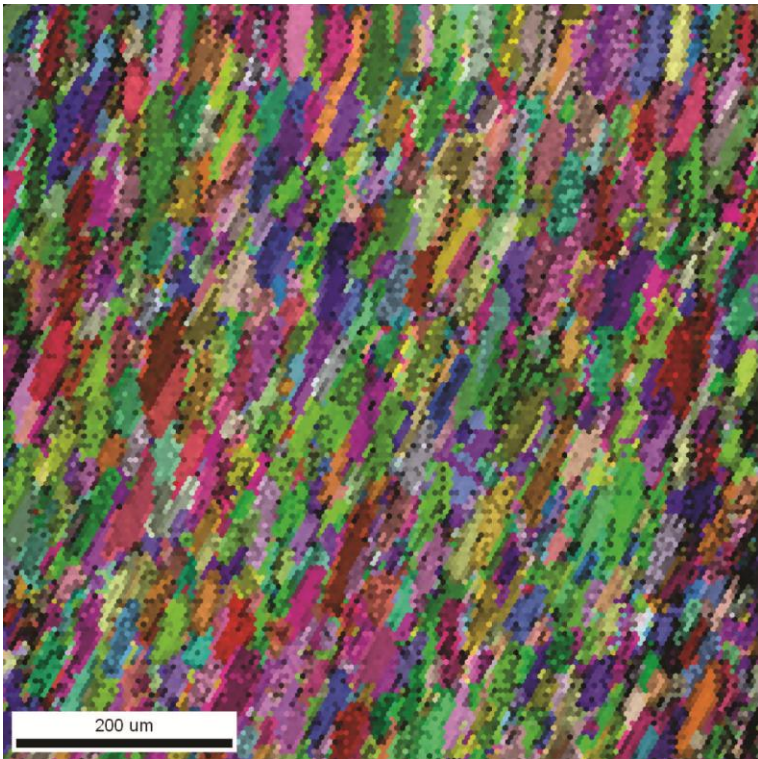
Muestra S15 ND



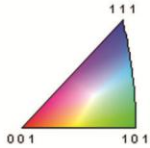
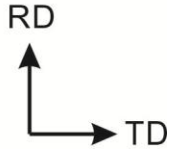
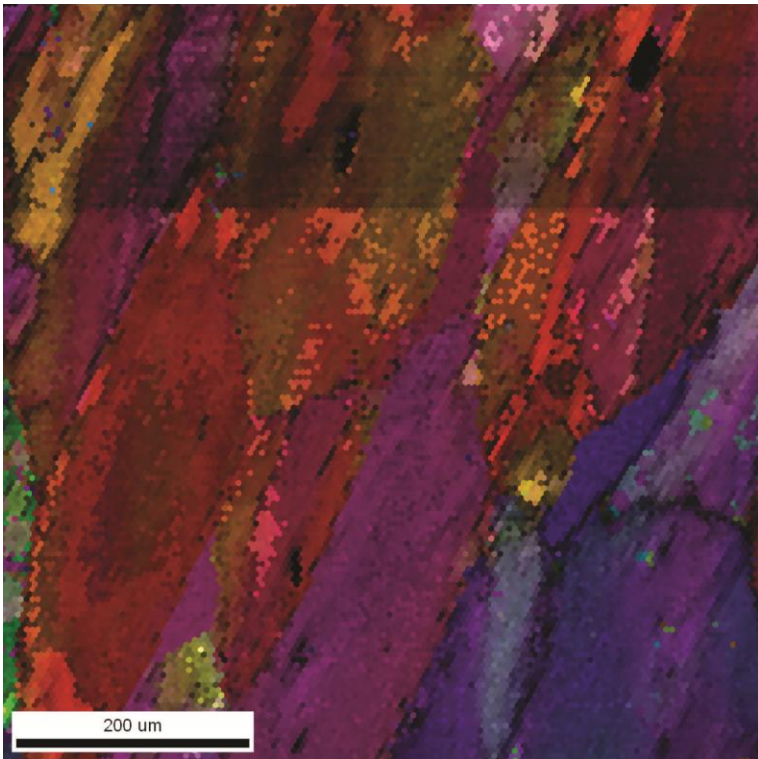
Muestra S15 TD



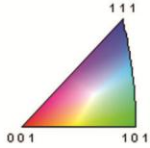
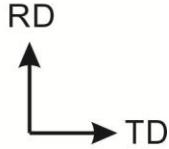
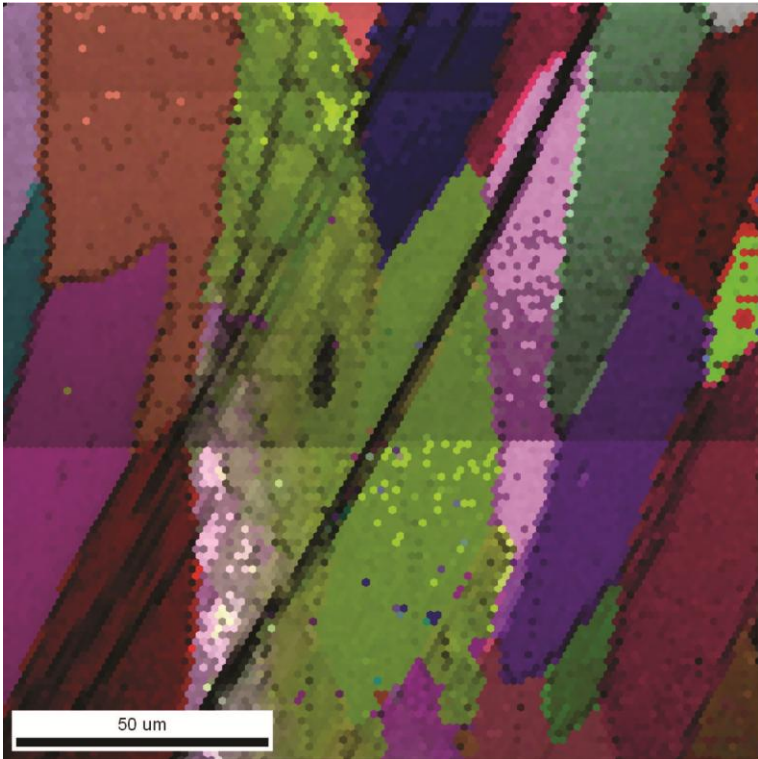
Muestra S20 ND



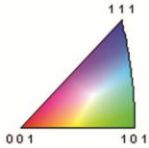
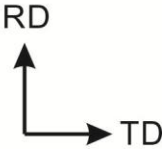
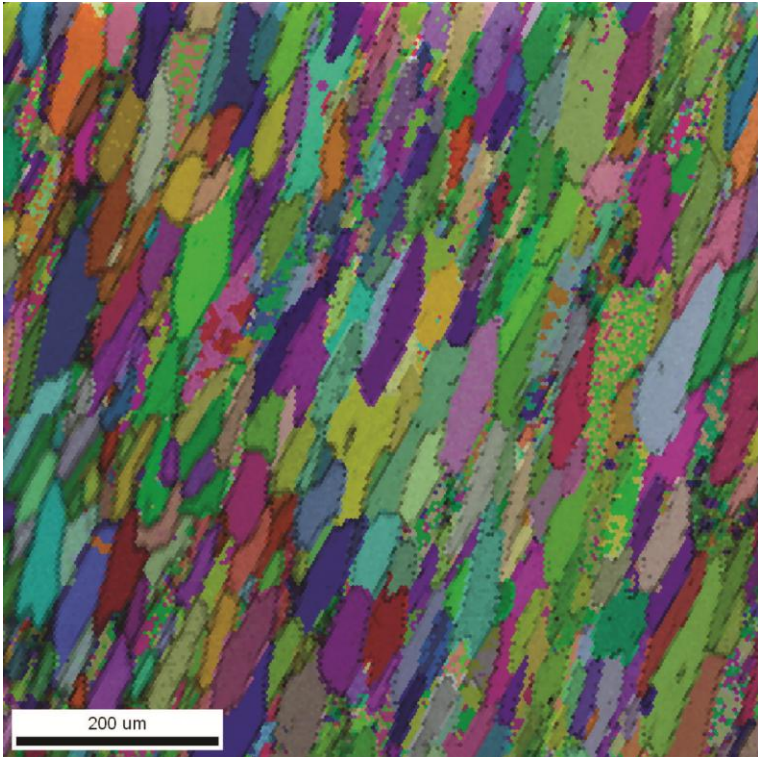
Muestra S25 ND



