

TESIS DOCTORADO EN FÍSICA

Anisotropía de la Microestructura de Aleaciones Metálicas por Difracción de Luz Sincrotrón

Mg. Emanuel Alejandro Benatti
Doctorando

Dr. Raúl Eduardo Bolmaro
Director

19 de Junio de 2017

Física y Micromecánica de materiales heterogéneos
Instituto de Física Rosario

Facultad de Cs. Exactas, Ingeniería y Agrimensura
Universidad Nacional de Rosario
Argentina

A mi familia
A mis amigos
y a todos los que se lo merecen
por merecerlo.

Índice de contenidos

Índice de contenidos	ii
Índice de figuras	iv
Índice de símbolos	vi
Resumen	vii
1. Introducción	1
1.1. Motivación	1
1.2. Cristalografía de Rayos X	3
1.2.1. Estudios de ancho de pico: Revisión bibliográfica y estado del arte	5
1.2.2. El Método de Langford	10
1.3. Difracción de electrones retrodifundidos	13
1.4. Textura cristalográfica	16
1.4.1. Determinación de la FDO	17
1.4.2. FDO y FDO generalizada	19
1.5. Organización de la tesis	20
2. Materiales y métodos	22
2.1. Experimentos de difracción de rayos X	22
2.1.1. Contribuciones instrumentales al ancho de pico	24
2.1.2. Postprocesamiento de los datos	25
2.1.3. CMWP	28
2.1.4. Langford	29
2.2. Mediciones de EBSD	30
3. Estudio sobre el acero libre de intersticiales	31
3.1. Estudio de la microestructura por el método CMWP	31
3.2. Estudio de la microestructura por el método de Langford y figuras de polos generalizadas	31
3.3. Estudio de la microestructura por EBSD	31
3.4. Discusión de resultados	31
3.5. Conclusiones	31
4. Estudio sobre el acero F138	33
4.1. Estudio de la microestructura por el método CMWP - Revisión	33
4.2. Estudio de la microestructura por el método de Langford y figuras de polos generalizadas	33

4.3. Estudio de la microestructura por EBSD - Revisión	33
4.4. Discusión de resultados	33
4.5. Conclusiones	33
5. Estudio sobre el acero duplex G2205	34
5.1. Estudio de la microestructura por el método de Langford y figuras de polos generalizadas	34
5.2. Discusión de resultados	34
5.3. Conclusiones	34
6. Estudio sobre el Aluminio 1050	35
6.1. Estudio de la microestructura por el método CMWP	35
6.2. Estudio de la microestructura por el método de Langford y figuras de polos generalizadas	35
6.3. Estudio de la microestructura por EBSD - Revisión	35
6.4. Discusión de resultados	35
6.5. Conclusiones	35
7. Conclusiones	36
8. Proyecciones	37
A. Archivos de entrada utilizados para correr los programas empleados en el desarrollo de esta tesis	38
A.1. Datos de entrada de IDEA	38
A.1.1. Archivo <i>data_info_1.ini</i>	38
A.1.2. Archivo <i>fit_ini_2.ini</i>	39
A.1.3. Archivo <i>IRF_3.dat</i>	40
A.2. Datos de entrada de IDEA-CMWP	40
A.2.1. Archivo <i>data_info_1.ini</i>	40
A.2.2. Archivo <i>fit_strategy_2.ini</i>	41
A.2.3. Archivo <i>sample.dat.ini</i> (CMWP)	41
A.2.4. Archivo <i>sample.dat.fit.ini</i> (CMWP)	42
A.2.5. Archivo <i>sample.dat.q.ini</i> (CMWP)	42
Bibliografía	43

Índice de figuras

1.1.	Las 14 Redes de Bravais posibles para un material tridimensional. . . .	1
1.2.	Las tres redes de Bravais que se observan en los materiales metálicos. .	2
1.3.	Ejemplo de la influencia de la influencia de la textura en la respuesta mecánica que se puede observar en un material metálico, aluminio en este caso. La figura (a) muestra un ejemplo típico de “orejeado”, producto de una anisotropía producida por la textura. El material de la figura (b) tiene una textura que resulta en una respuesta más isotrópica del material ante el embutido, eliminando así el orejeado.	3
1.4.	Ley de Bragg	3
1.5.	Ejemplo del ensanchamiento anisotrópico. Imágenes obtenidas de [9] . .	6
1.6.	Ejemplo de la influencia del factor de contraste para dos casos extremos. Ver si puedo encontrar una referencia.	8
1.7.	(a) Ajuste de los coeficientes de Fourier suponiendo que todos los sistemas de deslizamiento están igualmente poblados, y con igual proporción de dislocaciones de hélice y borde. $\rho = 3 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$. (b) Curvas de coeficientes de Fourier. En este análisis se ajustaron diferentes modelos para las curvas de $\omega = 22^\circ$ y se usaron los parámetros obtenidos para simular las curvas con $\omega = 48^\circ$. Puede apreciarse que si se supone que las dislocaciones son sólo de borde no se obtiene un buen acuerdo entre el modelo y el experimento. Por otro lado, tanto el modelo con 100 % de dislocaciones de hélice y con mitad de dislocaciones de dislocaciones de hélice y mitad de borde parecen predecir razonablemente el comportamiento observado. Las dislocaciones obtenidas son $2.2, 2.5$ y $2.3 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$. Imágenes obtenidas de [14].	11
1.8.	Esquema de una medición de EBSD	14
1.9.	Patrón de Kikuchi	14
1.10.	Ejemplo de mapa EBSD	15
1.11.	Módulo de Young E para un monocristal de Hierro como función del ángulo entre la dirección [100] y el eje sobre el que se aplica la tensión. Imagen obtenida de [19].	16
1.12.	Cantidad de coeficientes independientes en un desarrollo de armónicos esféricos como función del grado l . La línea de puntos en la figura indica el máximo orden del desarrollo en armónicos esféricos de la Función de Distribución de Orientaciones que se puede obtener habiendo medido tres Figuras de Polos.	19
2.1.	Fotografías del exterior e interior de la facilidad PETRA III, en DESY. Imágenes obtenidas de [22].	22

2.2. Esquema básico del proceso de medición y análisis de datos. Las mediciones se realizaron empleando una geometría de transmisión, para diferentes rotaciones ω de la muestra. Por cada posición de la muestra se registraron una serie de anillos de Debye, a partir de los cuales se extrajeron porciones radiales con los que se construyeron los difractogramas que luego fueron procesados siguiendo diferentes modelos microestructurales. A partir de estos resultados, y realizando la conversión adecuada de las coordenadas de laboratorio a las coordenadas del sistema de referencia del cristal, se construyeron figuras de polos y figuras de polos generalizadas.	23
2.3.	24
2.4. Variación del ancho instrumental como función del ángulo a lo largo del anillo de Debye.	24
2.5.	25
2.6. Para convertir las imágenes grabadas en cada experimento de difracción se empleó el programa FIT2D, que permitió dividir a cada conjunto de anillos de Debye en 72 porciones de 5° cada una. El programa luego extraía la intensidad de promedio grabada dentro de cada porción y con esa información construía difractogramas que fueron luego empleado para realizar los ajustes.	25
2.7. La relación señal ruido mínima que permite distinguir y ajustar apropiadamente un pico del difractograma. El pico que se muestra tiene una intensidad integrada neta de 5 y como puede verse es ajustado razonablemente por una función pseudo-Voigt. Si el pico es más pequeño el error del ajuste se vuelve muy grande e incluso puede no converger. . .	26
2.8. Pantalla de inicio del software CMWP.	28
2.9. Coeficientes de strain gaussiano y lorentziano.	29
2.10. Coeficientes de strain posta.	29
2.11. Comparación del gaussiano con el posta.	30
3.1. caption para probar	32

Índice de símbolos

Unidades más comunes, símbolos, abreviaturas y siglas utilizadas. Se incluye la página con una descripción más detallada cuando sea pertinente.

$\langle e^2 \rangle$	Deformación cuadrática media de la red cristalina
A_n	n-ésimo coeficiente de Fourier
C	Factor de contraste de una dislocación.
H o $FWHM$	Ancho de pico a media altura. También abreviado como FWHM por sus siglas en inglés (Full Width at Half Maximum).
H^2	Invariante de cuarto orden que determina el factor de contraste promedio.
L	Orden de reflexión. Mentira. Escribirlo bien.
\bar{C}	Factor de contraste promedio.
\bar{C}_{h00}	Factor de contraste promedio para los planos $h00$
λ	Longitud de onda
\mathbf{G}	Vector de la red recíproca.
\mathbf{K}_B	Vector de dispersión que cumple la ley de Bragg.
\mathbf{K}	Vector diferencia entre los vectores de onda de las radiaciones incidente y saliente. También llamado vector de dispersión.
\mathbf{b}	Vector de burgers de una dislocación.
\mathbf{k}_e	Vector de onda de la radiación saliente.
\mathbf{k}_i	Vector de onda de la radiación incidente.
\mathbf{l}	Vector de línea de una dislocación.
θ_B	Ángulo de Bragg
c_{ij}	Constantes elásticas de un material.
d_{hkl}	Distancia interplanar para la familia de planos hkl
q	Carácter hélice-borde de una dislocación
EBSD	Difracción de electrones retro difundidos
SEM	Microscopio electrónico de barrido
XRD	Difracción de Rayos X

Resumen

Palabras clave: palabras, clave, español

Capítulo 1

Introducción

“La destrucción es obra de una tarde. La creación es obra de una vida.”

— Kamahl, acólito druida

1.1. Motivación

Dentro de la multitud de materiales existentes, los sólidos cristalinos son aquellos que tienen más impacto en el desarrollo de nuestra vida cotidiana. Los sólidos cristalinos son materiales que están constituidos por cristales, que son arreglos periódicos de átomos. Dado que en el transcurso de este trabajo sólo se hablará de sólidos cristalinos, cuando se hable de sólido, material o muestra, siempre se sobreentenderá que se está hablando de un sólido cristalino.

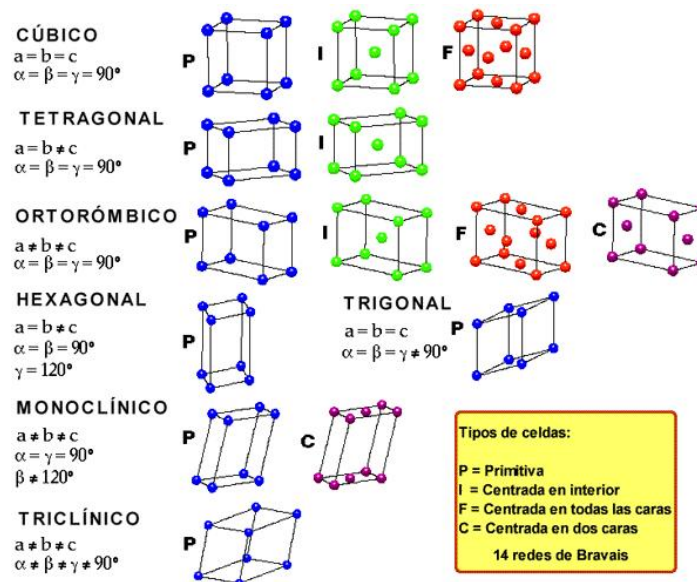


Figura 1.1: Las 14 Redes de Bravais posibles para un material tridimensional.

La unidad básica de un cristal es la denominada celda unidad, que se repite en las tres dimensiones del espacio, dándole al cristal una simetría de traslación. Utilizando los métodos de la teoría de grupos, se puede demostrar que existen sólo 14 formas de

llenar el espacio con arreglos periódicos de átomos (Fig. 1.1), es decir, existen 14 tipos diferentes de celdas unitarias, que se denominan redes de Bravais[1].

Sin embargo, a pesar de la variedad de posibles arreglos atómicos disponibles, se observa que en la naturaleza los metales tienden a formar sólo tres de esas estructuras, que se muestran en la Fig. 1.2 y que se denominan Cúbica Centrada en las Caras (FCC), Cúbica Centrada en el Cuerpo (BCC) y Hexagonal Compacta (HCP). Las siglas que se usarán para caracterizar a cada una de estas celdas están basadas en la nomenclatura inglesa, *Face Centered Cubic*, *Body Centered Cubic* y *Hexagonal Close Packed*. En este trabajo se trabajará con materiales metálicos que tienen alguna de estas tres simetrías, y se pondrá especial foco en los materiales FCC y BCC.

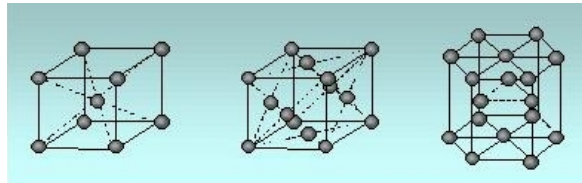


Figura 1.2: Las tres redes de Bravais que se observan en los materiales metálicos.

Según el principio de Neumann[2], las propiedades básicas de un sólido cristalino están determinadas en primer lugar por la de la celda unidad, y serán en general anisotrópicas, es decir dependerán de la orientación de dicha celda respecto a un cierto sistema de referencia. En un dado sólido, puede ocurrir que todos sus cristales tengan la misma orientación, en cuyo caso se dice que ese material es un monocristal. Si por el contrario, el sólido está constituido por cristales orientados en cualquier dirección, y todas las orientaciones se encuentran igualmente representadas, se dice entonces que el material es un policristal. En este caso, las propiedades macroscópicas del cristal se pueden obtener a partir de promediar las propiedades de la celda unidad en todas las orientaciones posibles. El caso más general consistirá en una situación intermedia entre un monocristal y un policristal, es decir, los cristales tendrán una o más orientaciones preferenciales y habrá una cierta distribución alrededor de dichas orientaciones, lo que constituirá la textura de dicho material. La textura de un material es el segundo factor que condicionará la anisotropía de las propiedades macroscópicas de un sólido cristalino.

La relación entre textura, propiedades mecánicas y procesos de fabricación es de gran interés puro, pero especialmente aplicado, ya que la capacidad de controlar la textura, y con ello la anisotropía de las propiedades mecánicas de los materiales, puede implicar beneficios económicos importantes. Uno de los ejemplos más estereotípicos que se suele citar es el “orejeado” que puede producirse durante el embutido de chapas metálicas (Fig. 1.3), donde la anisotropía causada por la textura puede resultar en que la copa no tenga una altura homogénea, lo que produce un exceso importante en la chatarra que produce al cortar la boca de esas copas para eliminar el orejeado.

Adicionalmente la textura no sólo condiciona las propiedades mecánicas de los materiales, sino que también influencia cómo estos materiales acumularán defectos una vez sometidos a diferentes solicitaciones. Por ejemplo, más adelante en esta tesis se verá como al laminar el acero, se favorecen dos tipos de orientaciones, pero los defectos tienden a acumularse en sólo una de ellas, lo cual a su vez afecta otras propiedades del acero como ser su dureza, ductilidad, etc.

A partir de estas motivaciones surge este trabajo, en donde se propone estudiar la

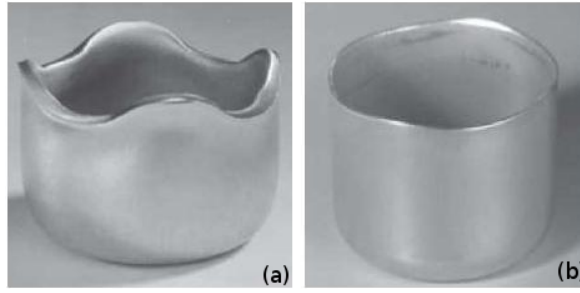


Figura 1.3: Ejemplo de la influencia de la textura en la respuesta mecánica que se puede observar en un material metálico, aluminio en este caso. La figura (a) muestra un ejemplo típico de “orejado”, producto de una anisotropía producida por la textura. El material de la figura (b) tiene una textura que resulta en una respuesta más isotrópica del material ante el embutido, eliminando así el orejado.

anisotropía de distintas aleaciones metálicas, así como buscar relaciones entre las deformaciones mecánicas sufridas por las muestras, su textura y los defectos acumulados en las mismas.