Muestra S25 TD

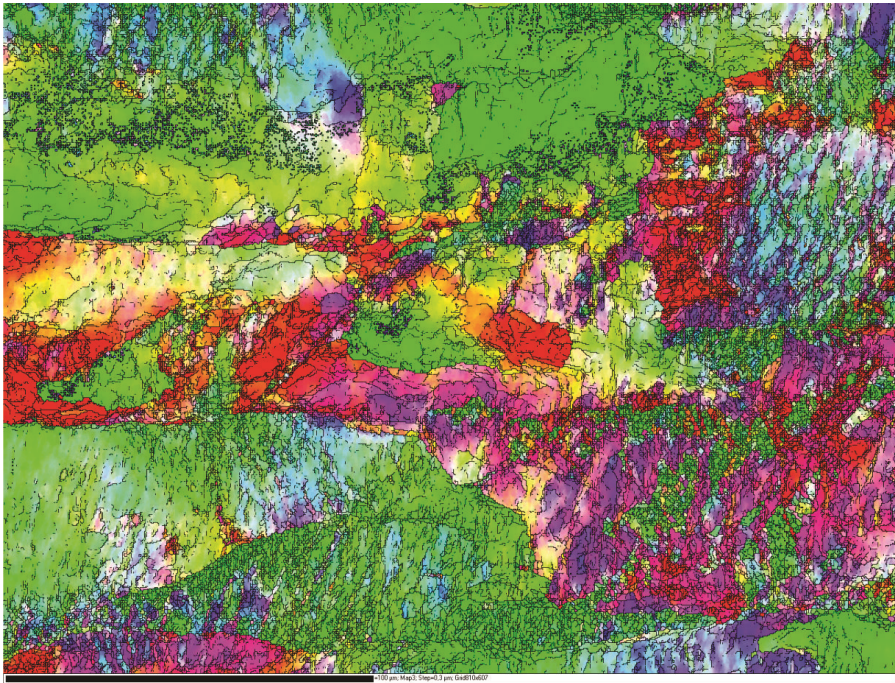


Muestra S30 ND

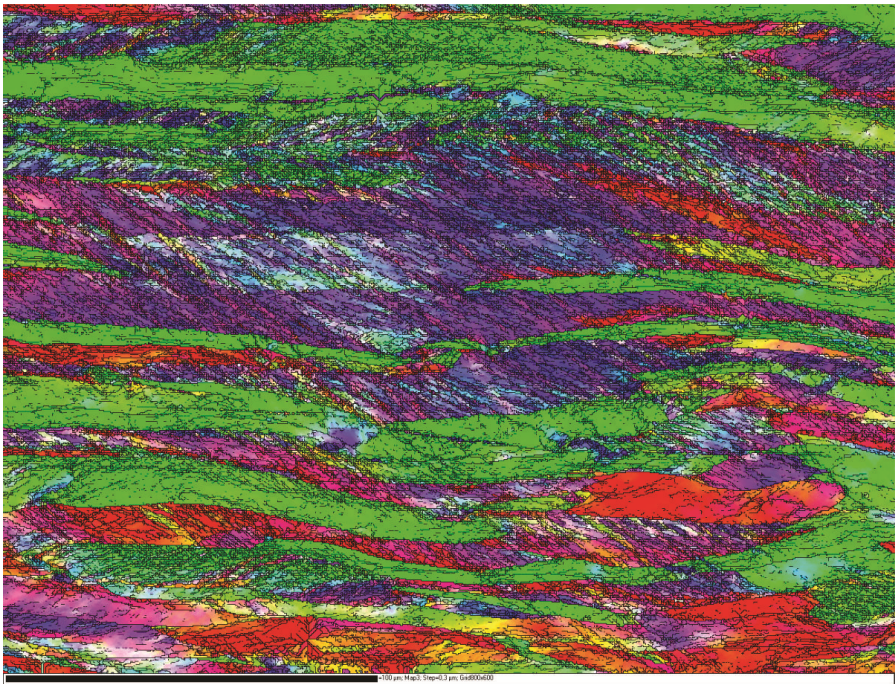


Tercer programa de laminación

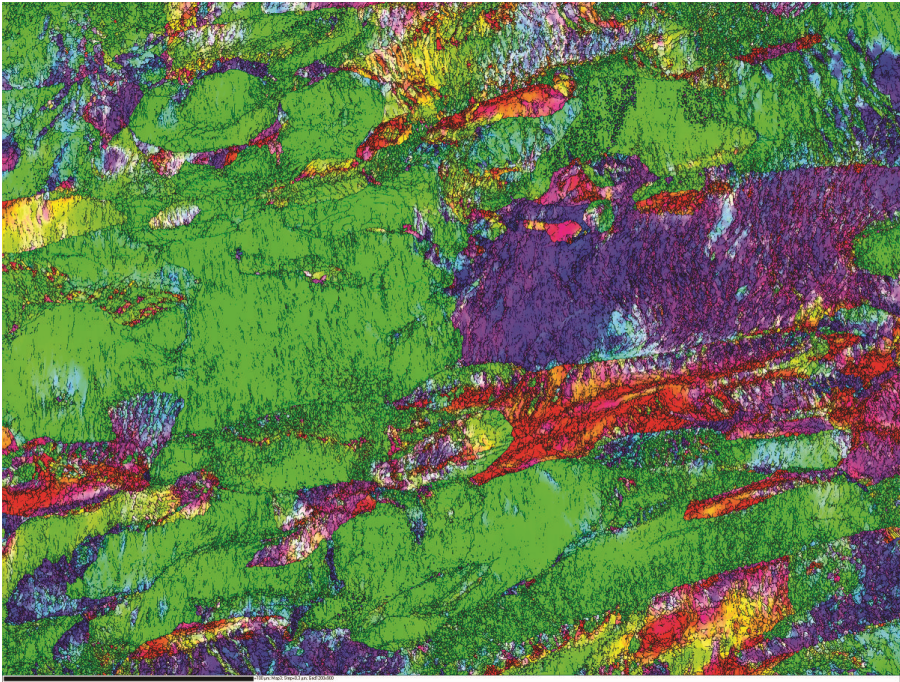
Muestra S05 ND



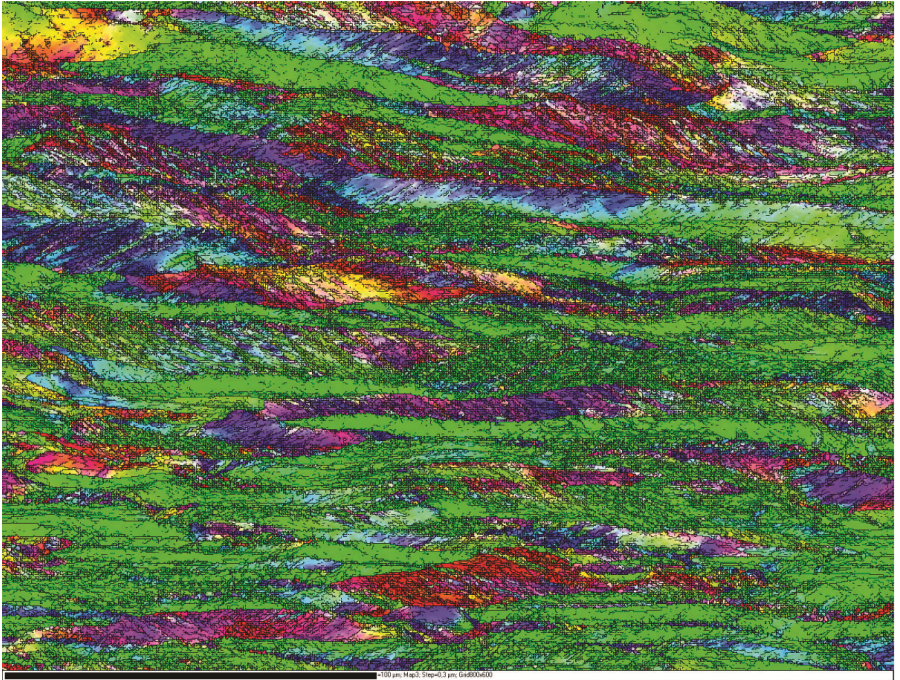
Muestra S05 TD



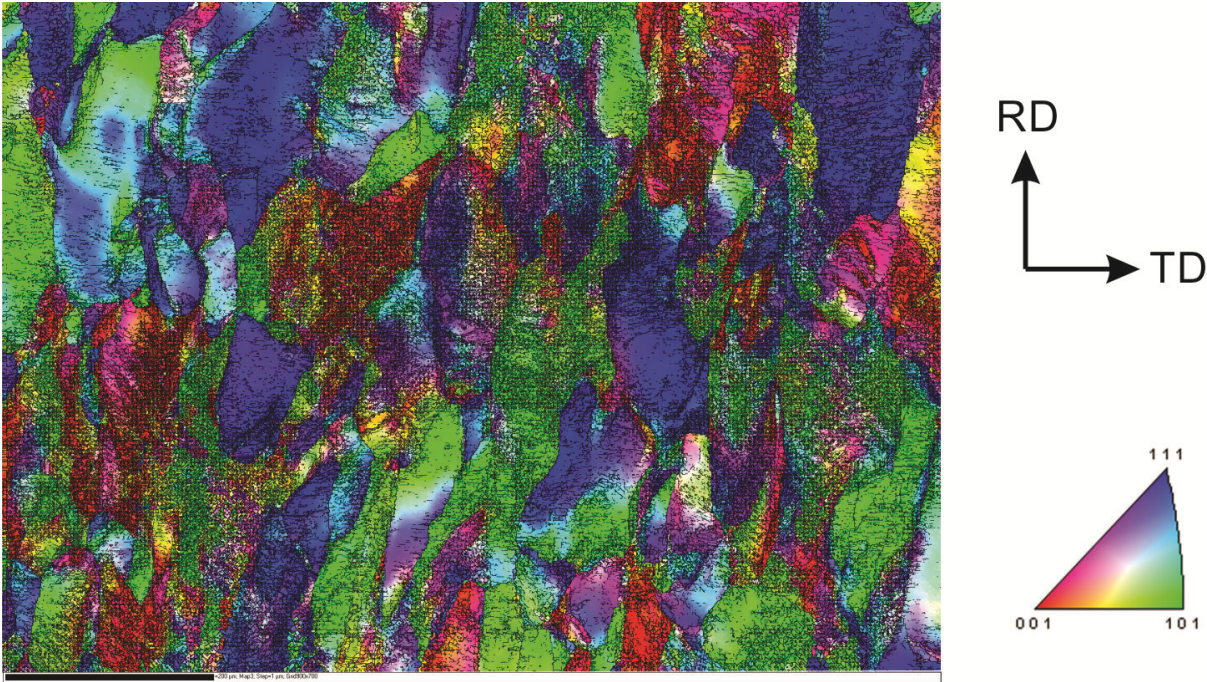
Muestra S10 ND



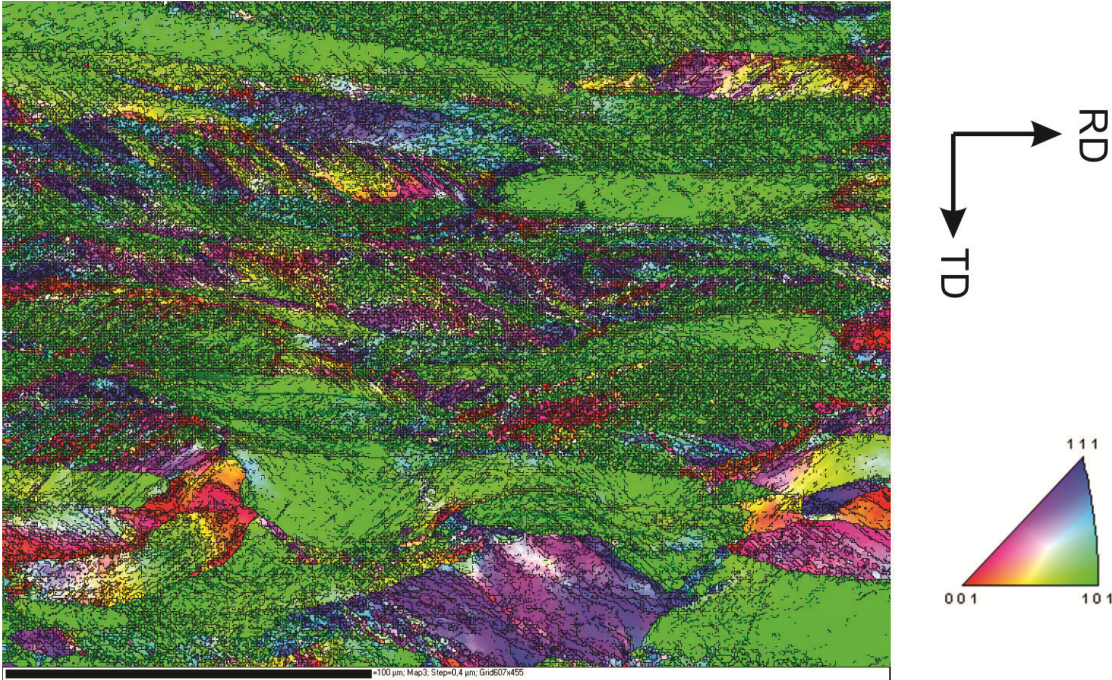
Muestra S10 TD



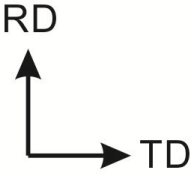
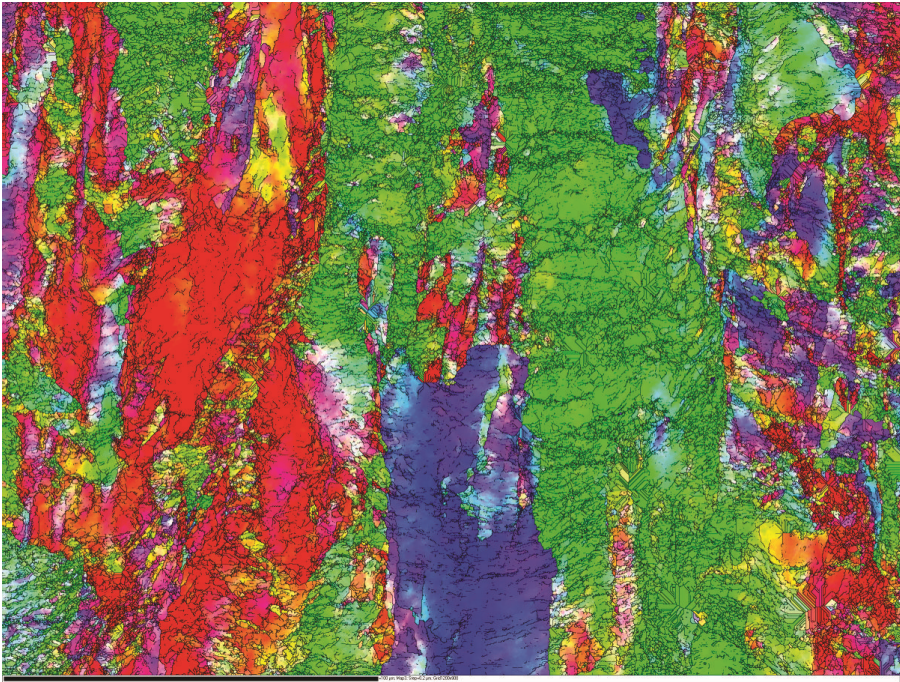
Muestra S15 ND



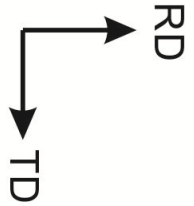
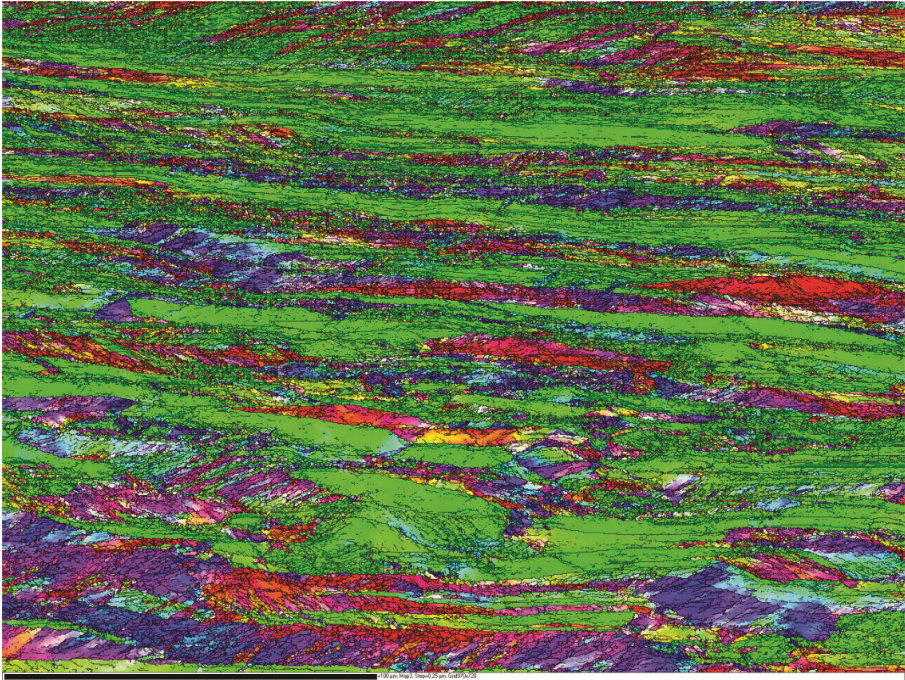
Muestra S15 TD



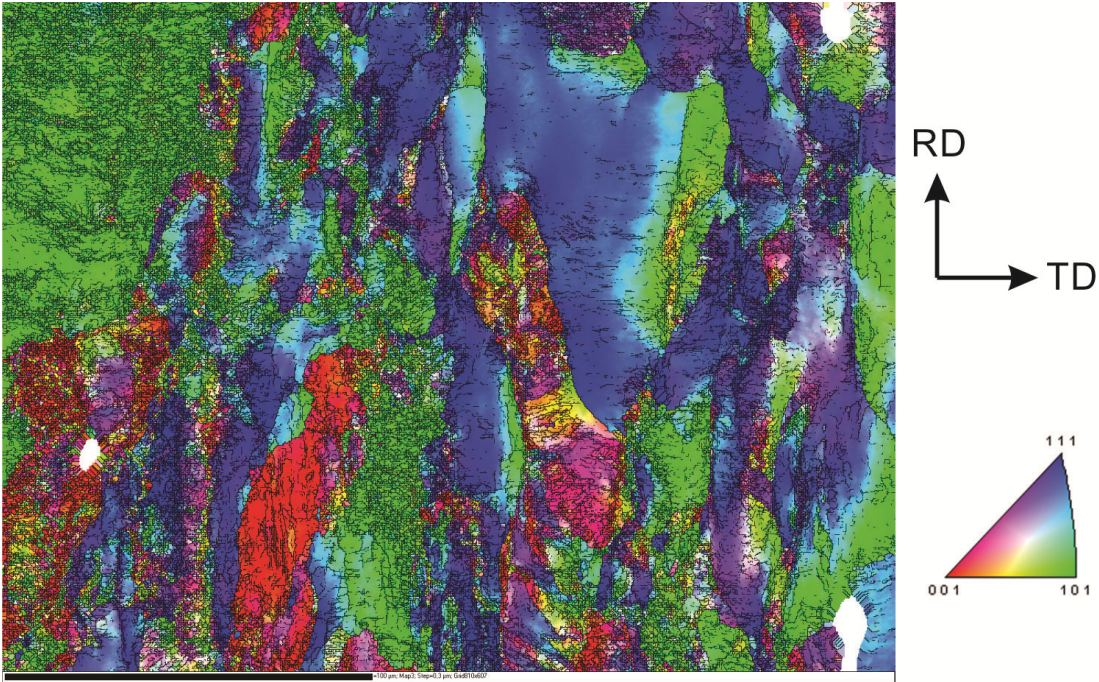
Muestra S20 ND



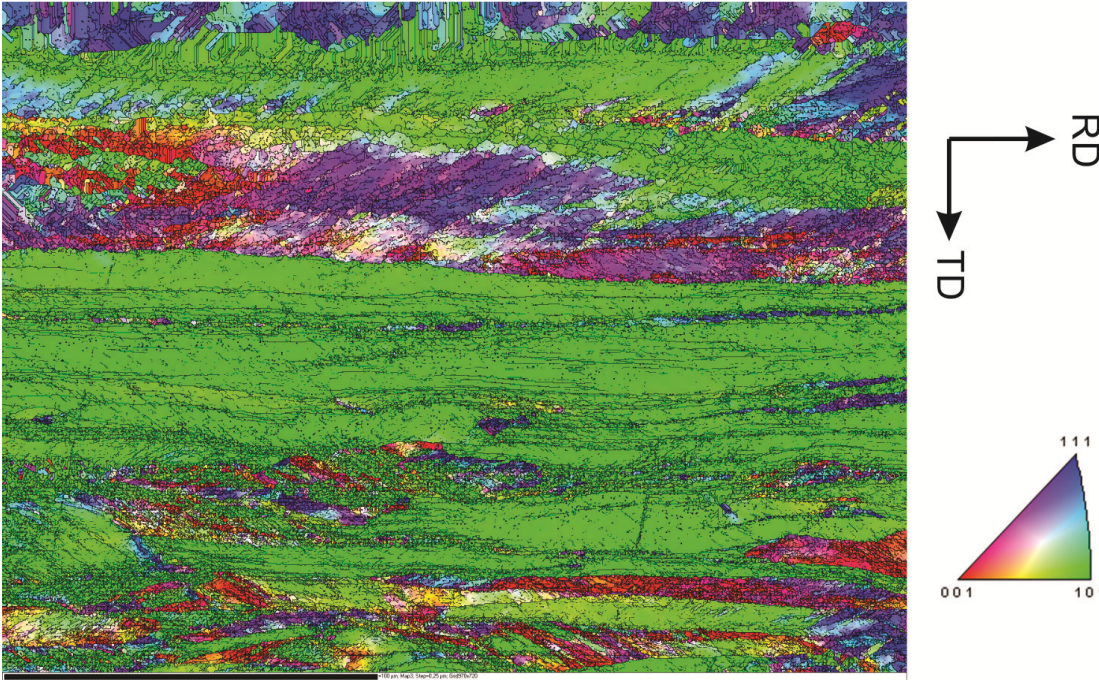
Muestra S20 TD



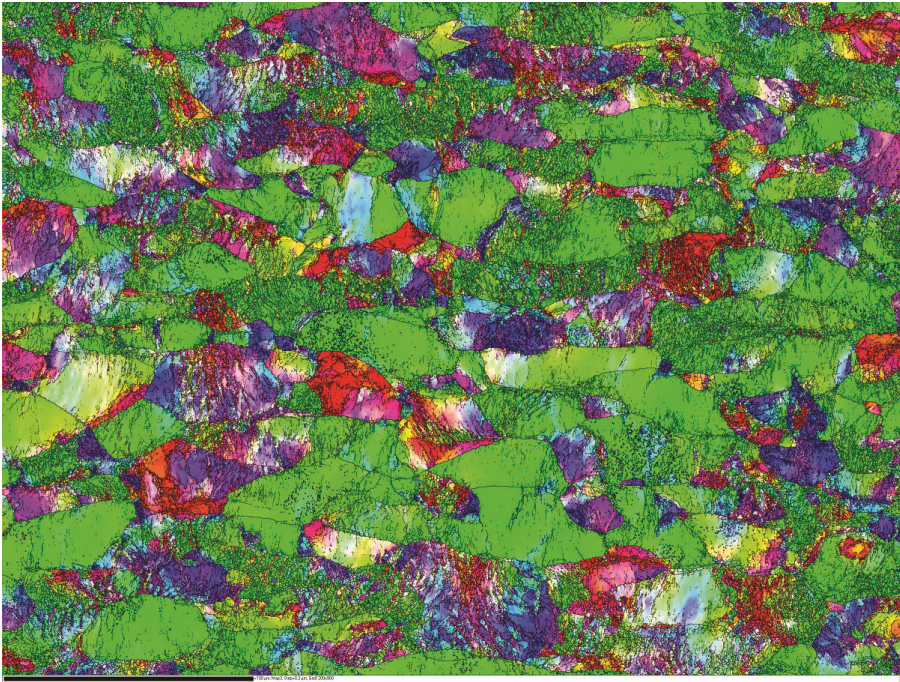
Muestra S25 ND



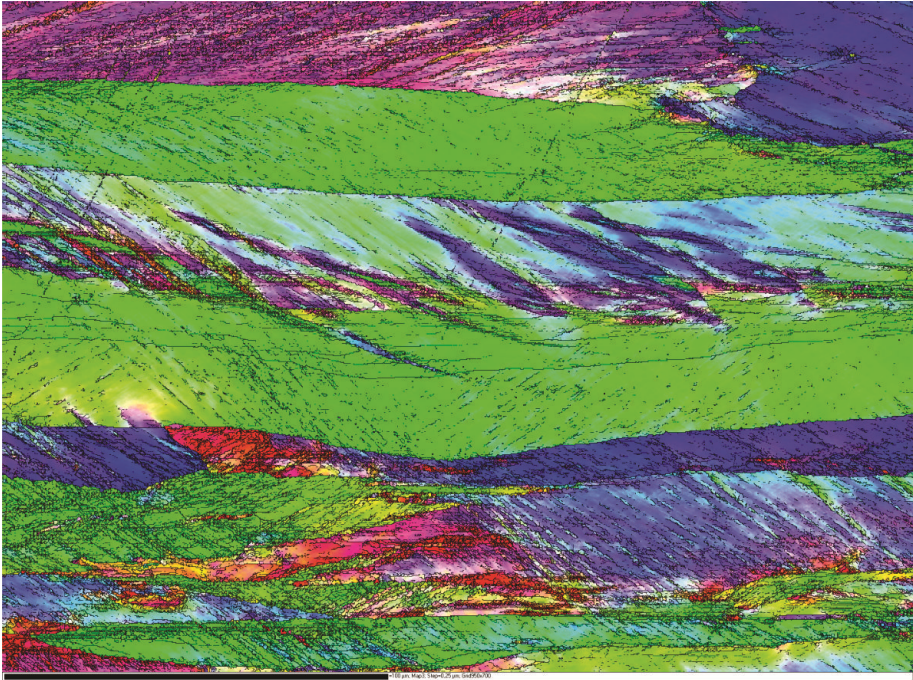
Muestra S25 TD



Muestra S30 ND



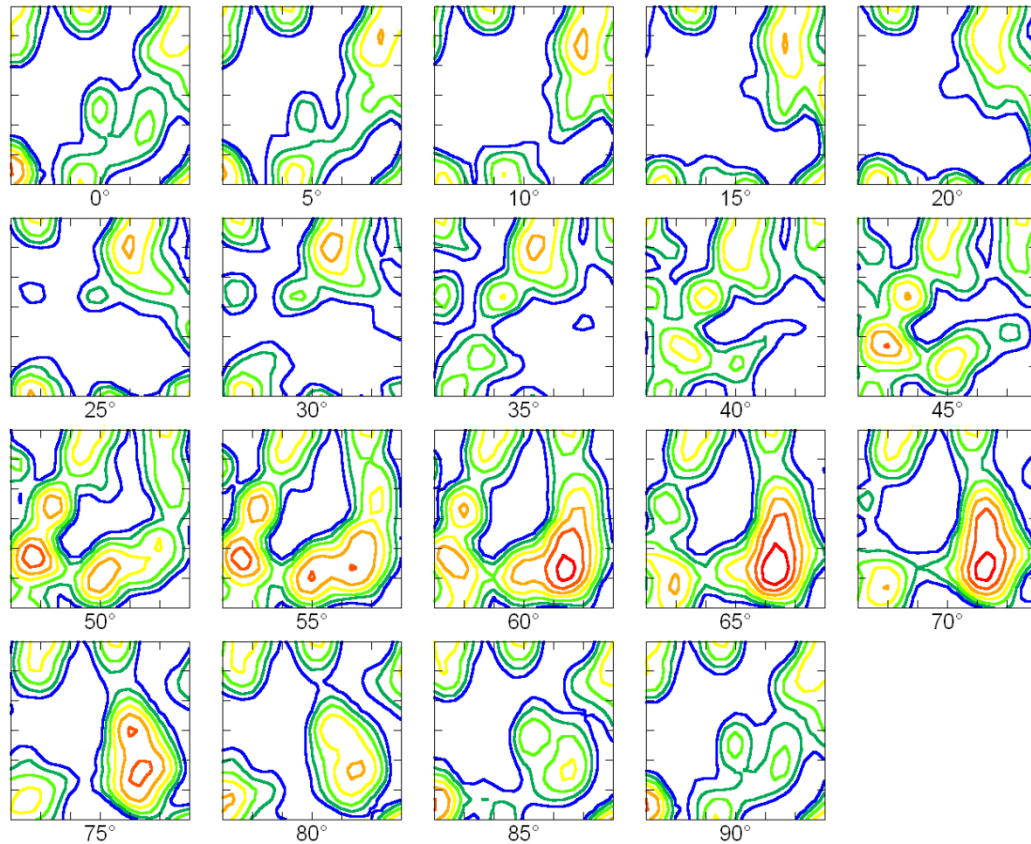
Muestra S30 TD



Anexo 4. Función de distribución de orientaciones de 0 a 90° en φ_2 .