1.2. Cristalografía de Rayos X

Los rayos X son una herramienta de vital importancia para el estudio de los materiales cristalinos, ya que de la interacción entre ambos se pueden observar los detalles acerca del ordenamiento de los átomos en un dado material.

Para entender los principios importantes de la cristalografía de rayos X, se parte de un haz monocromático de radiación X de longitud de onda λ y vector de onda \mathbf{k}_i que incide sobre una dada muestra cristalina formando un ángulo θ con la familia de planos cristalinos $\{hkl\}$, como se observa en la Fig. 1.4.

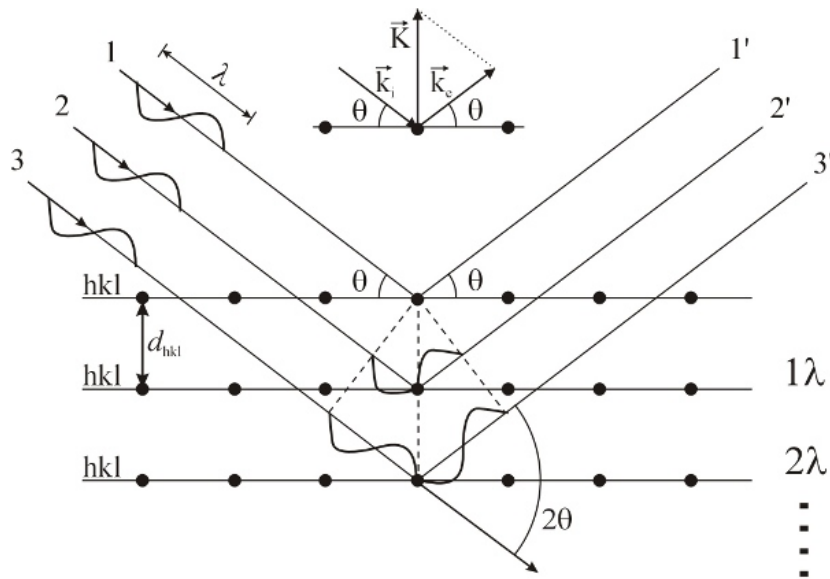


Figura 1.4: Ley de Bragg

Si el haz interactúa con la muestra elásticamente, será dispersado con la misma longitud de onda inicial, pero en una dirección marcada por el vector de onda \mathbf{k}_e , que cumplirá $|\mathbf{k}_i| = |\mathbf{k}_e| = \frac{2\pi}{\lambda}$, y que formará el mismo ángulo con la familia de

planos $\{hkl\}$. Si el cristal es infinito y está libre de cualquier tipo de distorsiones, habrá interferencia constructiva del haz dispersado sólo cuando el vector de dispersión \mathbf{K} es igual a un vector de la red recíproca correspondiente a la familia de planos $\{hkl\}$:

$$\mathbf{K} = \mathbf{k}_e - \mathbf{k}_i = \mathbf{G}_{hkl} \quad (1.1)$$

siendo \mathbf{G}_{hkl} el vector de la red recíproca que corresponde a la familia de planos $\{hkl\}$. Ahora bien, como se puede ver en la Fig 1.4, $|\mathbf{K}| = \frac{2 \sin \theta_B}{\lambda}$, y como $|\mathbf{G}_{hkl}| = \frac{n}{d_{hkl}}$, la condición de Bragg 1.1 puede escribirse también como:

$$2 d_{hkl} \sin(\theta_B) = n \lambda \quad (1.2)$$

siendo d_{hkl} la distancia interplanar de la familia de planos $\{hkl\}$, $2\theta_B$ el ángulo formado entre el haz incidente y el haz reflejado cuando se cumple la condición de Bragg y n el número de orden de difracción. La Ec. 1.2, se llama Ley de Bragg y es la ecuación fundamental de la difracción de Rayos X (XRD).

La Ley de Bragg es válida en la medida que se cumplan la condiciones de dispersión cinemática y la condición de difracción de Fraunhofer. La primer condición se cumple cuando el fotón de rayos X que es dispersado interactúa solamente con un átomo de la muestra, y no es válida cuando se tiene un cristal verdaderamente perfecto. Por otro lado, la condición de Fraunhofer implica que el detector se encuentra a una distancia mucho mayor que la longitud característica del cristal que está dispersando la radiación. Para las configuraciones de laboratorio típicas, esto implica que no se pueden estudiar cristales con dimensiones mayores a $\sim 1 \mu m$. Ambas aproximaciones serán válidas para los materiales y las condiciones experimentales mencionadas en este trabajo.

Una consecuencia de la ley expresada en la Ec. 1.2 es que para un cierto haz incidente habrá reflexiones cuyas distribución de intensidades serán funciones deltas de Dirac, con intensidad infinita para el ángulo θ_B e intensidad nula para los ángulos θ que no cumplan con la condición de Bragg. Como resultado, los “picos” de difracción tendrán un ancho nulo. Si, como ocurre en la práctica, el número de planos que contribuyen a la reflexión es finito, la distribución angular de intensidades tendrán un ancho y altura finitos, y lo mismo ocurrirá si la red de átomos tiene distorsiones, es decir, si los átomos no se encuentran en un arreglo perfectamente periódico.

En un experimento de XRD real aparecerán además otras contribuciones que ensancharán los picos de difracción. Por ejemplo, el haz incidente no será puntual ni estará constituido por haces completamente paralelos, sino que tendrá un tamaño finito y estará comprendido entre haces que tendrán cierta divergencia angular. Además, el haz no será completamente monocromático, sino que estará integrado por rayos X con longitudes de onda en un intervalo $(\lambda \pm \Delta\lambda)$. Todos estos factores contribuirán a que haya haces difractados en las vecindades de θ_B , aumentando el ancho de los picos de difracción. Una parte importante de esta tesis se tratará de obtener información acerca de la microestructura de los materiales a partir del ensanchamiento de los picos de difracción, por lo que la correcta clasificación y cuantificación de los efectos instrumentales será motivo de discusión permanente en los capítulos siguientes.

1.2.1. Estudios de ancho de pico: Revisión bibliográfica y estado del arte

Si no se tienen en cuenta los diferentes efectos instrumentales se puede afirmar que, a partir del estudio del ensanchamiento y la forma de los perfiles de intensidad de los picos medidos en un experimento de XRD, es posible obtener información microestructural del material, como la cantidad y tipo de defectos presentes, o la distribución de tamaño de los dominios coherentes de difracción (cristalitas). Al conjunto de técnicas y métodos del campo de la cristalografía que utilizados para obtener este tipo de información se los conoce como Estudios de Ancho de Pico, o LPA, por sus siglas en inglés (*Line Profile Analysis*). Aunque el término LPA fue acuñado muchos años después, la técnica, aunque rudimentaria, es tan antigua como los primeros experimentos de XRD, y fue implementada independientemente por Hull en Estados Unidos y Debye y Scherrer en Alemania. Mientras investigaba el tamaño de partículas de oro y plata en sistemas coloidales, Scherrer incluyó la ecuación que luego llevaría su nombre[3]:

$$H = 2\sqrt{\frac{\ln(2)}{\pi}} \frac{\lambda}{L \cos(\theta_B)} \quad (1.3)$$

Donde H denota el ancho del pico a la mitad de su intensidad máxima (también abreviado FWHM), L es la longitud característica de la cristalita en la dirección perpendicular a la familia de planos $\{hkl\}$ y el factor numérico $2\sqrt{\ln(2)/\pi}$ se usa para convertir H al ancho integral del pico, suponiendo que el mismo tiene forma Gaussiana. Los trabajos que siguieron se dedicaron a mejorar las estimaciones de tamaño y forma de las cristalitas, así como estudiar los perfiles de picos a partir de funciones Lorentzianas y mezclas de funciones Lorentzianas y Gaussianas. En el año 1938 Jones[4] señaló que el perfil de intensidades medido en un experimento de XRD, I_{exp} , es la convolución del perfil $I_{muestra}$ que se obtendría de la muestra y el debido a todos los efectos instrumentales, I_{inst} , es decir:

$$I_{exp} = I_{muestra} \otimes I_{inst} \quad (1.4)$$

De esta manera, Jones logró remover las contribuciones de las líneas $K\alpha_2$ de la radiación del cobre en las mediciones de tamaño de cristalita. En el año 1949 Hall[5] usó la formulación de Stokes y Wilson para proponer un método para separar las contribuciones de los efectos de tamaño de cristalita y de deformación de la red cristalina, basándose en el hecho de que cada contribución tiene una variación característica con el orden de difracción $\{hkl\}$. Al graficar el ancho integral de cada pico de difracción en función de K , los puntos se acomodan en una recta cuya pendiente está relacionada con el nivel de deformación de la red, y cuya ordenada al origen es el recíproco del tamaño de cristalita promedio (D):

$$\Delta K = \beta \cos\left(\frac{\theta}{\lambda}\right) = \frac{1}{D} + 2\epsilon K \quad (1.5)$$

siendo ϵ una cantidad que es proporcional a la distorsión de la red cristalina y β es el ancho integral de cada reflexión. La primera versión del método de Williamson-Hall, que es como se llamó a la aplicación de la Ec. 1.5, se basa en la suposición de que los picos de difracción tienen un perfil lorentziano. Si los perfiles tienen un carácter gaussiano, muchos pasos en la deducción son iguales, pero el resultado final es lo que

se denomina la forma cuadrática de la ecuación de Williamson-Hall[6]:

$$(\Delta K)^2 = \left[\beta \cos \left(\frac{\theta}{\lambda} \right) \right]^2 = \left(\frac{1}{D} \right)^2 + 4 \epsilon^2 K^2 \quad (1.6)$$

Conceptualmente, lo que dicen las Ecs. 1.5 y 1.6 es que el ensanchamiento producido por el tamaño finito de cristalita es independiente del orden de difracción hkl o el vector de difracción K , mientras que la contribución debida a las distorsiones de la red cristalina crecen linealmente o cuadráticamente, respectivamente, con el vector K .

En el año 1949, Warren y Averbach[7] también utilizaron la formulación de Stokes y Wilson para derivar otro método para separar las contribuciones de distorsión y tamaño al ensanchamiento de los picos de rayos X. El método de Warren-Averbach se basa en el hecho de que la transformada de Fourier de la convolución de dos funciones es simplemente el producto de las transformadas de Fourier de dichas funciones, y como el perfil de intensidades $I_{muestra}$ es la convolución del perfil obtenido por las contribuciones de tamaño I_T y distorsión I_D , los coeficientes de Fourier del perfil de línea de la muestra A_n son el producto de los coeficientes de tamaño A_n^T y distorsión A_n^D :

$$A_n = A_n^T A_n^D \quad (1.7)$$

En este caso, si se supone que las cristalitas son de forma esférica y que su distribución de tamaño de tipo lognormal[8] y se supone un perfil de deformación de tipo gaussiano, se puede llegar a la ecuación que se emplea cuando se aplica el método de Warren-Averbach:

$$\ln(A_n(l)) = \ln(A_n^T) - 2\pi^2 n^2 l^2 \langle e^2 \rangle \quad (1.8)$$

En la Ec. 1.8, l es el orden de una dada reflexión, $\langle e^2 \rangle$ es la deformación cuadrática media de la red cristalina y el resto de los símbolos son los definidos anteriormente.

Una limitación importante de los métodos de Williamson-Hall (WH) y de Warren-Averbach (WA) es que no toman en cuenta la anisotropía en la deformación de la red cristalina. Matemáticamente, eso significa que los términos de deformación en las Ecs. 1.5, 1.6 y 1.8 son funciones monótonas de K y l , respectivamente. En la práctica, si en el material estudiado las dislocaciones son un mecanismo de deformación importante, se observará que el ensanchamiento ΔK no es una función monótona de K sino que existe cierta dispersión, como se ve en la Fig 1.5-(a).

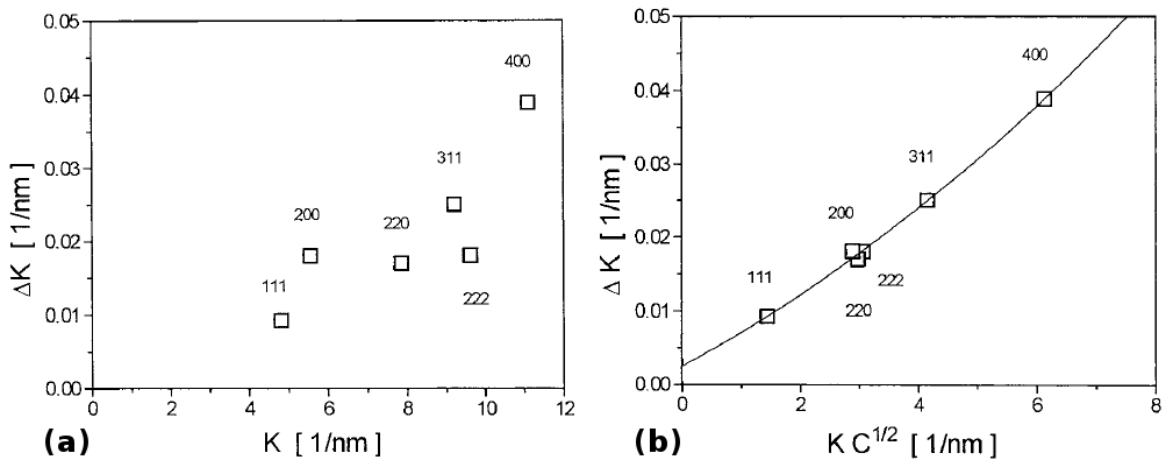


Figura 1.5: Ejemplo del ensanchamiento anisotrópico. Imágenes obtenidas de [9]

En ensanchamiento anisotrópico puede tener multitud de causas, entre ellas:

- (i) Errores sistemáticos y estadísticos en la medición.
- (ii) Anisotropía en el tamaño de cristalita.
- (iii) Las cristalitas que contribuyen al ensanchamiento de cada pico tienen distinta densidad de dislocaciones.
- (iv) El campo de deformaciones en el medio elástico es anisótropo, con lo cual la contribución al ensanchamiento de los picos de difracción será diferente para cada familia de planos $\{hkl\}$.
- (v) Existen defectos de tipo planar que contribuyen al ensanchamiento de los picos de difracción.

La causa (i) sólo se puede minimizar a través de una cuidadosa planificación y ejecución de los experimentos, aunque siempre va a estar presente en alguna medida, y va a tener mayor importancia cuando se esté estudiando el perfil de picos de baja intensidad respecto al ruido de fondo. La causa (ii) es difícil de saber a priori y va a depender fuertemente de la historia de la muestra. La causa (iii) está fuertemente relacionada con la textura del material, sus características cristalográficas y el tipo de procesos a las que fue sometida. La causa (iv) siempre estará presente y también será difícil de determinar a priori, salvo para casos particulares. Finalmente la causa (v) podrá visualizarse en ciertos casos estudiando la asimetría de los picos de difracción, así como estudiando la dependencia de la anisotropía con el orden de difracción $\{hkl\}$ y estudiando el corrimiento de los picos de difracción.