Primer programa de laminación

Muestra S05 en dirección normal.



Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)

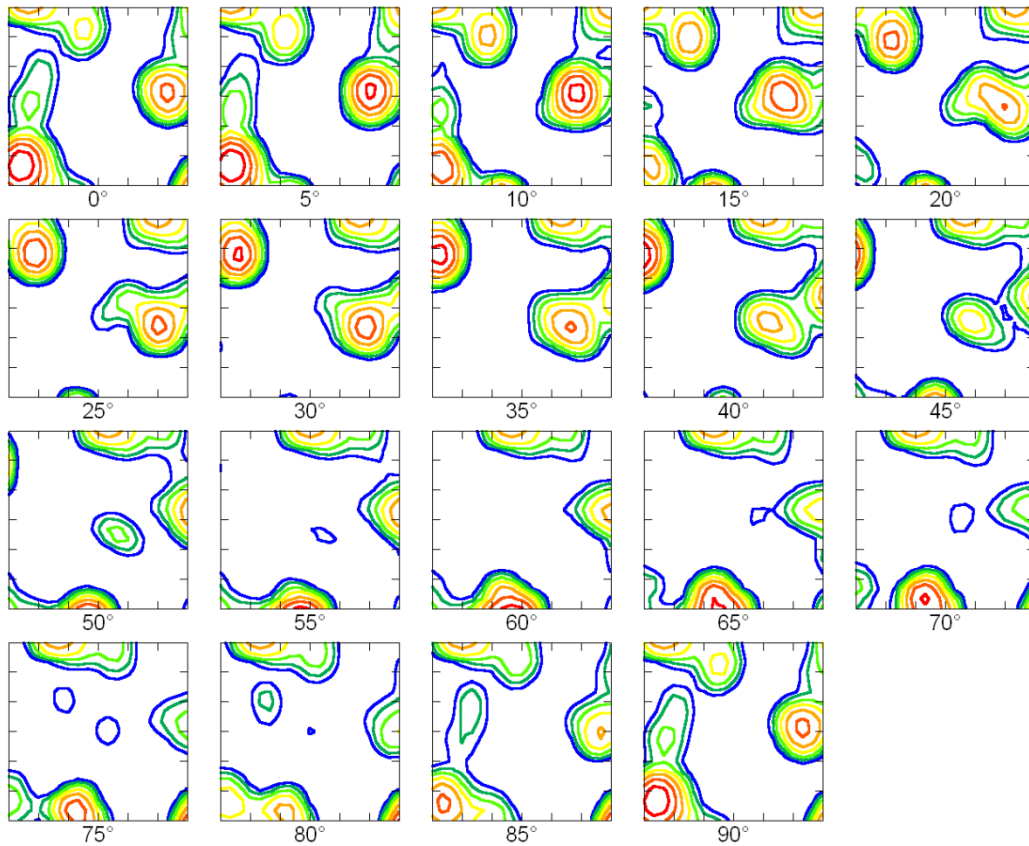
max = 5.753
4.298
3.211
2.399
1.792
1.339
1.000
0.747

Constant Angle: φ_2

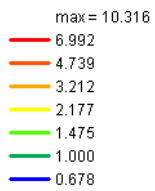
φ_1 (0.0°-90.0°)

φ_2 (0.0°-90.0°)

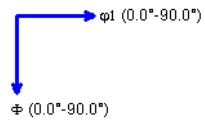
Muestra S05 en dirección transversal.



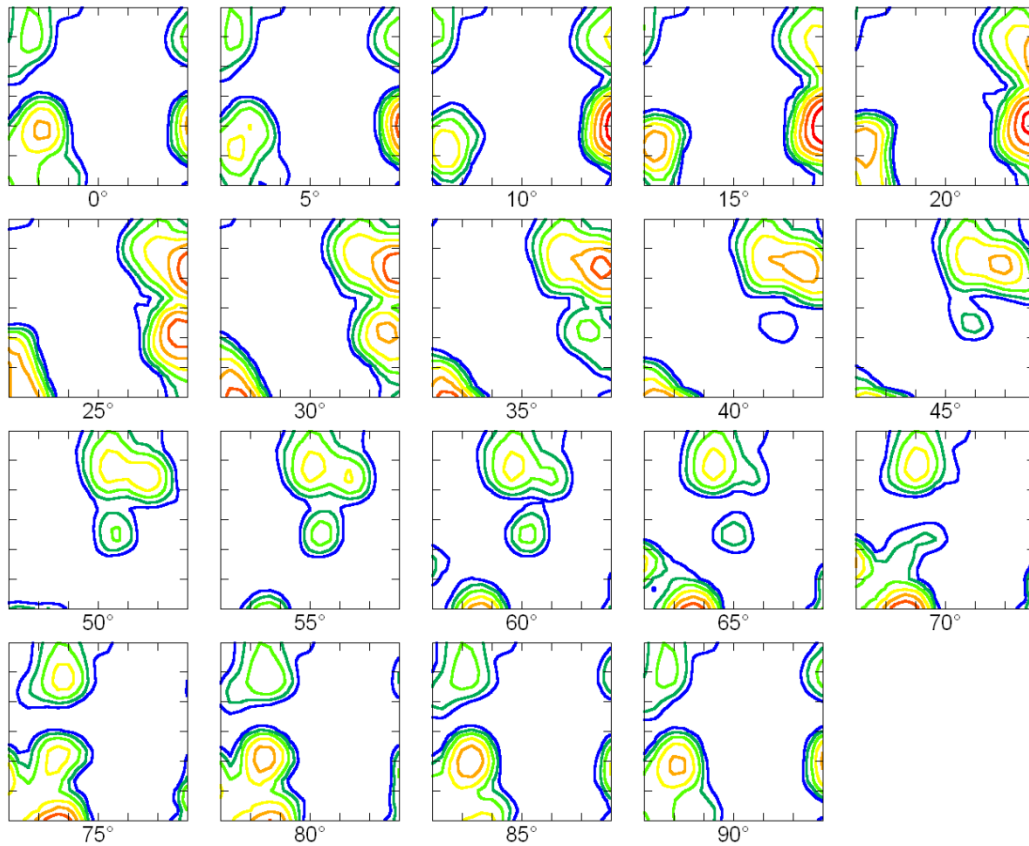
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



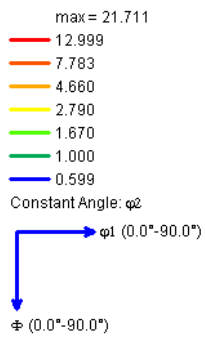
Constant Angle: φ_2



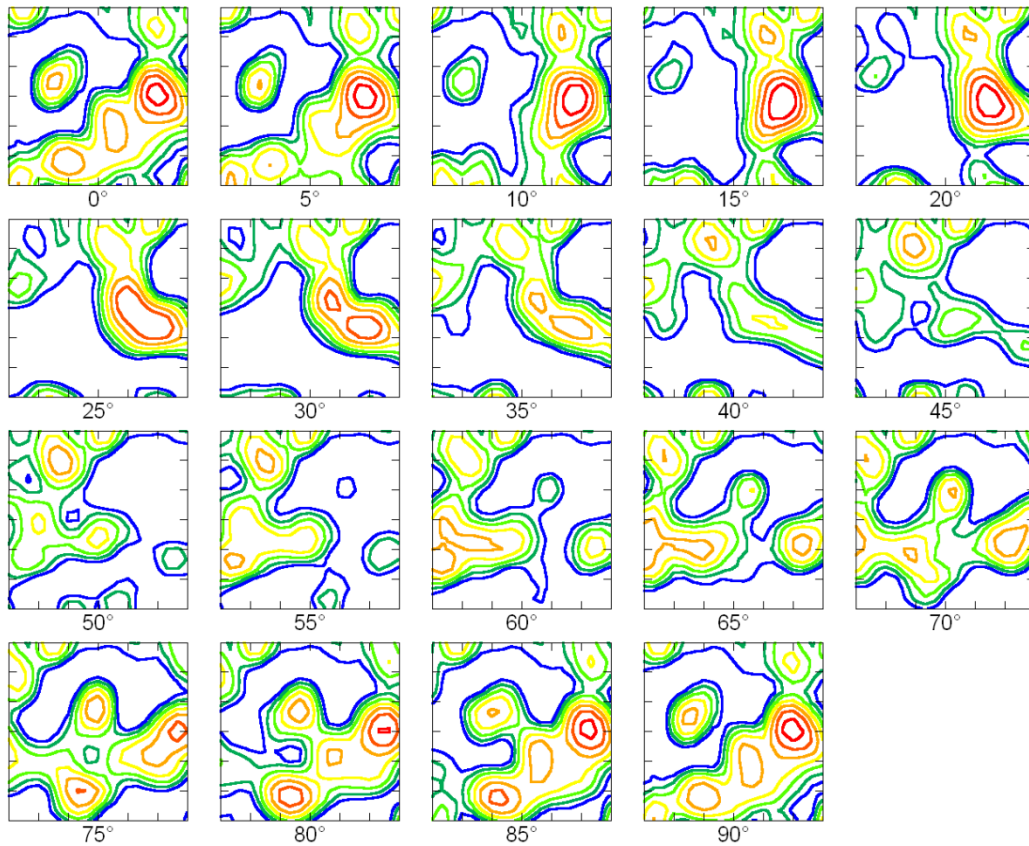
Muestra S10 en dirección normal.



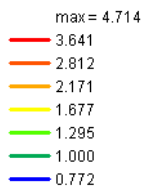
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



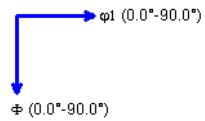
Muestra S15 en dirección normal.



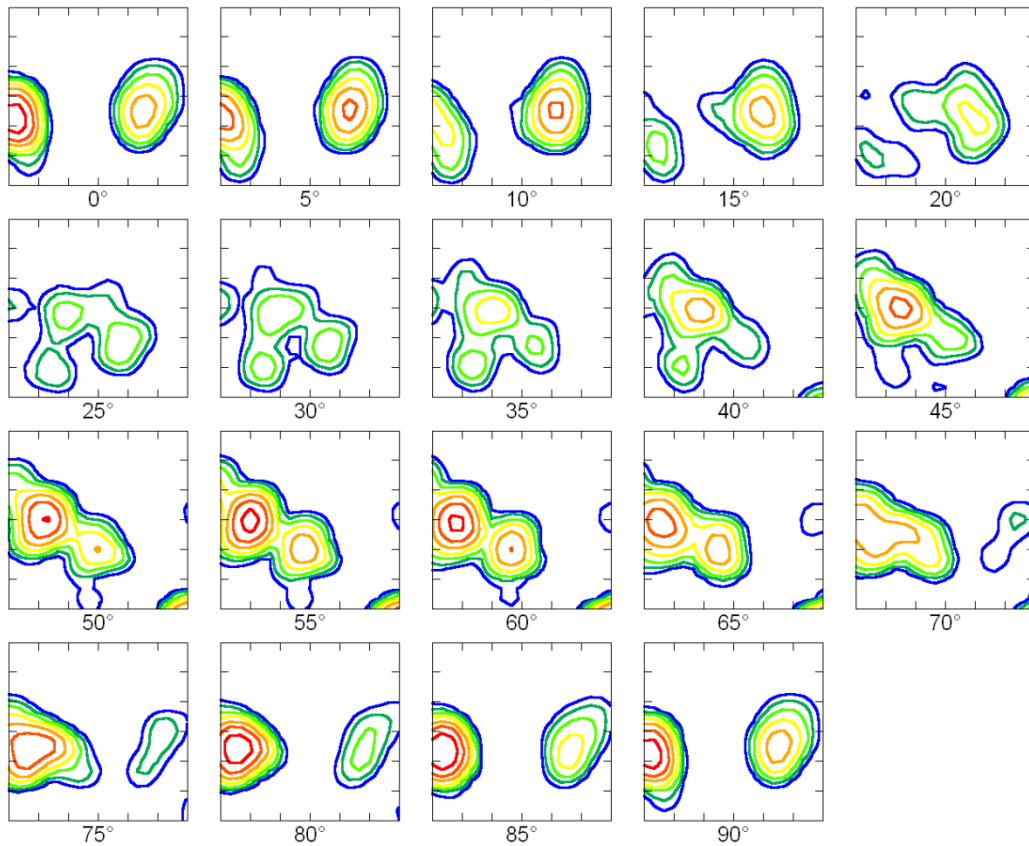
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



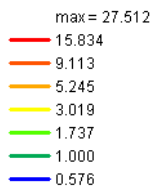
Constant Angle: φ_2



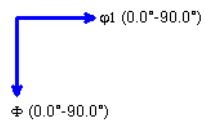
Muestra S15 en dirección transversal.



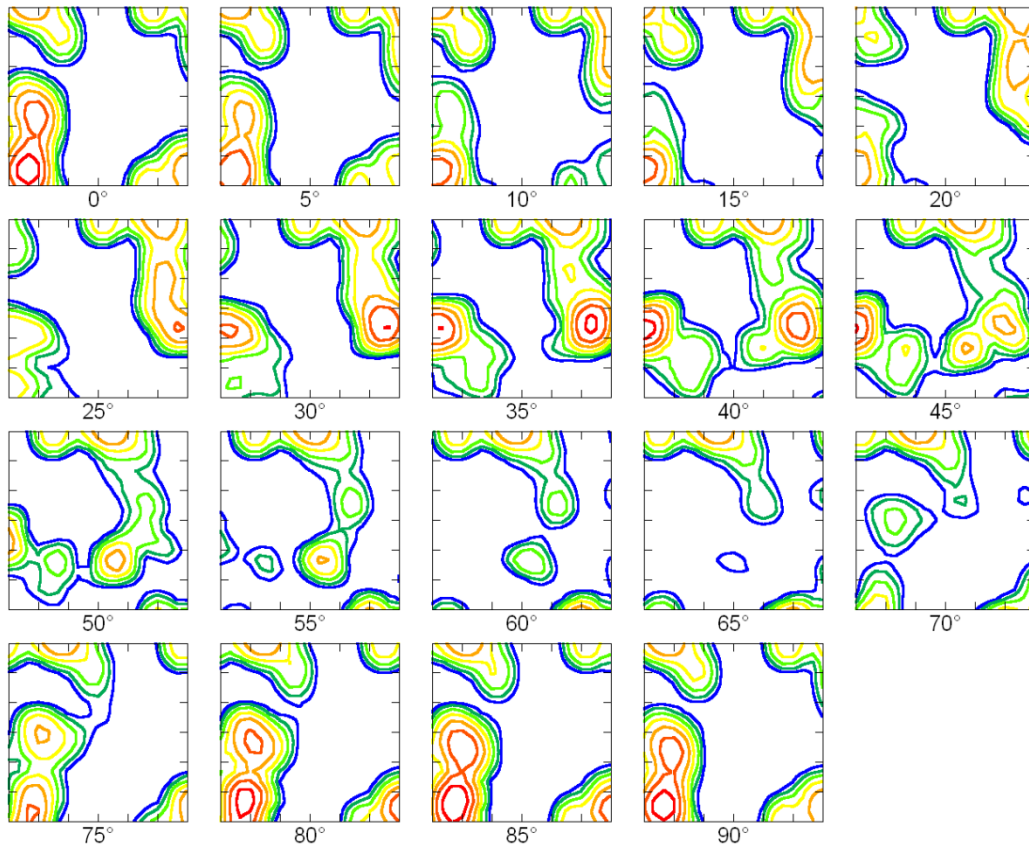
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