Las formulaciones del método de WH y de WA involucran ciertas suposiciones implícitas para resolver los problemas planteados, a saber, que todas las cristalitas tienen forma esférica y que tienen el mismo tamaño, que no hay defectos planares y que la deformación causada por las dislocaciones es isótropa.

Hacia finales de los '90 y principios de los 2000 Ungar et al modificaron la formulación de WH y WA para tomar en cuenta la anisotropía en el campo de deformaciones de la red cristalina a través del concepto de los factores de contraste.

El modelo del factor de contraste toma en cuenta que las dislocaciones no son igualmente visibles para cualquier plano cristalino, es decir, la contribución de una dada dislocación al ancho de un determinado pico de difracción definido por el vector \mathbf{G}_{hkl} va a depender de la orientación relativa entre \mathbf{G}_{hkl} y el vector de burgers \mathbf{b} de esa dislocación, tal como se muestra la Fig. 1.6 para los dos casos extremos que pueden ocurrir al estudiar para una dislocación de borde en una red cúbica.

Tanto en la parte (a) de la figura como en la (b) se tiene una dislocación de borde cuyo vector de burgers tiene una dirección horizontal con sentido hacia la derecha. Ahora bien, si en un experimento de difracción se observan los planos verticales, es decir se tiene $\mathbf{g} \parallel \mathbf{b}$, la contribución de esa dislocación hacia el ensanchamiento de pico será máxima, y esto se correlaciona con el hecho de que la distorsión que la dislocación ocasiona en la red cristalina es más visible. Por otro lado, al observar los planos horizontales se tiene $\mathbf{g} \perp \mathbf{b}$ y la contribución de esa dislocación al ensanchamiento de ese pico será nula, o muy pequeña. Notar que al ver los planos horizontales la deformación producida en la red cristalina es mucho menos visible.

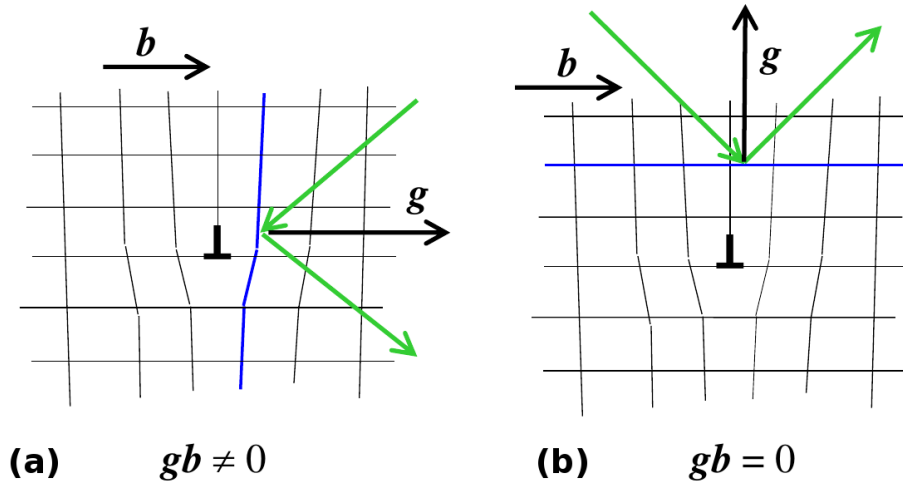


Figura 1.6: Ejemplo de la influencia del factor de contraste para dos casos extremos. Ver si puedo encontrar una referencia.

Este ejemplo muestra que se puede pensar en el factor de contraste C como una cantidad que va a corregir el hecho de que una dada dislocación es más o menos “visible” en un experimento de difracción, dependiendo del plano cristalino analizado. La correcta determinación de estos factores es fundamental si se quiere hacer una cuantificación adecuada de la densidad de dislocaciones de un material. Como regla general, el factor de contraste será una cantidad que depende tanto del vector de difracción \mathbf{G} como del tipo de dislocación presente en el material, así como de las constantes elásticas del material mismo:

$$C = C(\mathbf{G}, \mathbf{b}, \mathbf{l}, c_{ij}) \quad (1.9)$$

Donde \mathbf{G} y \mathbf{b} son las cantidades definidas previamente, \mathbf{l} es el vector de línea de la dislocación y c_{ij} representan las componentes del tensor de elasticidad del material. El cálculo de C a partir de la Ec. 1.9 para un material elásticamente anisotrópico es una tarea que, además de laboriosa, requiere conocer a priori el tipo de dislocaciones presentes en el material y los sistemas de deslizamiento activos, lo que en general no ocurre. Para sistemas cristalinos cúbicos y hexagonales Ungár et al[10, 11] han encontrado expresiones analíticas para calcular el factor de contraste de cualquier tipo de dislocación, siempre que se sepa el sistema de deslizamiento activo y el tipo de dislocación presente. En particular, para sistemas cúbicos se tiene que la Ec. 1.9 toma una forma sencilla:

$$C = C(hkl) = A + B H^2 \quad (1.10)$$

con

$$H^2 = \frac{h^2 k^2 + h^2 l^2 + k^2 l^2}{(h^2 + k^2 + l^2)^2} \quad (1.11)$$

un invariante de cuarto orden de los índices de Miller hkl , y A y B constantes que pueden calcularse a para dislocaciones de hélice y borde a partir de las constantes elásticas del material. Si se observa con detenimiento la Ec. 1.11 se puede notar que

$C(h00) = A$, por que la Ec. 1.10 suele escribirse de la forma:

$$C(hkl) = C_{h00} (1 - q H^2) \quad (1.12)$$

donde $A = C_{h00}$ y $q = -B/A$ es un factor que puede relacionarse con el carácter hélice/borde de las dislocaciones presentes. Vale notar que la Ec. 1.12 es válida sólo si $C_{h00} \neq 0$, cosa que no ocurre en todos los casos, aunque sí lo suficiente como para darle a la Eq. 1.12 una generalidad aceptable.

A partir de la implementación del método de los factores de contraste, se puede avanzar en relacionar la deformación cuadrática media de la red cristalina $\langle e^2 \rangle$ con la densidad de dislocaciones. En particular, si la principal causa de deformación de la red cristalina son dislocaciones, la deformación cuadrática media puede escribirse[12]:

$$\langle e^2 \rangle = \frac{\rho C b^2}{4\pi} f\left(\frac{l}{R_e}\right) \xrightarrow{l \rightarrow 0} -\frac{\rho C b^2}{4\pi} \ln\left(\frac{l}{R_e}\right) \quad (1.13)$$

donde b es la longitud del vector de burgers de las dislocaciones, C es el factor de contraste definido en 1.9 y 1.12, ρ es la densidad de dislocaciones del material y R_e es el radio de corte del campo de deformación producido por las dislocaciones y f es la función de Wilkens. Cuando se busca analizar los detalles de la microestructura, R_e suele reemplazarse por el factor de Wilkens $M = R_e \sqrt{\rho}$, que da una idea no sólo de la cantidad de dislocaciones, sino de cómo éstas interactúan entre si para deformar la estructura cristalina. Se pueden distinguir tres casos:

- Si $M = 1$ En este caso $R_e = \frac{1}{\sqrt{\rho}}$ y la longitud del campo de deformación producido por las dislocaciones es igual a la distancia promedio entre las mismas.
- Si $M \ll 1$ el campo de deformaciones producido por las dislocaciones es menor que la distancia promedio entre ellas y es apantallado por un arreglo de dislocaciones correlacionadas que forman dipolos. En este caso el perfil de ensanchamiento resultante tiende a tener una forma lorentziana.
- Por otro lado si $M \gg 1$ las dislocaciones están distribuidas aleatoriamente, no interactúan entre ellas y el campo de deformaciones es de largo alcance. El perfil resultante de esta microestructura tiene un aspecto gaussiano.

Un análisis más detallado de la contribución de las dislocaciones al ensanchamiento de picos de difracción revela que la Ec. 1.13 es el primer orden de un desarrollo más complejo[13]:

$$\begin{aligned} \langle e^2 \rangle = & -\frac{Cb^2}{4\pi} \langle \rho \rangle \ln(l/R_e) \\ & + \frac{1}{4\pi^2 g^2} \left(\frac{\pi g^2 C b^2}{2} \right)^2 |\langle \rho^2 \rangle - \langle \rho \rangle^2| l^2 \ln(l/R_1) \ln(l/R_2) \\ & - i \frac{Cb^2}{4\pi} \langle S\rho \rangle l \ln(l/R_3) + O(l^3) \end{aligned} \quad (1.14)$$

En la Ec. 1.14, $\langle \rho \rangle$ es la densidad media de dislocaciones, $|\langle \rho^2 \rangle - \langle \rho \rangle^2|$ es la dispersión alrededor de ese valor, $\langle S\rho \rangle$ es una medida polarización del arreglo de dislocaciones, y los coeficientes R_1 a R_3 son parámetros de longitud que carecen de una interpretación

física precisa. El término imaginario en la Ec. 1.14 implica que el ensanchamiento producido por dislocaciones también puede ser asimétrico.

Como se dijo previamente, en general no se tiene un conocimiento a priori acerca de cuáles son los sistemas de deslizamiento activos, ni del carácter de las dislocaciones presentes en el material. Además, en el caso general, estarán presentes en el material distintos tipos de dislocaciones, y los diferentes sistemas de deslizamiento tendrán diferentes poblaciones. En ese contexto, el factor de contraste resultante será un promedio de los factores de contraste de las dislocaciones presentes:

$$\bar{C} = \sum_i \frac{\rho_i}{\rho} C_i \quad (1.15)$$

donde ρ_i/ρ es la fracción de dislocaciones del sistema i respecto del total, y la suma se extiende sobre todos los sistemas de deslizamiento presentes. Si todos los sistemas de deslizamiento están igualmente poblados, lo cual es una suposición razonable para un material policristalino, se recupera la forma funcional de la Ec. 1.12:

$$\bar{C}(hkl) = \bar{C}_{h00} (1 - q H^2) \quad (1.16)$$

En la Ec. 1.16 las barras denotan que se ha realizado un promedio sobre los factores de contraste de los distintos sistemas de deslizamiento, y ahora q está vinculado con la proporción de dislocaciones de hélice respecto de las de borde.

Finalmente, cuando no sólo se tiene que promediar sobre los diferentes sistemas de deslizamiento, sino que además se tiene que los cristales tienen diferentes tipos y cantidad de dislocaciones, las ecuaciones mencionadas previamente siguen siendo válidas, sólo que deben aplicarse a cada cristal individualmente y promediar entre sí para obtener el coeficiente de Fourier de distorsión de la red. Es decir que el coeficiente de distorsión de la Ec. 1.7 es en realidad un promedio sobre las diferentes cristalitas:

$$A_n^D = \langle A_n^D \rangle = \sum_{\alpha} f_{\alpha} A_n^{D,\alpha} \quad (1.17)$$

y f_{α} es la fracción de volumen de cada cristalita y los coeficientes de Fourier $A_n^{D,\alpha}$ se deben calcular utilizando las Ecs. 1.8, 1.12, 1.13, 1.15 y 1.16, según corresponda a cada caso particular para cada cristalita.

1.2.2. El Método de Langford

Al repasar la historia de las diferentes metodologías aplicadas en los LPA, puede apreciarse que los mismos pueden tener dos enfoques: el enfoque top-down (arriba-abajo) y el de bottom-up (abajo-arriba). Las metodologías top-down proponen ajustar los picos medidos por XRD con funciones analíticas, como Lorentzianas, Gaussianas o diferentes combinaciones de éstas, para luego asociar a los parámetros de libres de estas funciones con cantidades físicas significativas, como puede ser el tamaño de cristalita, distorsión de la red, o los diferentes efectos instrumentales. Ejemplos de este enfoque son las Ecs. 1.3, 1.5 y 1.6 en donde se relaciona el ancho de los picos de difracción a un cierto defecto, y luego se usa el valor de H para hacer estimaciones cuantitativas del tamaño de cristalita, por ejemplo. En este caso, se suele elegir una función de ajuste que simplifique el tratamiento de los datos, así como la sustracción de los efectos instrumentales. Como ya se vio en la sección 1.2.1, a lo largo de la historia de los estudios de ancho de pico se le

han asociado a los picos de difracción formas Lorentzianas o Gaussianas, y ese carácter es influido, al menos cualitativamente, por el tipo de defectos presentes, además de por su cantidad.

En la vereda conceptual de enfrente, los métodos bottom-up tratan de modelar precisamente cómo la cantidad y tipo de defectos presentes modificarán la forma de los picos de difracción, calculando los coeficientes de Fourier que se pueden obtener de diferentes modelos microestructurales, para luego comparar dichos coeficientes con los obtenidos de los picos experimentales. De esta manera se puede interpretar directa y cuantitativamente la microestructura del material a partir de los experimentos de difracción, lo cual resulta muy atractivo en principio. Sin embargo, como ya se vio en los párrafos anteriores, la cantidad de factores que influyen en la forma de una dada reflexión son numerosos, lo que significa que para poder determinar unívocamente todos los parámetros libres que surgen de un dado modelo microestructural, se necesitaría medir con gran calidad un número de reflexiones mayor a las que están disponibles en la práctica para muchos materiales, o realizar suposiciones a priori sobre cómo se acumularán defectos en el material analizado para poder ajustar los parámetros de interés con los datos experimentales. La aplicación de los modelos bottom-up también encuentra problemas cuando hay superposición de reflexiones, ya que en ese caso se agrega la incógnica de la fracción de volumen de cada una de las fases presentes en el material.

Un análisis interesante de los alcances y limitaciones de ésta metodología se fue realizado por Kamminga et al [14], donde tratan de determinar la densidad de dislocaciones en films de Al sujetos a tensiones biaxiales. En este caso, debido a las condiciones de crecimiento de los films, los sistemas activos de deslizamiento eran conocidos a priori y fáciles de medir experimentalmente, aunque no era sabido si las dislocaciones eran predominantemente de borde, de hélice o una mezcla de ambas.

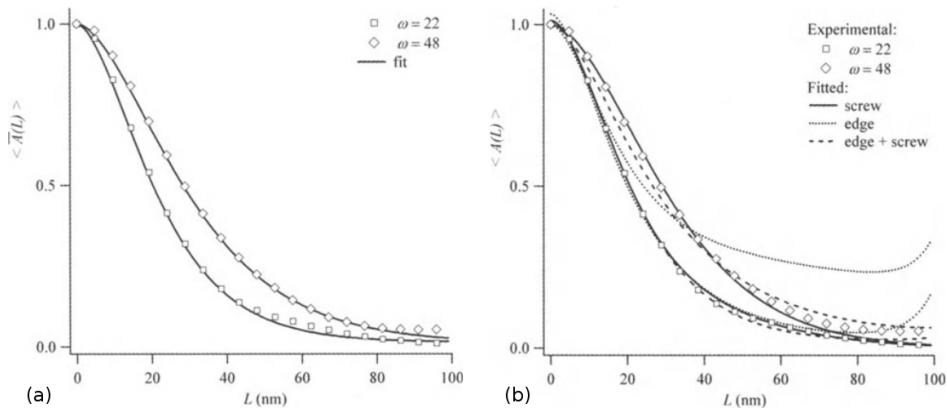


Figura 1.7: (a) Ajuste de los coeficientes de Fourier suponiendo que todos los sistemas de deslizamiento están igualmente poblados, y con igual proporción de dislocaciones de hélice y borde. $\rho = 3 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$. (b) Curvas de coeficientes de Fourier. En este análisis se ajustaron diferentes modelos para las curvas de $\omega = 22^\circ$ y se usaron los parámetros obtenidos para simular las curvas con $\omega = 48^\circ$. Puede apreciarse que si se supone que las dislocaciones son sólo de borde no se obtiene un buen acuerdo entre el modelo y el experimento. Por otro lado, tanto el modelo con 100 % de dislocaciones de hélice y con mitad de dislocaciones de dislocaciones de hélice y mitad de borde parecen predecir razonablemente el comportamiento observado. Las dislocaciones obtenidas son 2.2, 2.5 y 2.3 10^{14} m^{-2} . Imágenes obtenidas de [14].