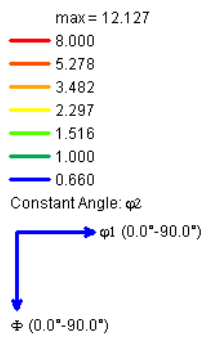
Constant Angle: φ_2



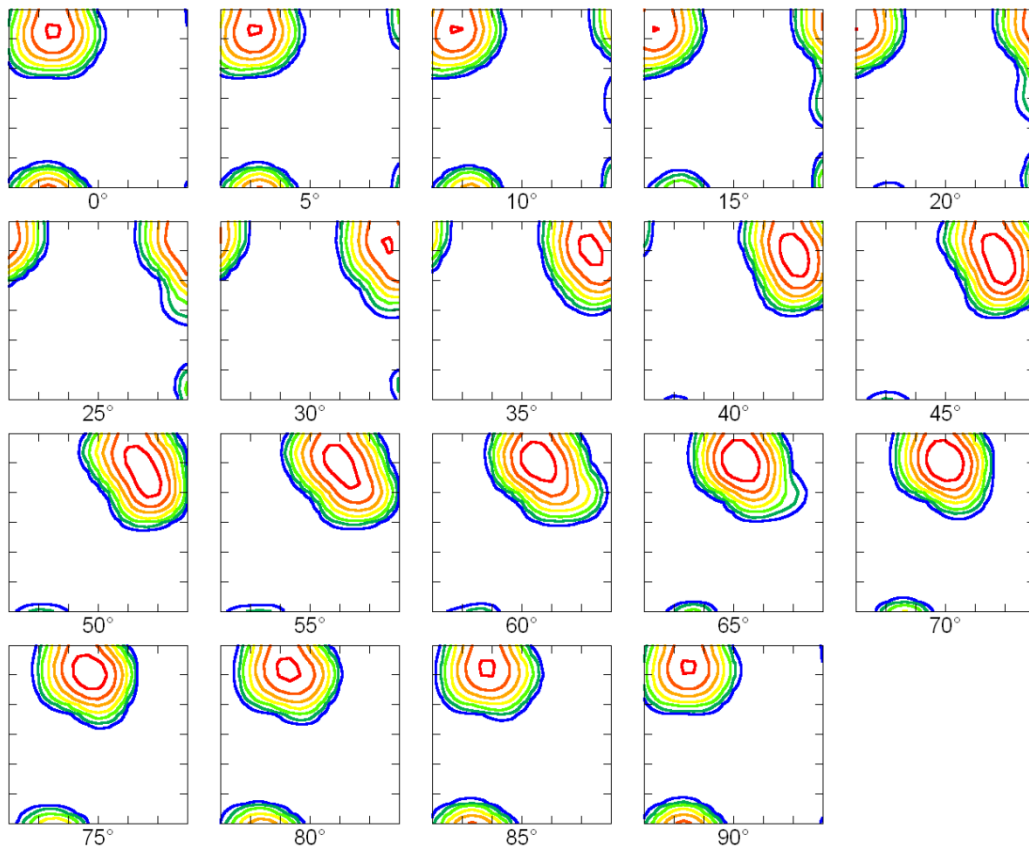
Muestra S20 en dirección normal.



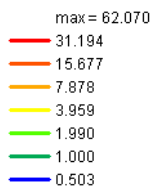
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



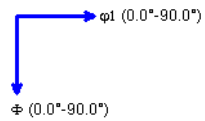
Muestra S25 en dirección normal.



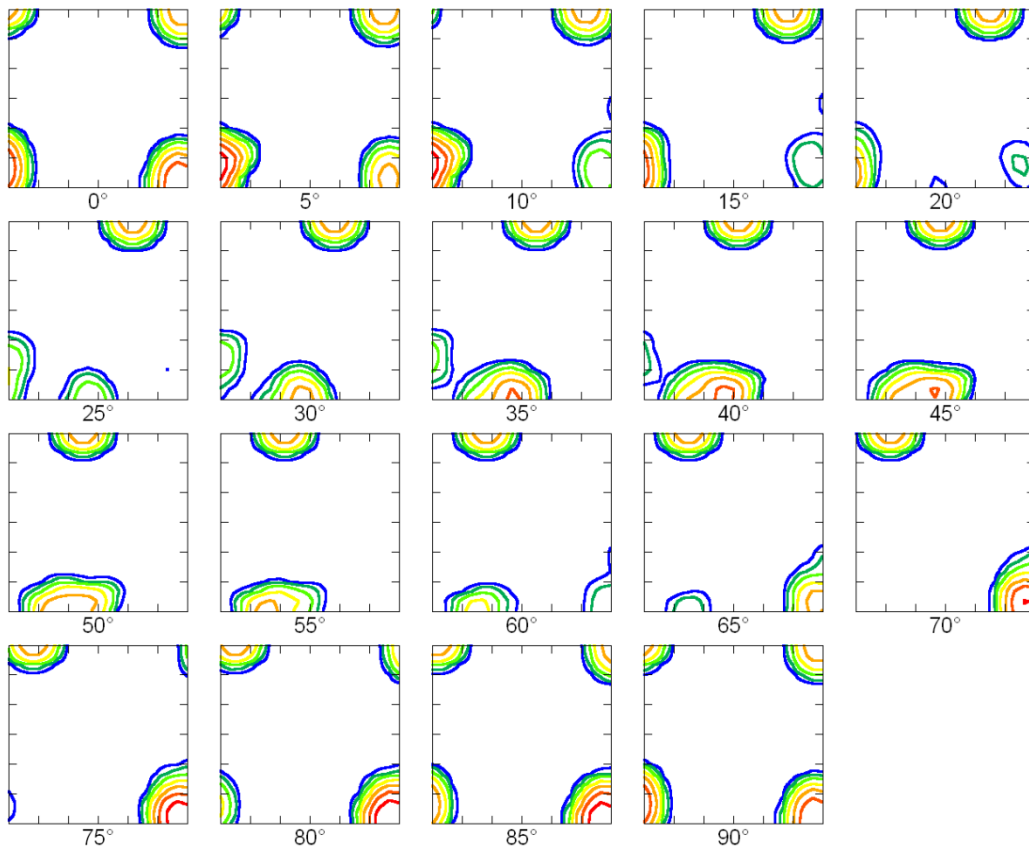
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



Constant Angle: φ_2



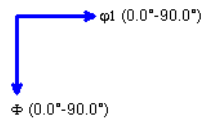
Muestra S25 en dirección transversal.



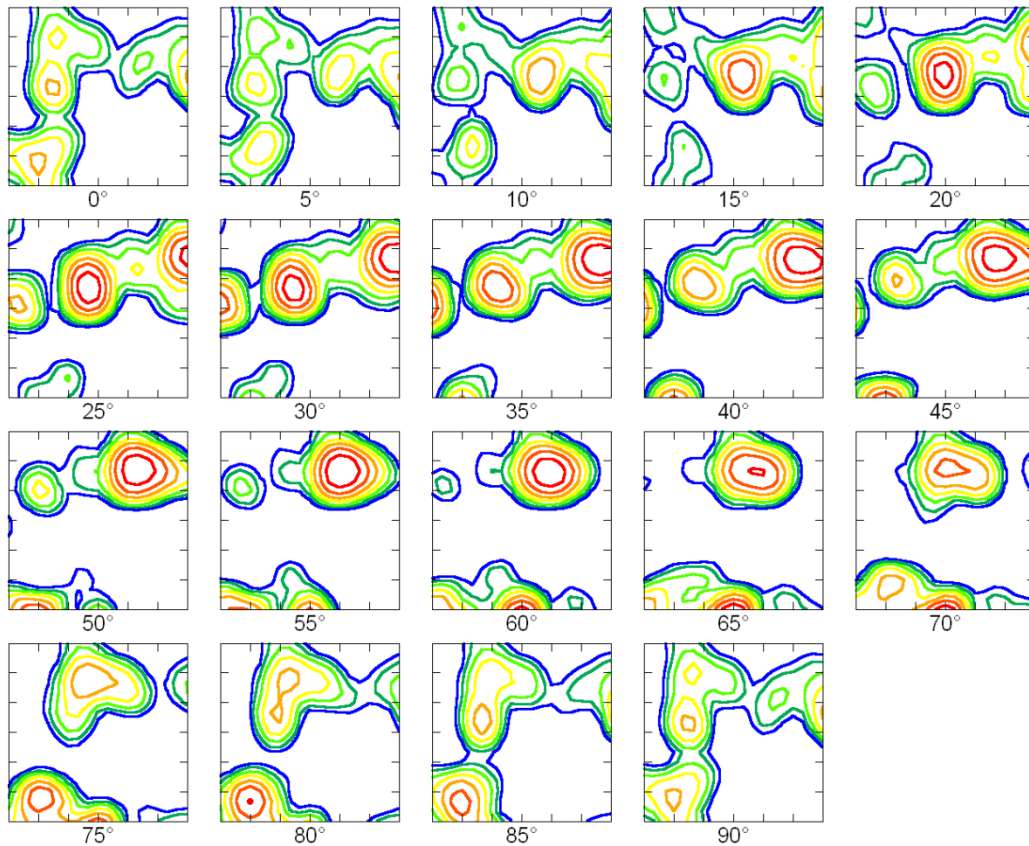
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)

max = 55.228
28.301
14.502
7.432
3.808
1.951
1.000
0.512

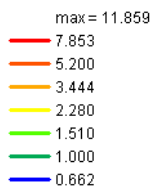
Constant Angle: φ_2



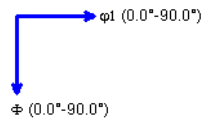
Muestra S30 en dirección normal.



Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)

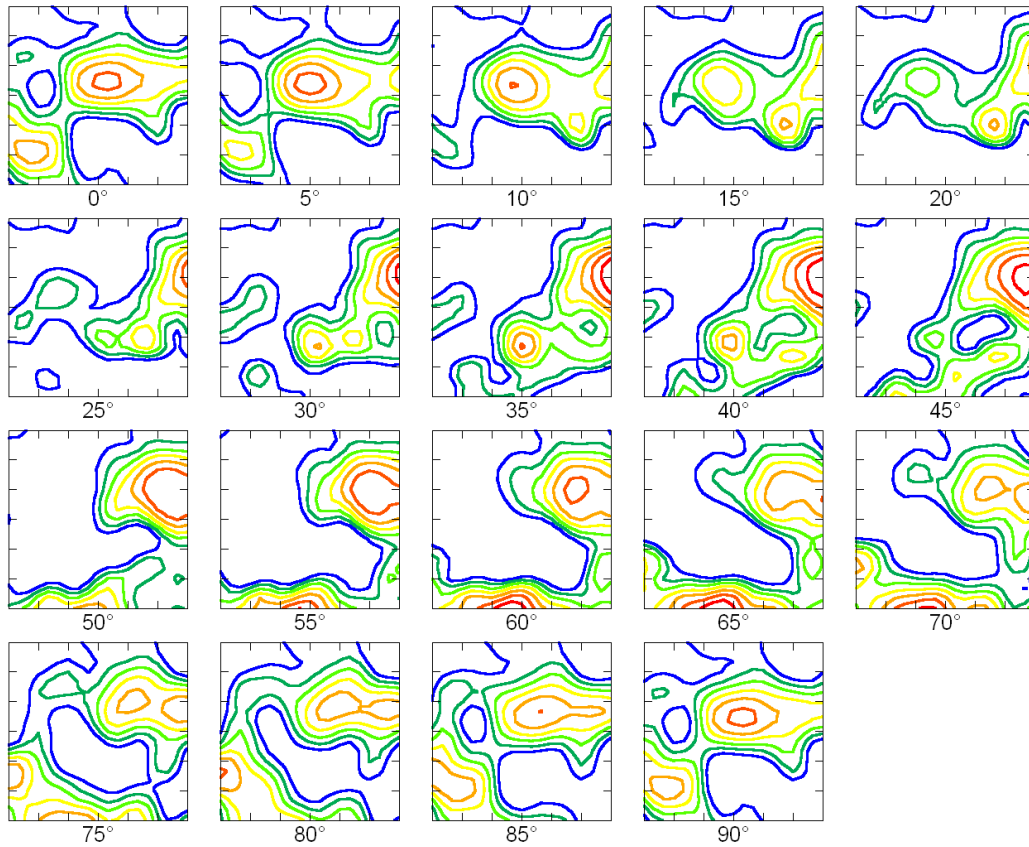


Constant Angle: ϕ_2

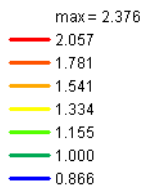


Segundo programa de laminación.

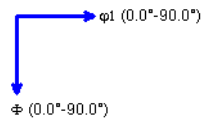
Muestra S05 en dirección normal.



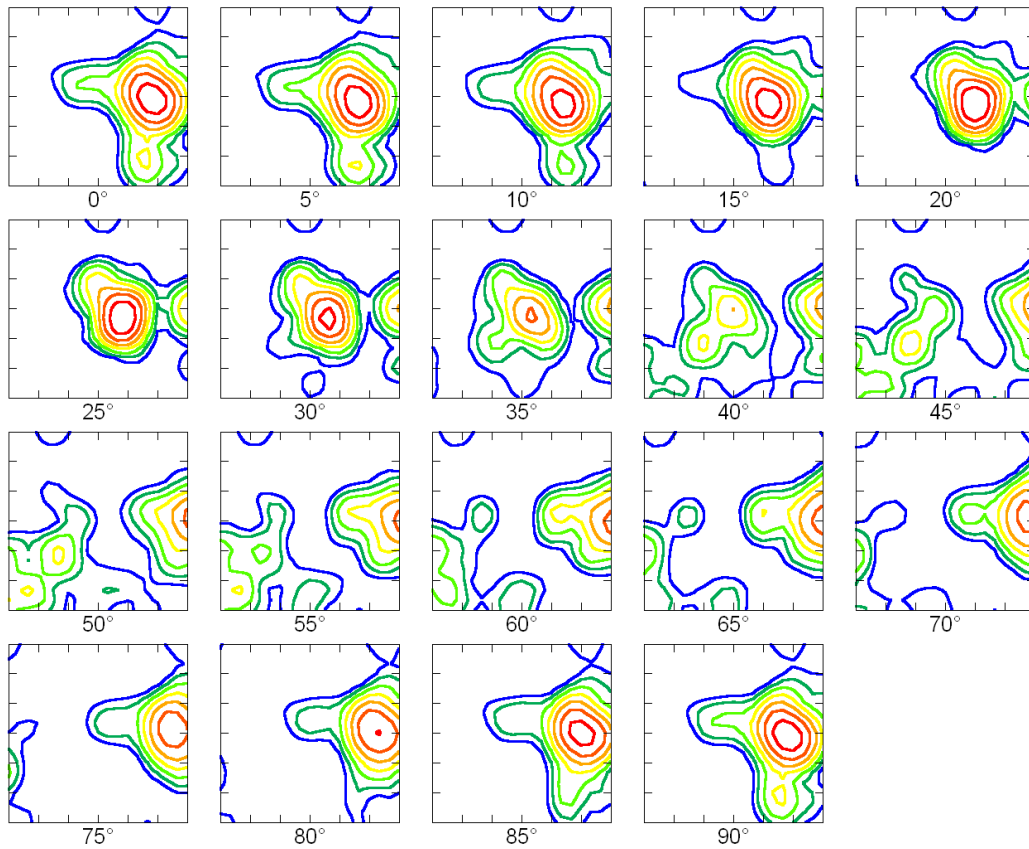
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



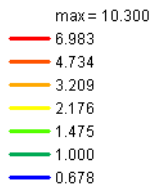
Constant Angle: φ_2



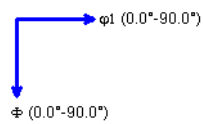
Muestra S05 en dirección transversal.



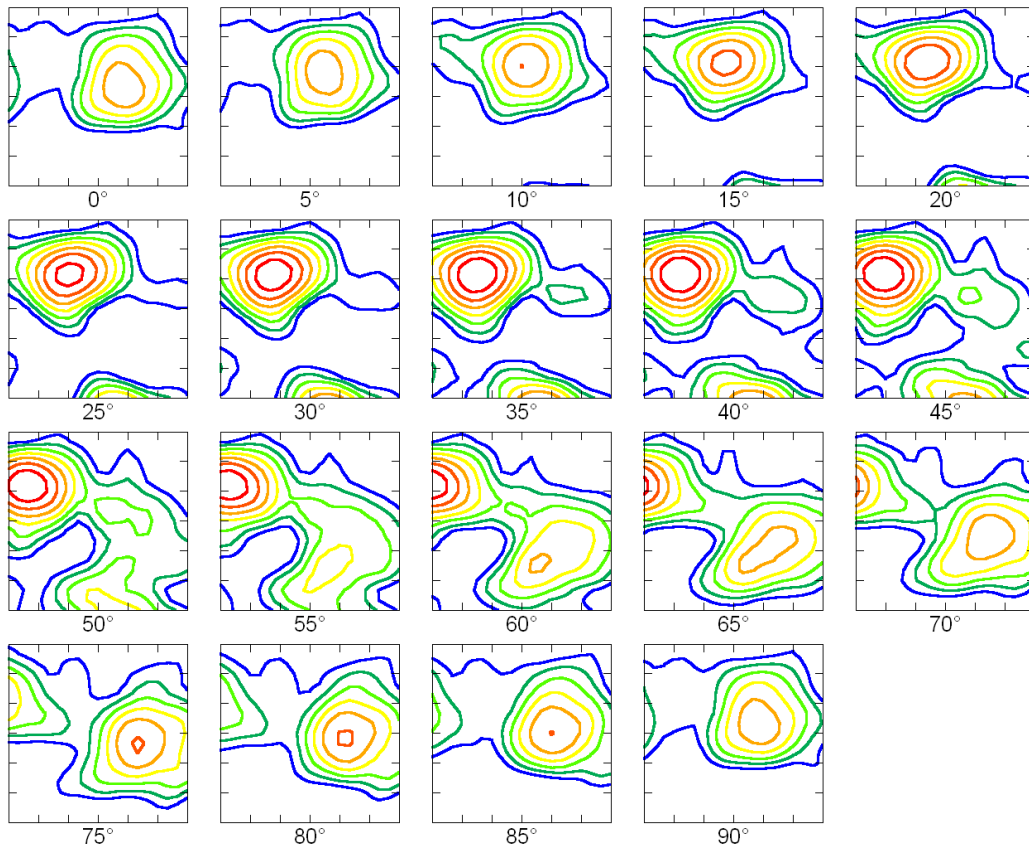
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



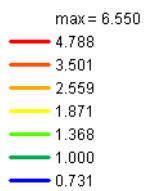
Constant Angle: φ_2



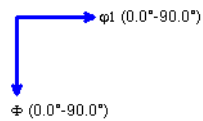
Muestra S10 en dirección normal.