A partir de un análisis cristalográfico minucioso, Kamminga et al utilizaron el modelo de los factores de contraste para calcular cómo serían los coeficientes de Fourier

de las reflexiones si las dislocaciones fueran solamente de borde, solamente de hélice o si ambas estaban presentes en igual cantidad, para luego comparar dichos coeficientes con los obtenidos experimentalmente. Haciendo esto pudieron descartar la posibilidad de que todas las dislocaciones presentes fueran de borde, sin embargo, no pudieron distinguir concluyentemente si las dislocaciones eran de hélice o si eran una mezcla con igual proporción de hélice y borde.

El problema más importante es que la densidad de dislocaciones obtenida por este método no era tan diferente a la obtenida utilizando la suposición menos probable, pero más sencilla matemáticamente, de que todos los sistemas de deslizamiento estaban igualmente poblados, con igual proporción de dislocaciones de hélice y borde. Esto significa que aunque los métodos bottom-up tienen el atractivo de dar valores microestructurales con claro sentido físico a partir de los experimentos de XRD, su implementación requiere una cantidad de suposiciones a priori sobre lo que ocurre en el material microscópicamente; y los datos disponibles, aún cuando sean de muy buena calidad, no siempre logran distinguir concluyentemente entre las diferentes posibilidades.

En este sentido es que en este trabajo también se propone trabajar siguiendo un enfoque más sencillo, pero que permitió realizar un tipo de análisis que no fue posible realizar siguiendo el enfoque bottom-up. Este método, propuesto por Langford et al en 1982[15], consiste en ajustar el pico de cada reflexión con una función de Voigt, que es la convolución de una función Gaussiana G y una función Lorentziana L :

$$V(x; H_G, H_L) = G \otimes L = \int G(x'; H_G) L(x - x'; H_L) dx' \quad (1.18)$$

Cada una de las funciones tiene su propio FWHM, y en el modelo de Langford se asocia el FWHM de la función Gaussiana con la deformación media de la red cristalina

$$\langle e \rangle = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\pi}{2 \log(2)}} \frac{H_G}{4 \tan \theta_B} \quad (1.19)$$

y el FWHM de la función Lorentziana se asocia con la longitud promedio de cristalita en la dirección definida por el ángulo de Bragg:

$$L = \frac{2}{\pi} \frac{\lambda}{H_L \cos \theta_B} \quad (1.20)$$

Al ajustar un dado pico con una función Voigtiana dejando como parámetros de ajuste a H_G y H_L , se puede determinar la deformación promedio y la longitud de cristalina en la dirección perpendicular a la familia de planos $\{hkl\}$ que producen interferencia constructiva para el ángulo θ_B .

El problema de utilizar la Ec. 1.18 para ajustar las reflexiones es que realizar un producto de convolución es muy costoso computacionalmente, por lo que unos años después Thompson et al[16] desarrollaron un método para aplicar el mismo análisis, pero utilizando la llamada función pseudo-Voigt, que es una combinación lineal de una función Gaussiana y una función Lorentziana que poseen el mismo FWHM:

$$pV(x; H, \eta) = \eta L(x; H) + (1 - \eta) G(x; H) \quad (1.21)$$

El parámetro $\eta \in [0, 1]$ se denomina parámetro de mezcla e indica que tan intenso va

a ser el carácter Lorentziano del pico estudiado. Al ajustar la expresión 1.21 se dejan como parámetros de ajuste al par $[H, \eta]$ y se emplea las expresiones desarrolladas por Thompson para determinar los valores $[H_G, H_L]$ que se hubieran obtenido de realizar el ajuste utilizando la Ec. 1.18:

$$H_G = H (1 - 0,74417 \eta - 0,24781 \eta^2 - 0,00810 \eta^3)^{1/2} \quad (1.22)$$

$$H_L = H (0,72928 \eta + 0,19289 \eta^2 + 0,07783 \eta^3) \quad (1.23)$$

Como tanto la función Voigt como la pseudo-Voigt están normalizadas, esto es $\int V dx = \int pV dx = 1$, y para cada pico están centradas en θ_B la función que se ajusta en la práctica tiene dos parámetros libres más:

$$pV(\theta; I_0, \theta_B, H, \eta) = I_0 [\eta L(\theta; \theta_B, H) + (1 - \eta) G(\theta; \theta_B, H)] \quad (1.24)$$

lo que permite incorporar la intensidad integrada del pico I_0 y el centro θ_B del mismo, y el ajuste se realiza sobre la variable angular θ .

Al emplear la Ec. 1.24 para ajustar todas las reflexiones de un dado difractograma se pueden distinguir la microestructura de una dada familia de planos de otra. Lo que es más, como para una dada orientación de la muestra, los cristales que tengan, por ejemplo, la familia de planos $\{111\}$ en condición de difracción, no serán los mismos que para esa orientación de muestra tengan a la familia de planos $\{200\}$ en condición de reflexión. Esto significa que de estudiar el perfil de los dos picos podemos inferir diferencias en la microestructura de ambas poblaciones. Si además se realiza este análisis para distintas orientaciones de la muestra, se pueden utilizar los métodos obtenidos del estudio de texturas (Sec. 1.4) para correlacionar esta información direccional y general Funciones de Distribución de Orientaciones Generalizadas. Los detalles de este proceso se explicarán mejor en la Sec. 1.4.2.

1.3. Difracción de electrones retrodifundidos

La difracción de electrones retro difundidos (EBSD por sus siglas en inglés) es una técnica que se utiliza en conjunto con las técnicas de microscopía de barrido, por lo que permite no sólo caracterizar la microestructura de un material, sino correlacionar espacialmente información como la textura, tamaño de grano y acumulación de defectos. El uso de esta técnica ha aumentado rápidamente desde principios del 2000 debido al aumento de disponibilidad de los microscopios electrónicos de barrido (SEM). El incremento de la velocidad de adquisición y procesamiento de datos también ha permitido lograr que una técnica extremadamente local (capaz de estudiar pocos cristales) pase a tener una estadística comparable, aunque aún menor, que la de los experimentos de rayos X.

Los patrones que se obtienen en una medición de EBSD se obtienen a partir de las imágenes obtenidas en una pantalla de fósforo. Un haz de electrones de alta energía incide sobre una dada muestra, e interactúa con un volumen del orden de los 20 nm, como se muestra esquemáticamente en la Fig. 1.8.