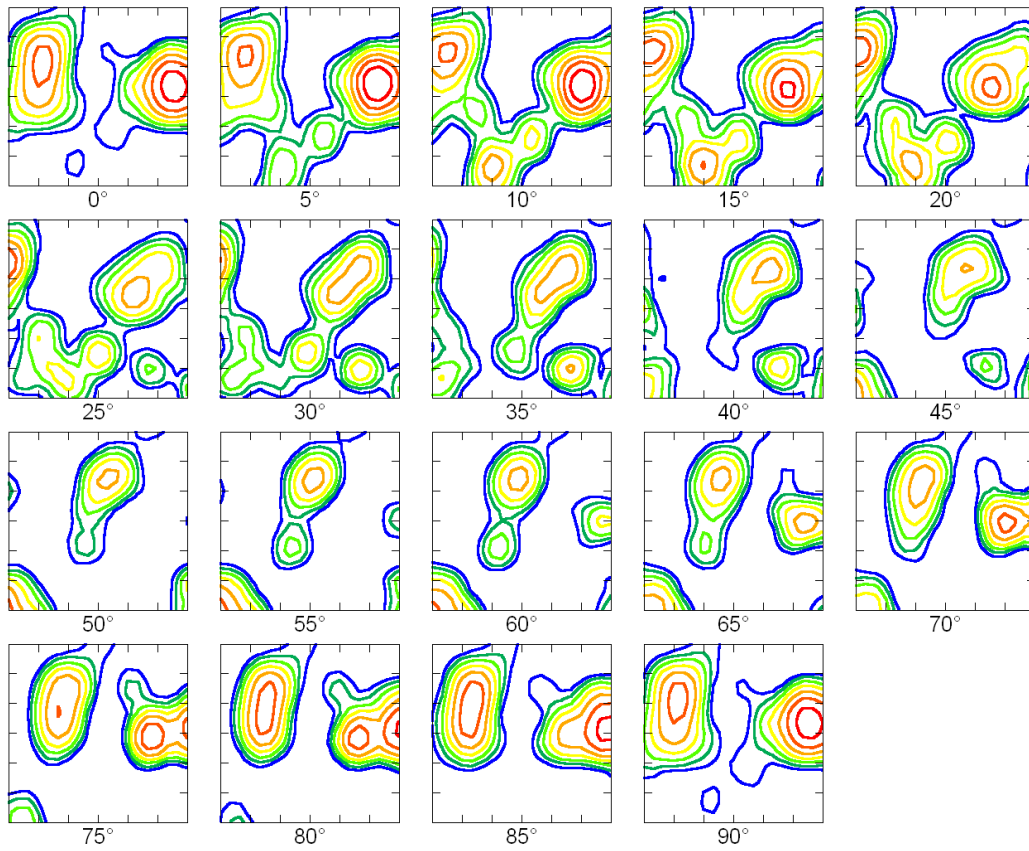
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



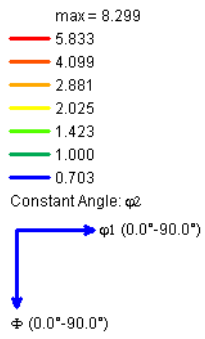
Constant Angle: φ_2



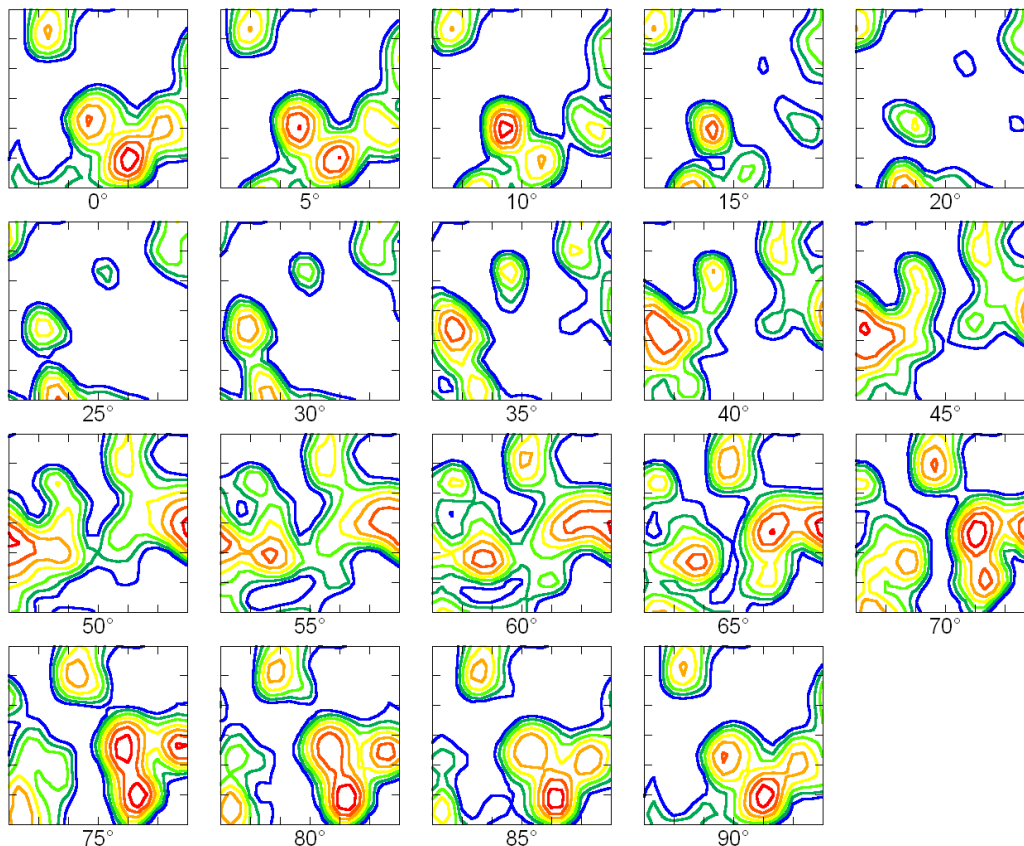
Muestra S10 en dirección transversal.



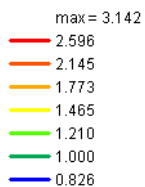
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



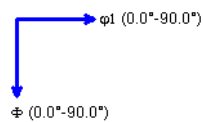
Muestra S15 en dirección normal.



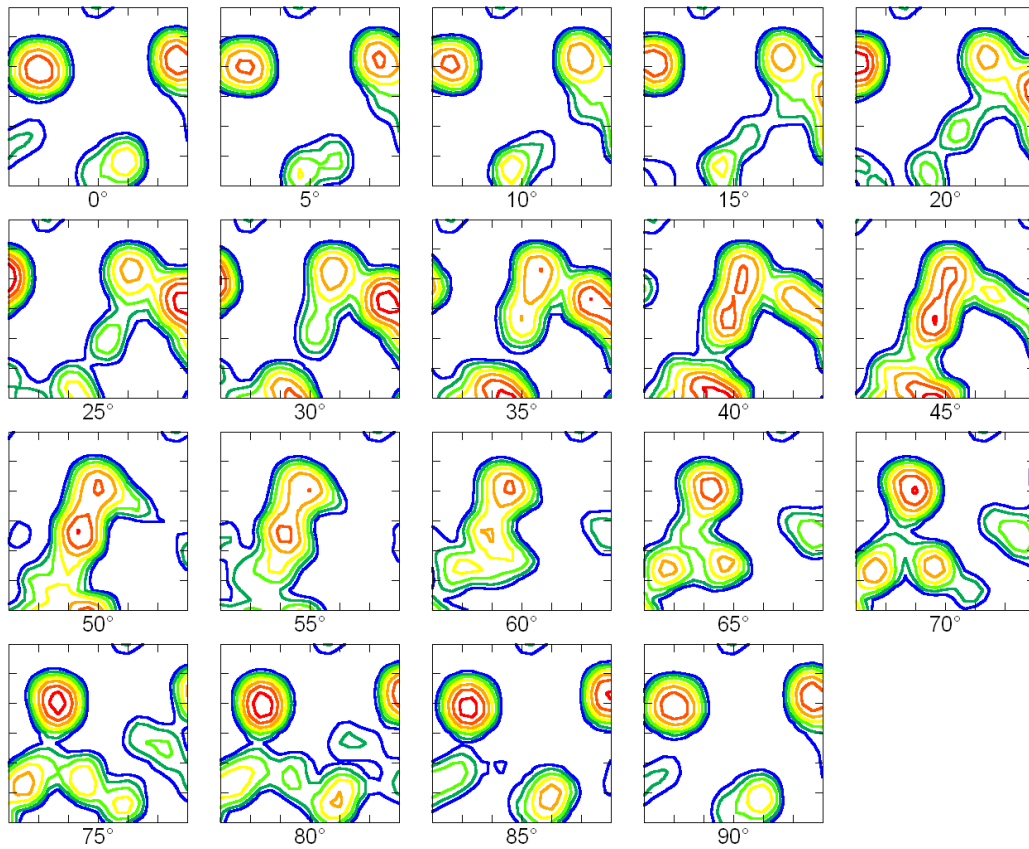
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



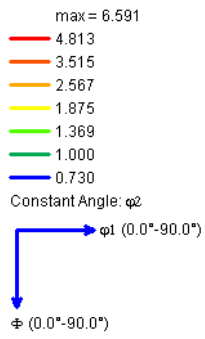
Constant Angle: φ_2



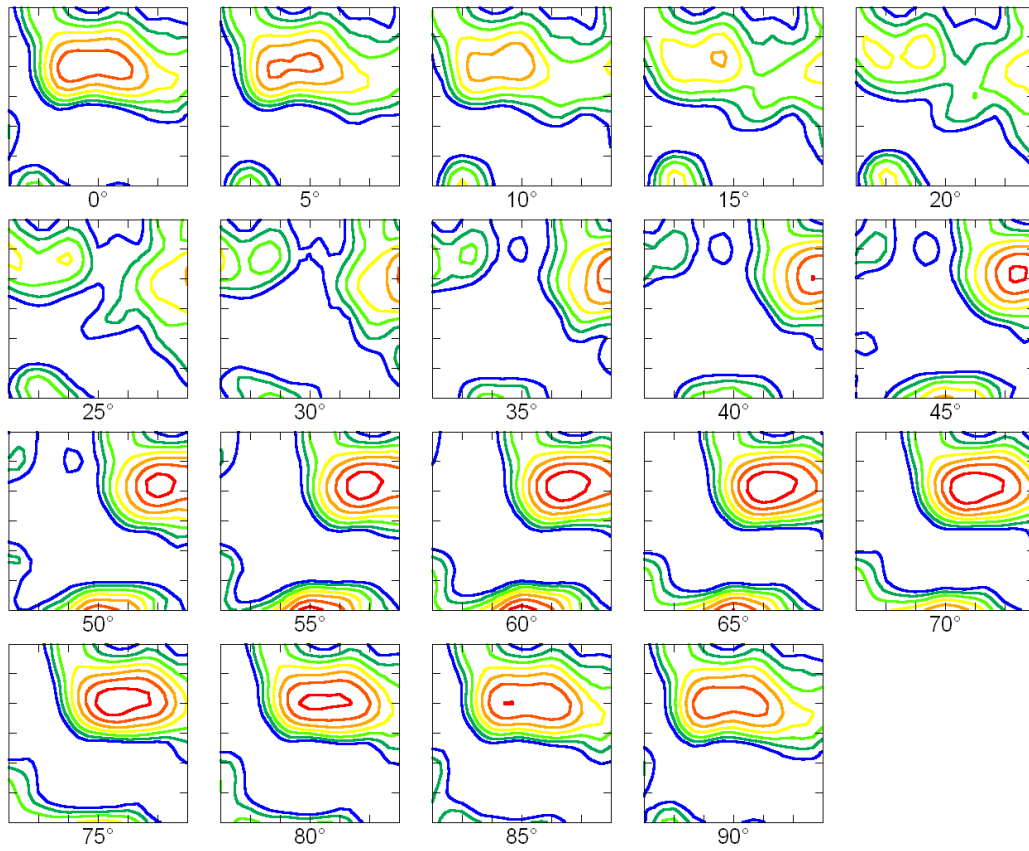
Muestra S15 en dirección transversal.



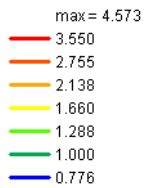
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



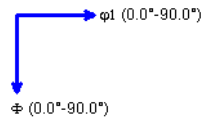
Muestra S20 en dirección normal.



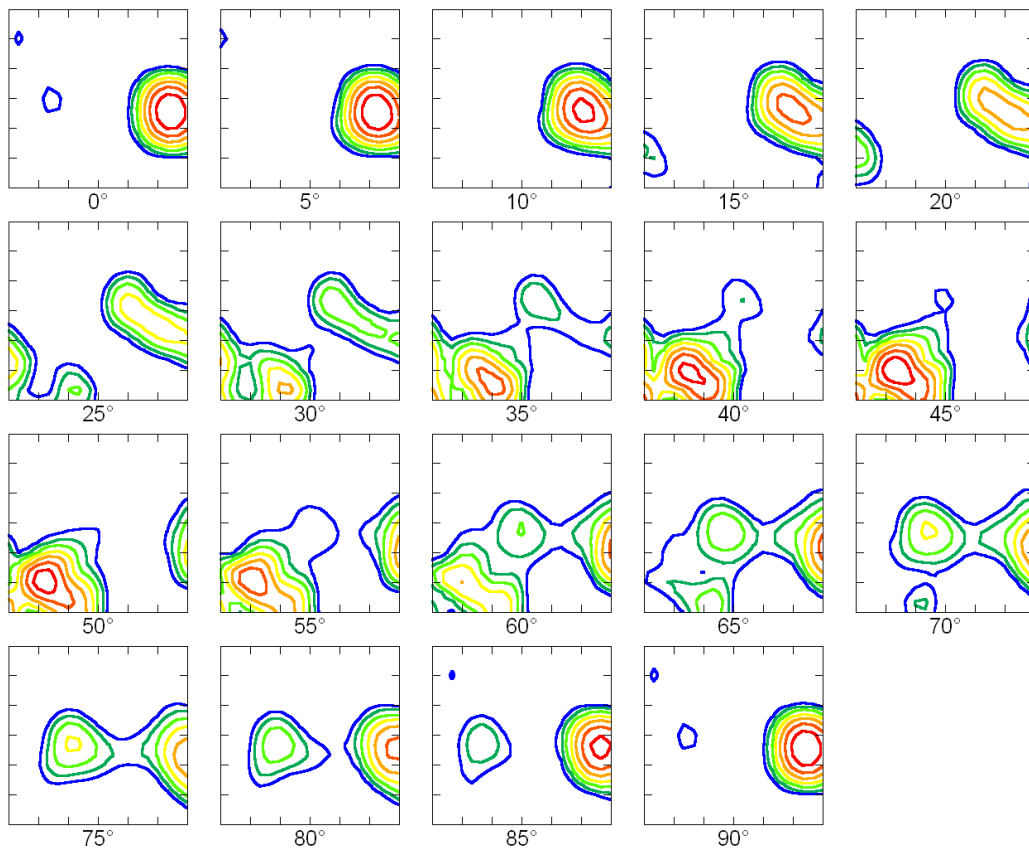
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



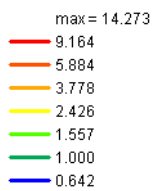
Constant Angle: φ_2



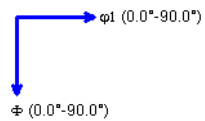
Muestra S20 en dirección transversal.



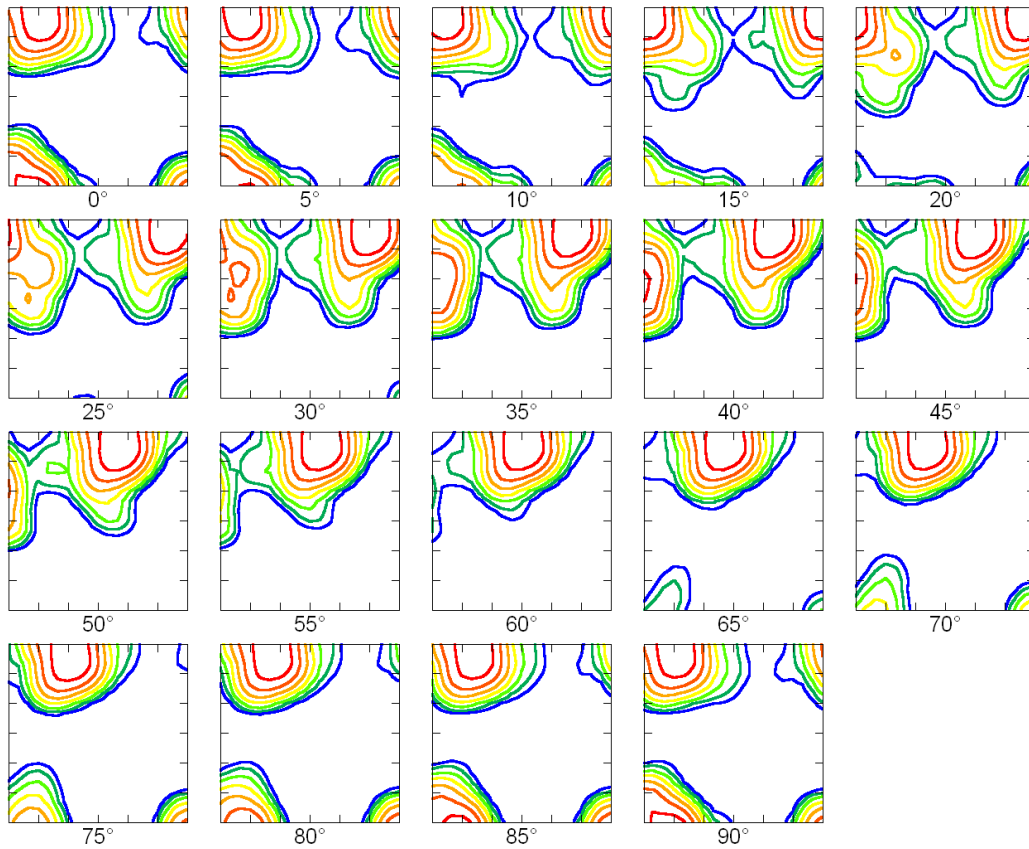
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
 Calculation Method: Discrete Binning
 Bin Size: 5.0°
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Representation: Euler Angles (Bunge)



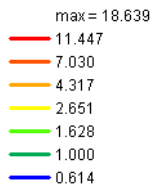
Constant Angle: φ_2



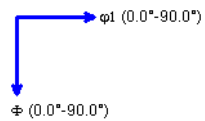
Muestra S25 en dirección normal.



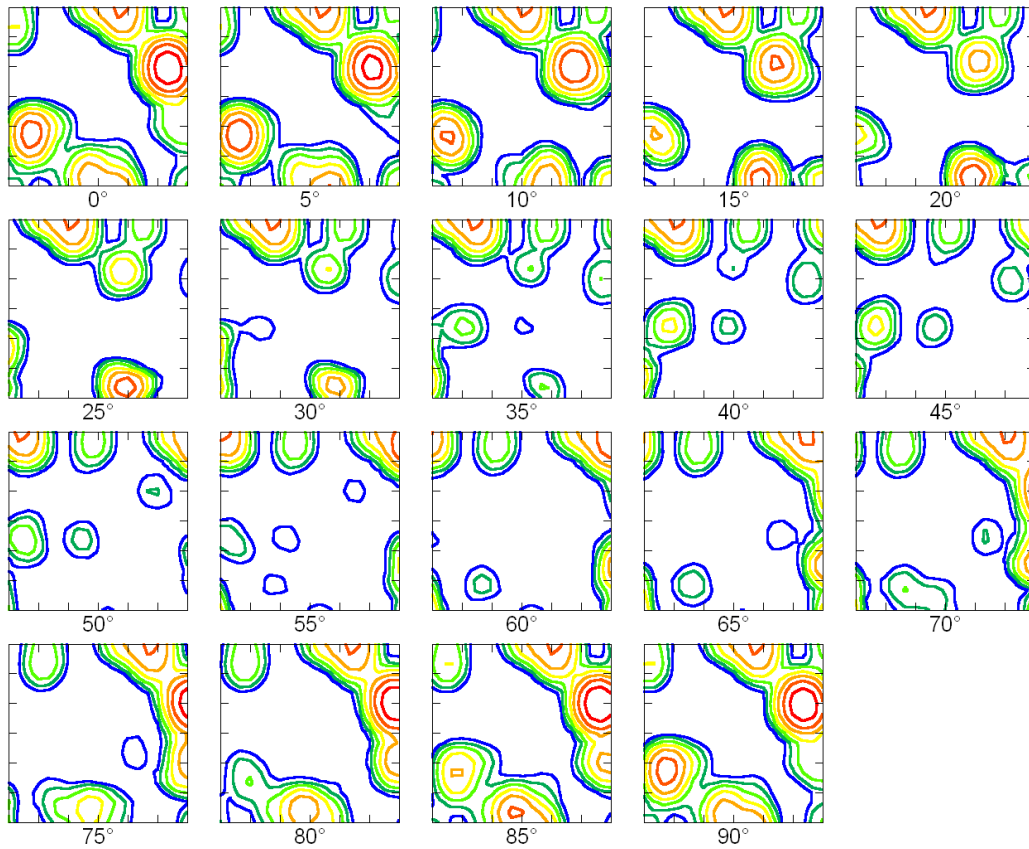
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



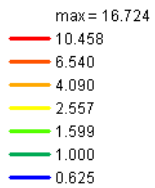
Constant Angle: φ_2



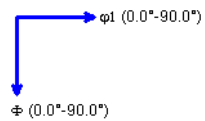
Muestra S25 en dirección transversal.



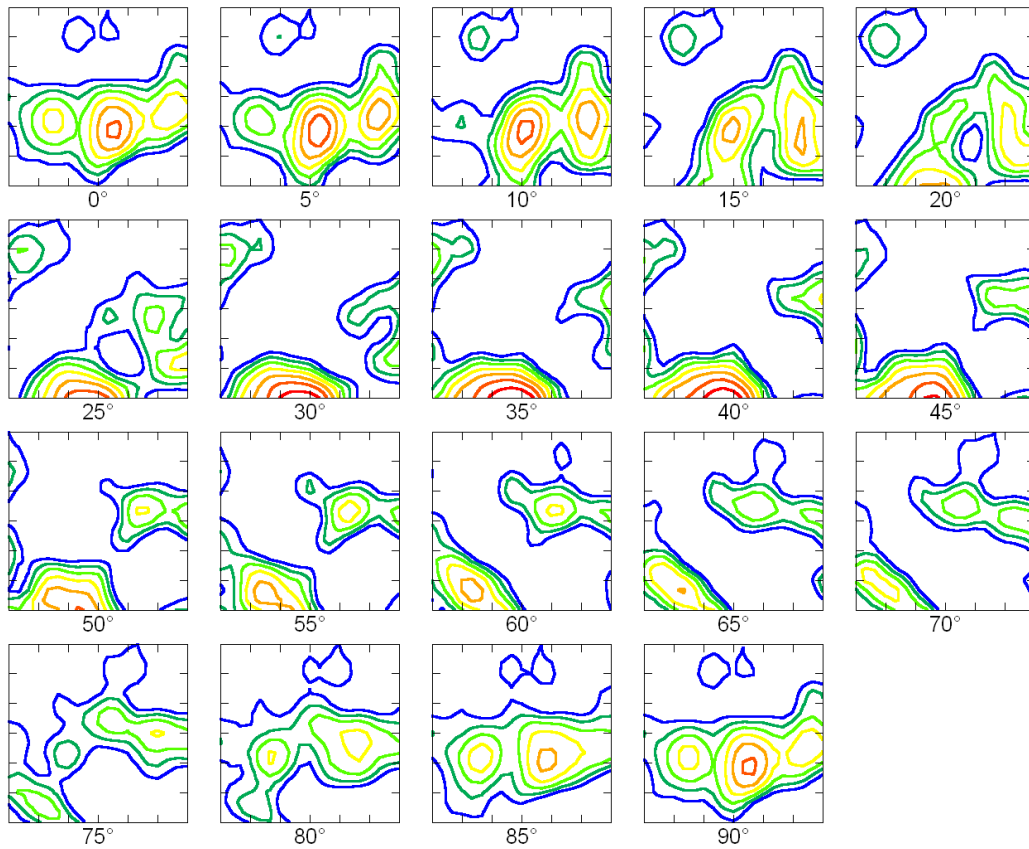
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



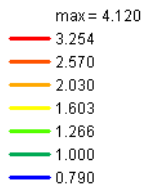
Constant Angle: φ_2



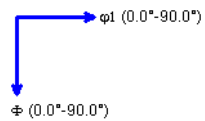
Muestra S30 en dirección normal.



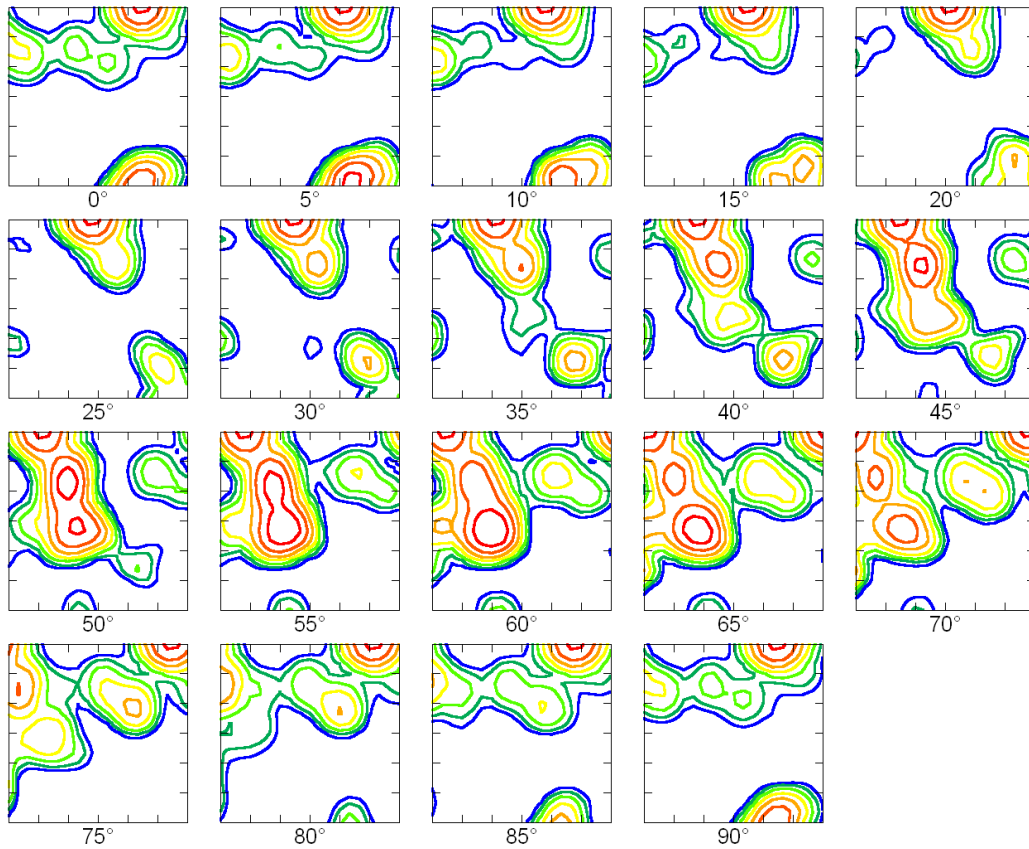
Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)



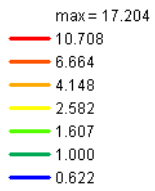
Constant Angle: φ_2



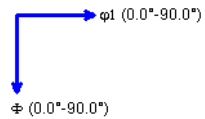
Muestra S30 en dirección transversal.



Texture Name: Binned: Size=5.0, HW=5.0
Calculation Method: Discrete Binning
Bin Size: 5.0°
Gaussian Smoothing: 5.0°
Representation: Euler Angles (Bunge)

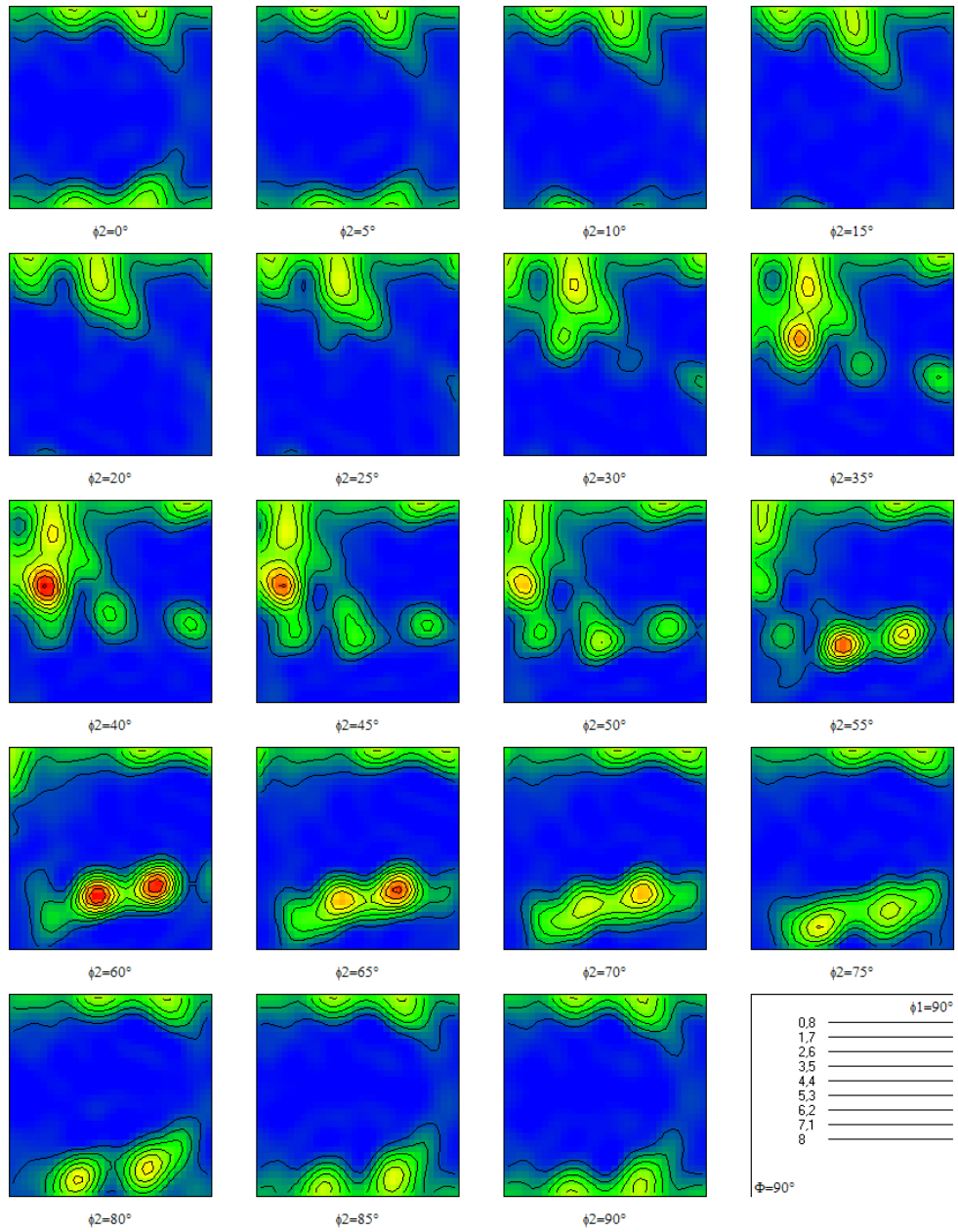


Constant Angle: φ_2

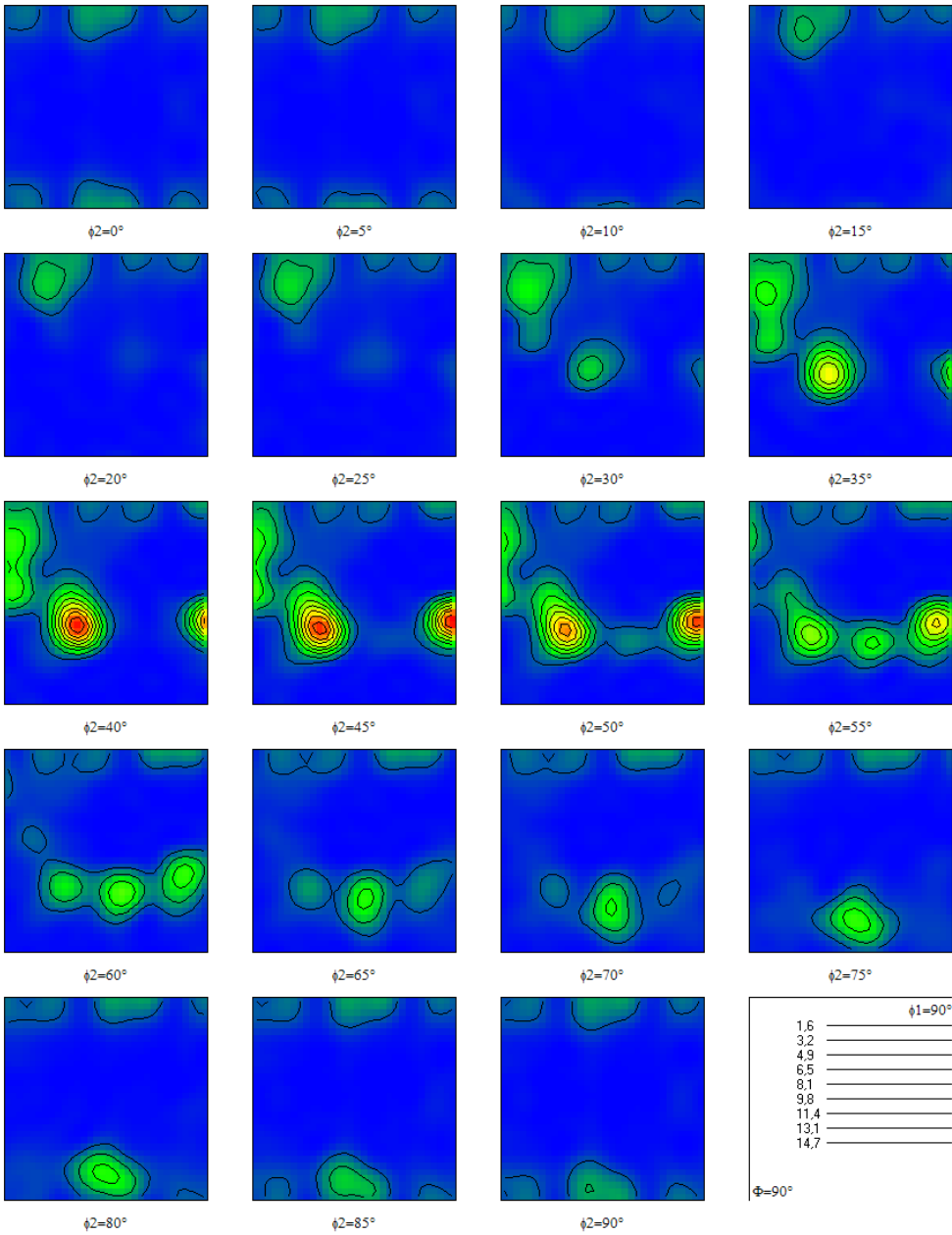


Tercer programa de laminación.

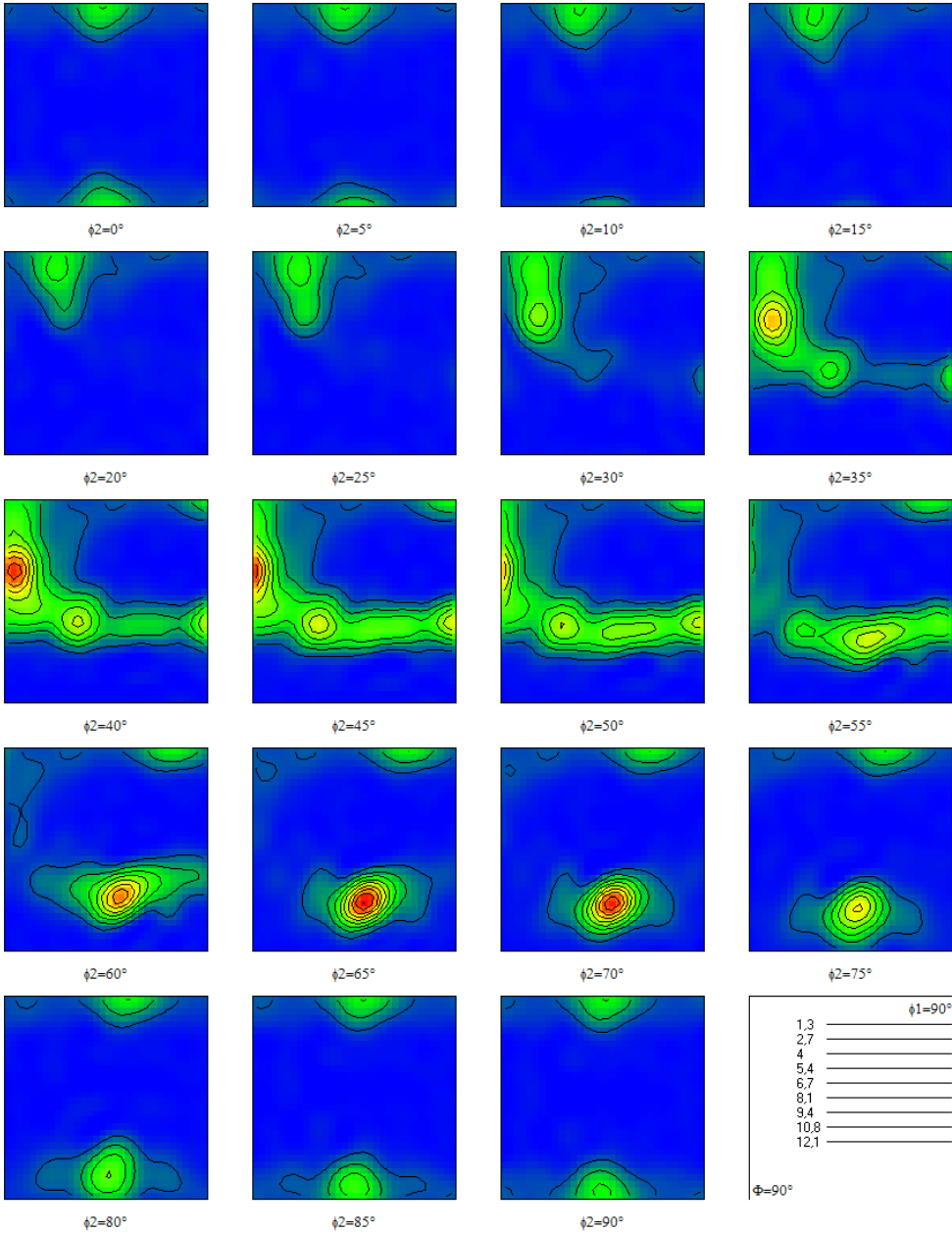
Muestra S05 en dirección normal.



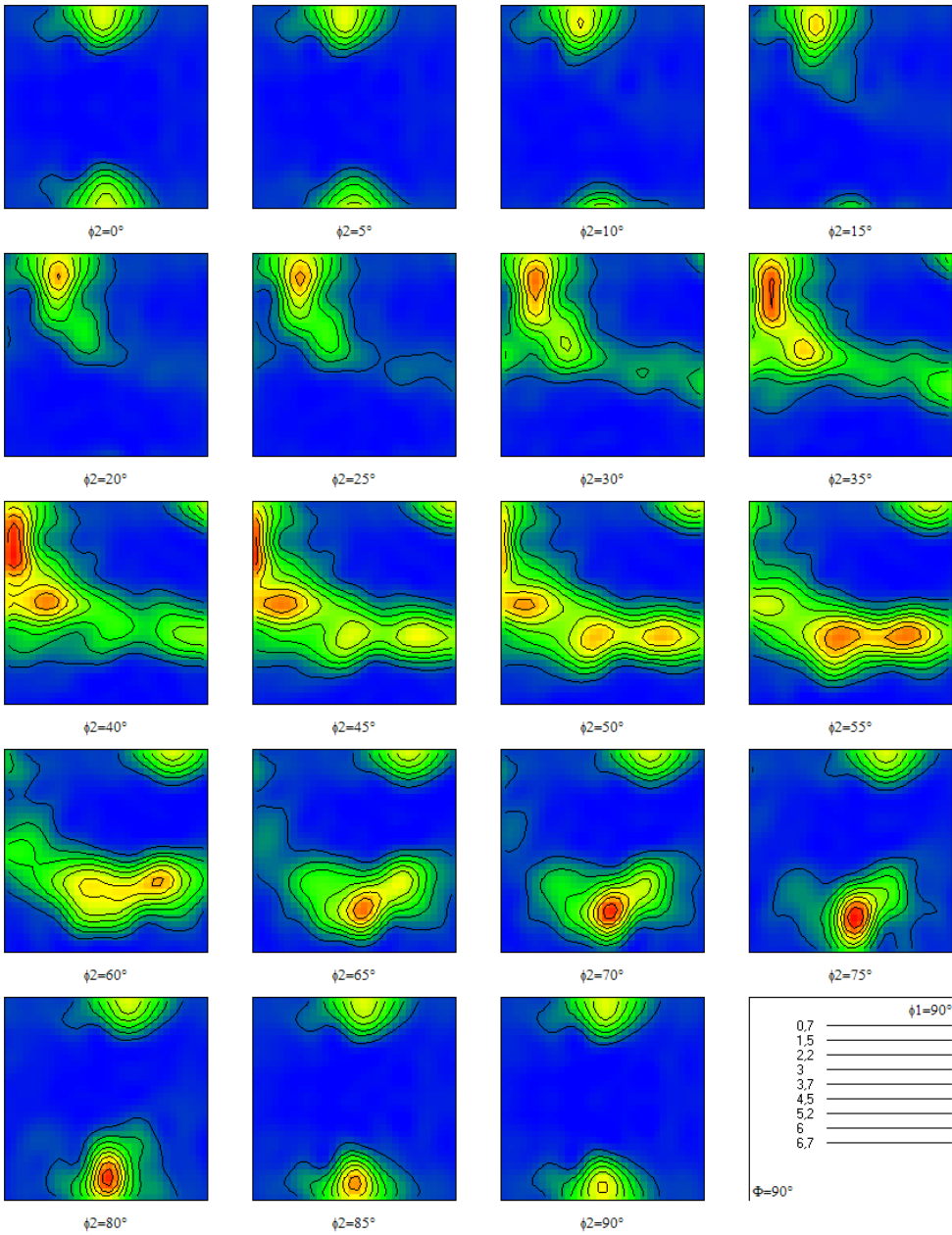
Muestra S05 en dirección transversal.



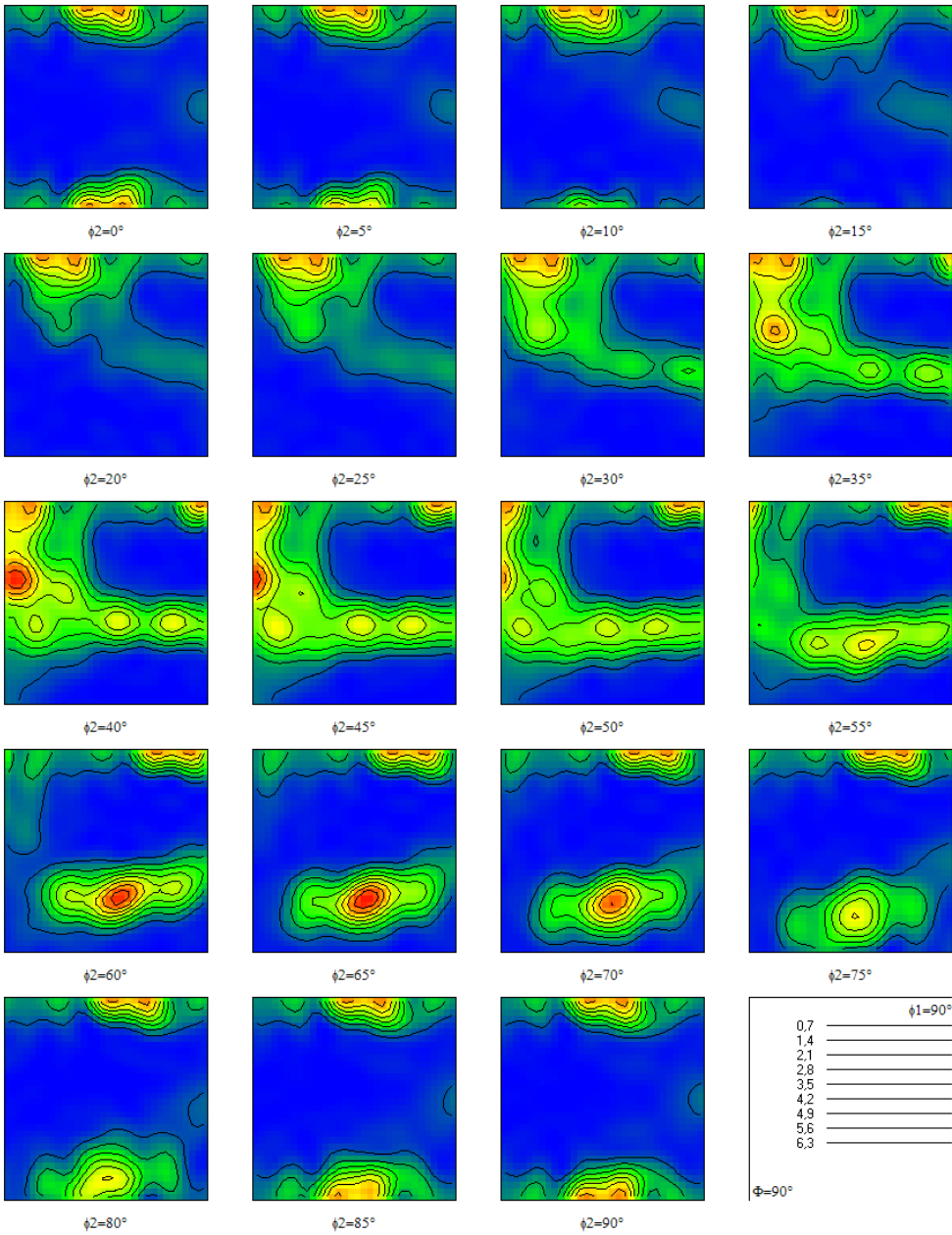
Muestra S10 en dirección normal.



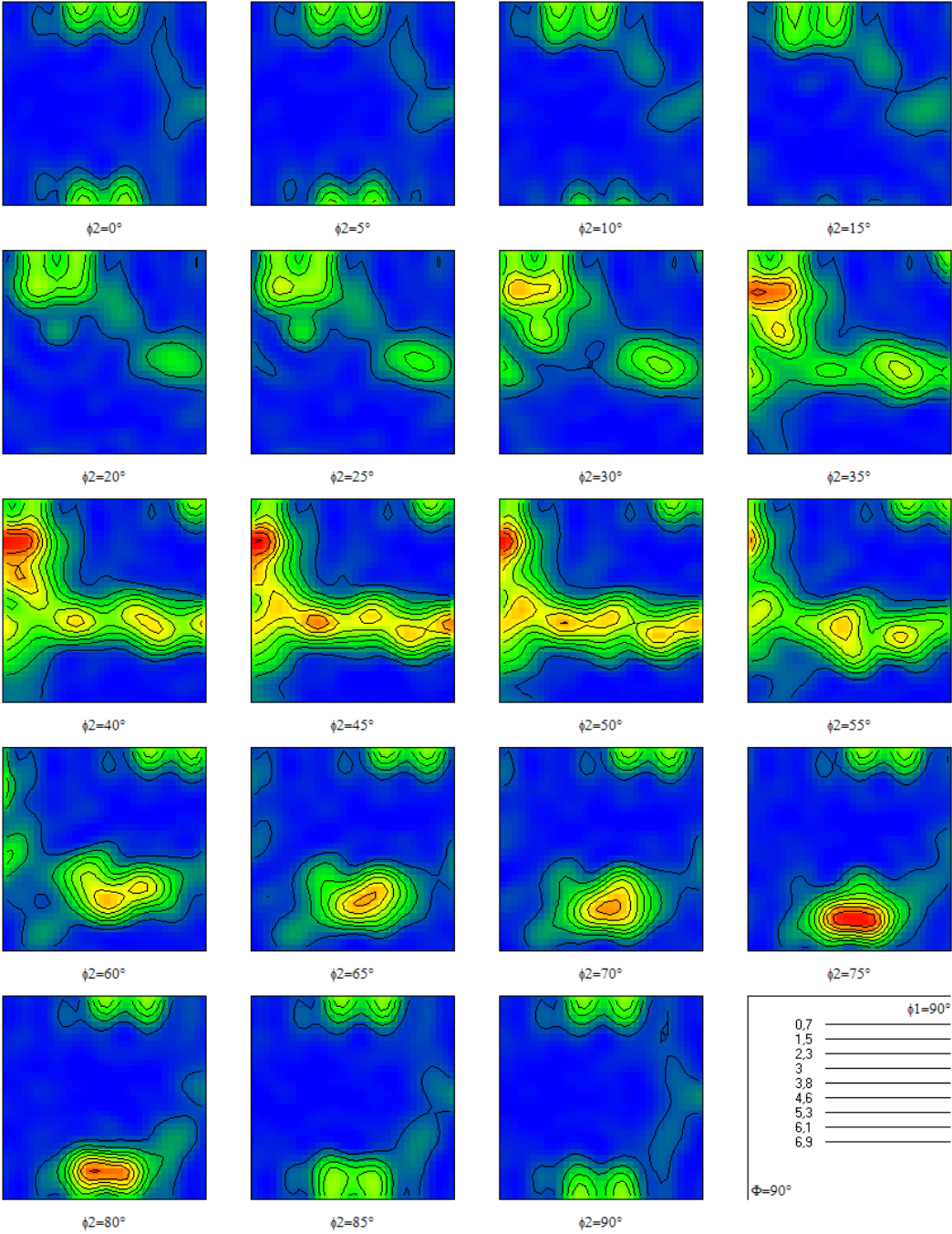
Muestra S10 en dirección transversal.



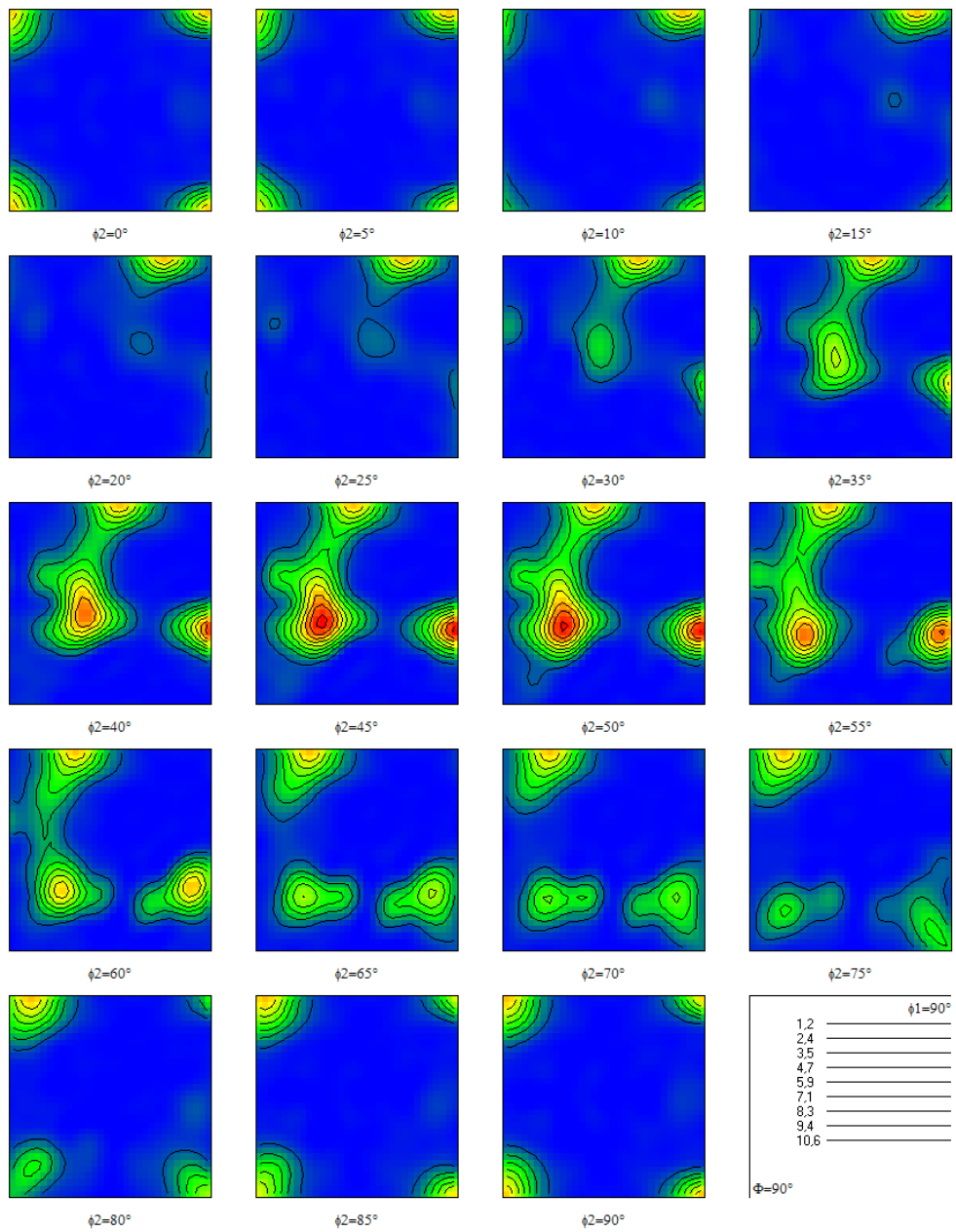
Muestra S15 en dirección normal.



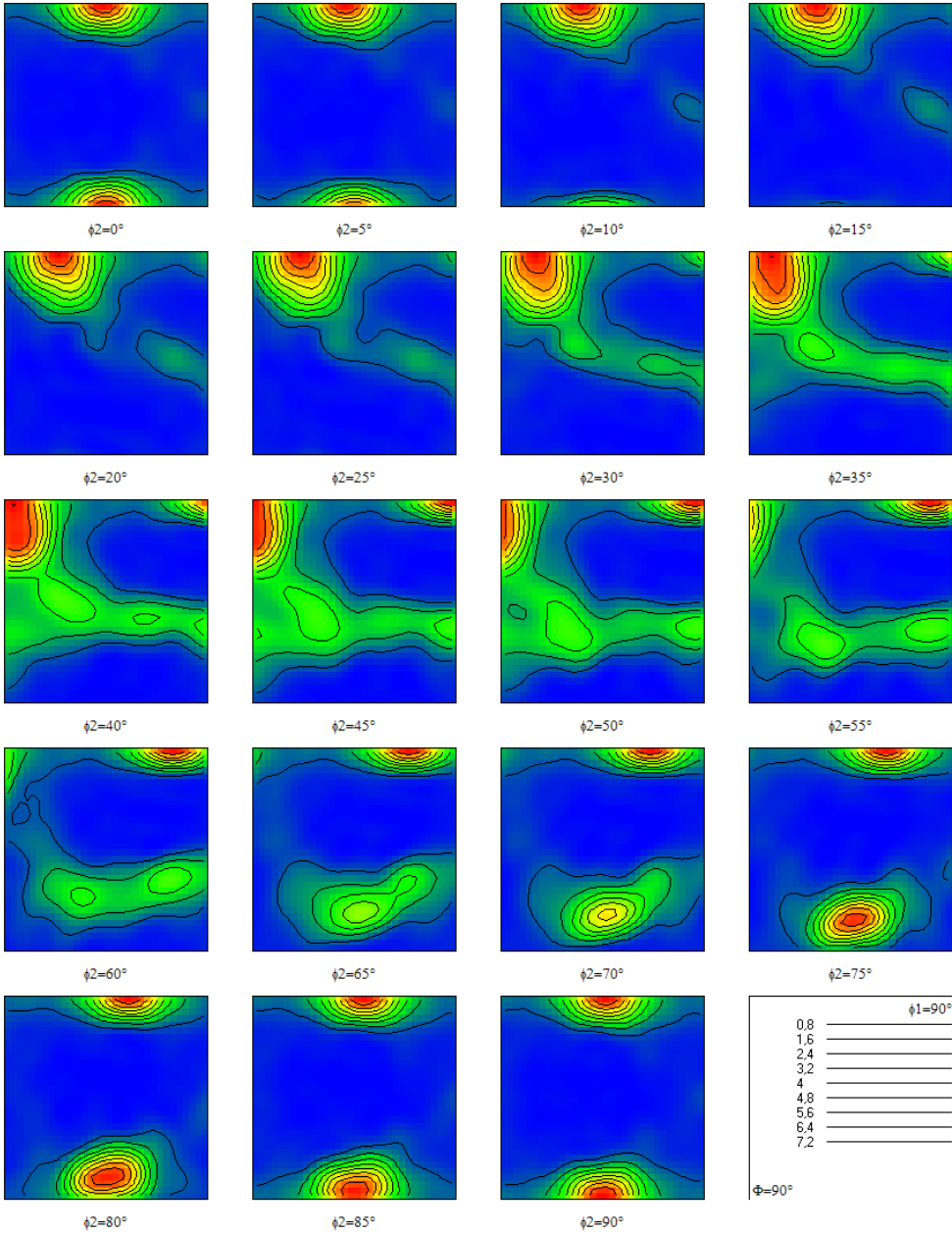
Muestra S15 en dirección transversal.



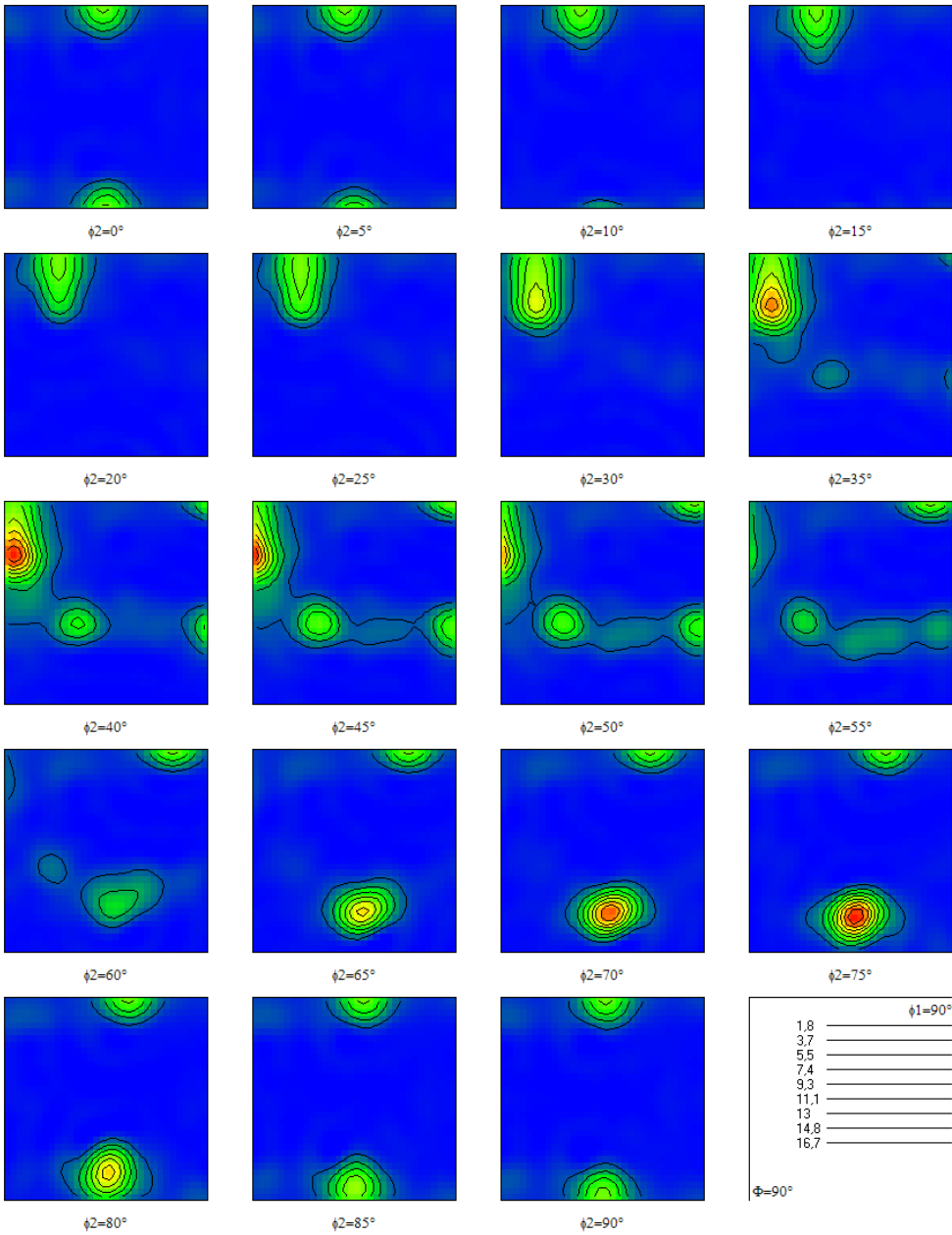
Muestra S20 en dirección normal.



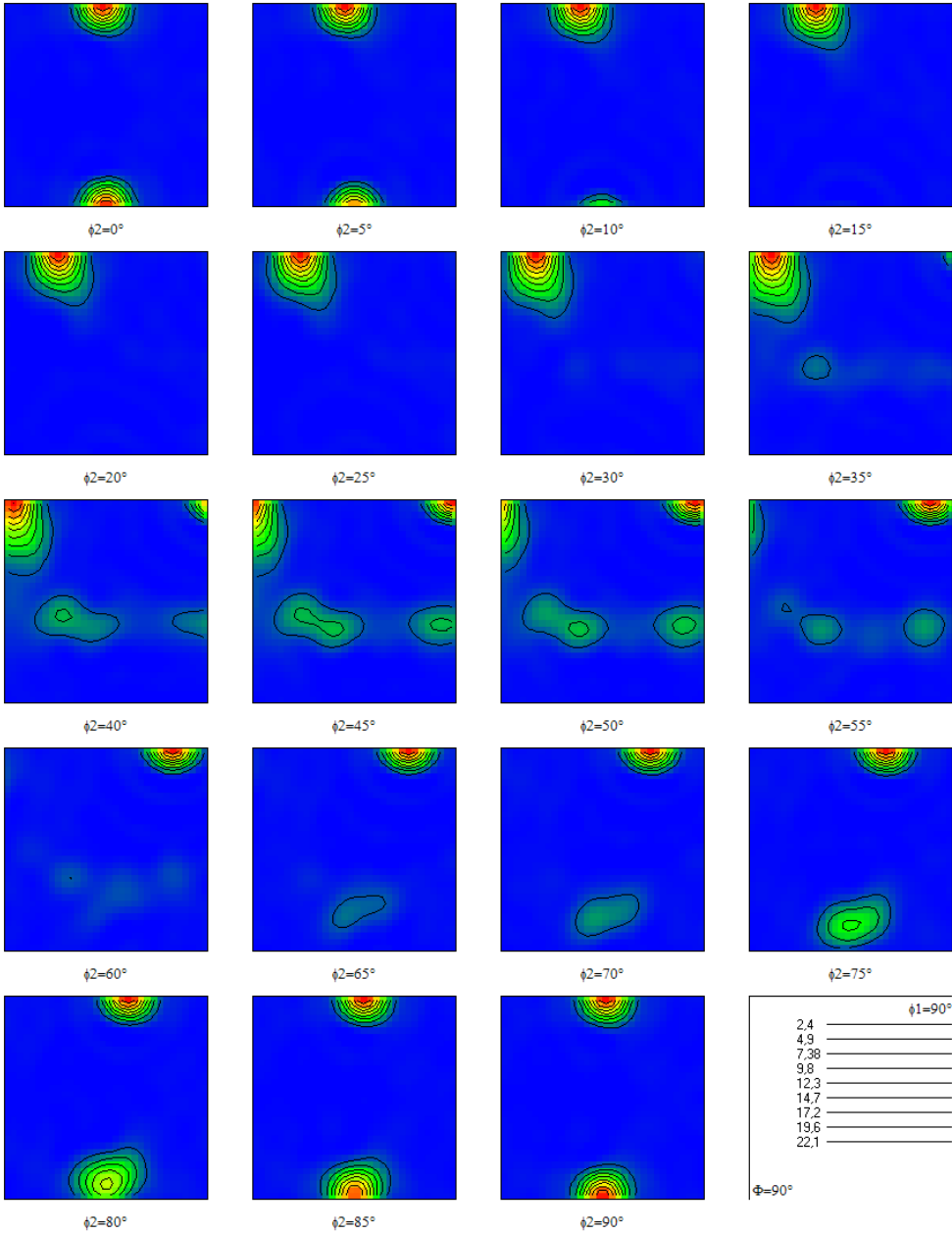
Muestra S20 en dirección transversal.



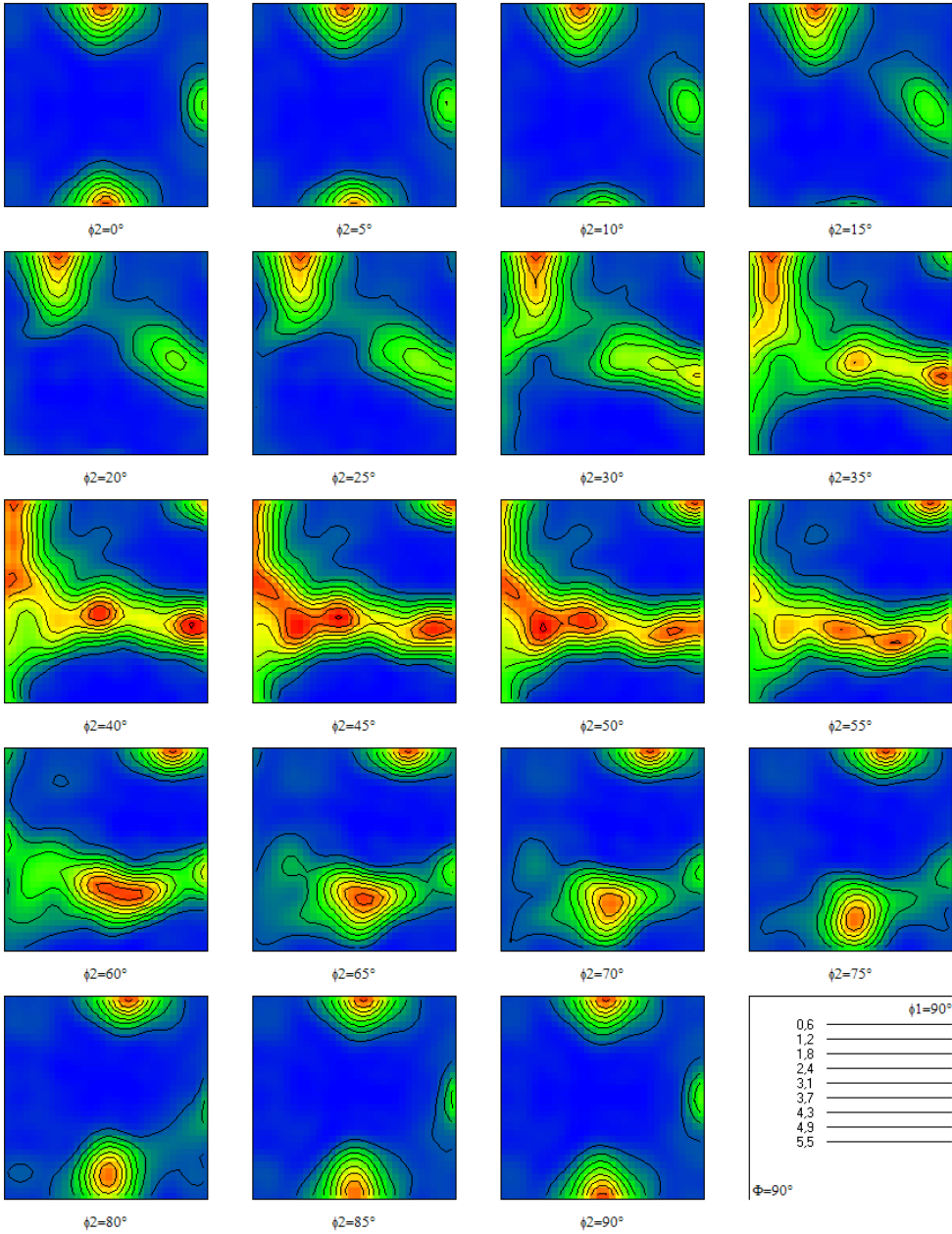
Muestra S25 en dirección normal.



Muestra S25 en dirección transversal.



Muestra S30 en dirección normal.



Muestra S30 en dirección transversal.