Entre la multitud de interacciones que ocurren entre los electrones y el cristal, la interacción quasi elástica entre los electrones y el arreglo de planos cristalinos del volumen de interacción es la responsable de producir las llamadas bandas de Kikuchi que pueden verse en la Fig. 1.9. Estas bandas, que pueden pensarse como la proyección

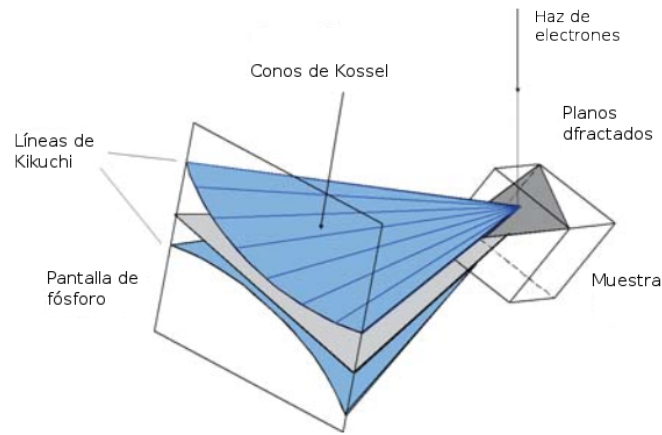


Figura 1.8: Esquema de una medición de EBSD

de una dada familia de planos cristalinos en la pantalla de fósforo, están limitadas por los conos de difracción que se producen cuando los electrones interactúan con la familia de planos $\{hkl\}$. Se puede demostrar que el espaciamiento angular entre los llamados conos de Kossel es igual a $2\theta_{hkl}$, donde θ_{hkl} cumple con la ley de Bragg[17]:

$$2 d_{hkl} \sin(\theta_{hkl}) = n \lambda \quad (1.25)$$

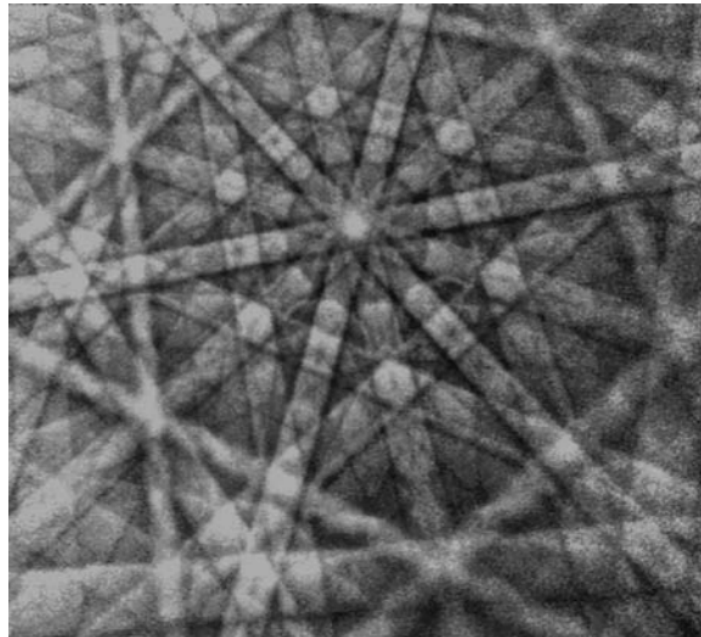


Figura 1.9: Patrón de Kikuchi

La configuración experimental de una medición de EBSD es tal que los conos de difracción son mucho más grandes que la pantalla de fósforo que los registra, por lo que las banda de Kikuchi que deberían ser curvas se ven prácticamente rectas, lo que facilita su procesamiento y reconocimiento a través de herramientas matemáticas desarrolladas hace tiempo, en particular la transformada de Hough[18].

Como en la práctica el haz incidente no interactúa solamente con una familia de planos, sino con todas las familias presentes en el volumen de interacción, en la pantalla

de fósforo quedan grabadas diferentes bandas de Kikuchi, cada una vinculada a una familia de planos en particular. Como el ángulo entre las bandas de Kikuchi es igual al ángulo que tienen entre sí los diferentes planos cristalinos[17] se puede, si se conoce la estructura cristalina del material estudiado, determinar la orientación promedio de los cristales que interactúan con el haz de electrones.

De esta manera, en una medición de EBSD, el haz de electrones barre la muestra, y en cada ubicación registra una serie de bandas de Kikuchi a partir de las cuales determina, la orientación promedio de los cristales en el volumen estudiado. El resultado final es una imagen en la que se registra la orientación de todos los cristales del área estudiada como la que se puede ver en la Fig. 1.10. En este caso lo que se hace es asignar un color a los cristales que tienen una dada dirección cristalina paralela al eje Z y colorear cada pixel en función de este dato. Nótese que esta imagen, llamada mapa de figura de polo inversa, da información acerca de la dirección de los cristales y no de su orientación, aunque combinando la información de distintos mapas, toda la información orientacional de la muestra puede ser analizada.

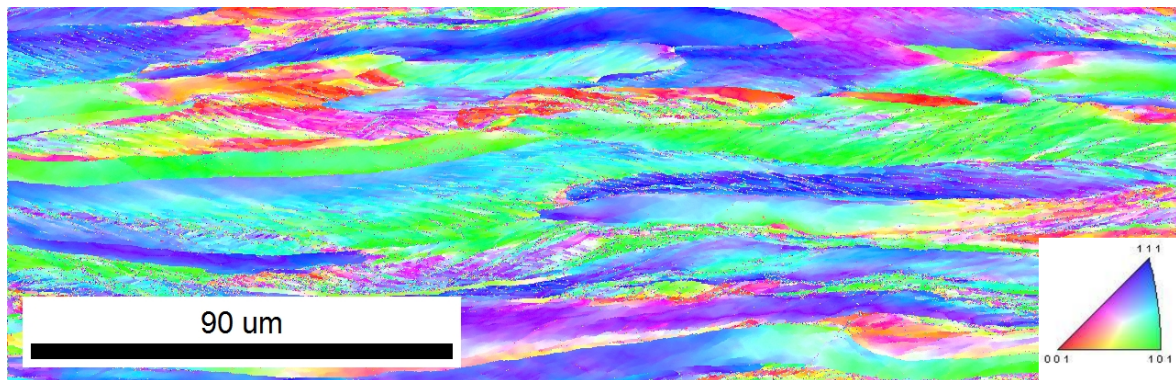


Figura 1.10: Ejemplo de mapa EBSD

Adicionalmente, los mapas de EBSD pueden proveer información acerca de la correlación espacial que existe entre las orientaciones. Por ejemplo, en la imagen de la Fig. 1.10 puede verse que todos los puntos que tienen direcciones similares se agrupan a lo ancho de la imagen, dando una idea de “granos alargados”, consistente con el hecho de que la imagen mostrada proviene de una muestra laminada, con la dirección de laminación paralela a la dirección en que los granos se “alargan”.

A partir de lo descrito anteriormente se puede apreciar que las magnitudes físicas que se pueden obtener a partir de un experimento de EBSD van a estar definidas a partir de comparar la orientación de los cristales medidos. Por ejemplo, en un experimento de XRD uno puede estimar, a partir de las técnicas de LPA, el tamaño de los dominios coherentes de difracción, también llamados cristalitas, mientras que en EBSD se trabaja con el concepto de granos, definidos como porciones del material que tienen una misorientación mayor que determinado umbral, que suele variar entre los 5° y los 15°. (escribir mejor esta parte) Una comparación similar se puede hacer cuando se discuten las magnitudes asociadas a la deformación de la red cristalina. En los experimentos de XRD se intenta estimar la densidad de dislocaciones del material, observadas por la presencia de un ensanchamiento que crece de una manera particular con los índices de Miller de los picos estudiados, mientras que en EBSD la cantidad básica para estimar la deformación de la red cristalina es la llamada *Kernel Average Misorientation* (KAM) que se define como la misorientación promedio de un pixel con sus vecinos más cerca-

nos. Debe quedar claro de las definiciones que tanto en las mediciones de de tamaño de grano como de deformación de la red cristalina, las magnitudes medidas a partir de XRD y de EBSD son diferentes y van a arrojar, en general, valores diferentes. Sin embargo, es parte de las suposiciones iniciales de este trabajo que, aunque las magnitudes medidas con ambas técnicas son diferentes, su comportamiento con respecto a los procesos sometidos a los materiales debe ser cualitativamente similar, por lo que se pueden utilizar los resultados obtenidos por EBSD para constatar las conclusiones obtenidas a partir de los estudios de ancho de pico.

1.4. Textura cristalográfica

Como ya se mencionó en la Sec. 1.1, las propiedades macroscópicas de un sólido cristalino estarán dadas por las propiedades de su celda unidad, y estas serán en general anisotrópicas. Por ejemplo, si se toma un monocristal de hierro y se mide su módulo de Young E en la dirección $[100]$ se obtendrá un valor un poco inferior a los 150 GPa, mientras que si la misma medición se realiza en la dirección $[111]$, que forma un ángulo de unos 57° con la dirección $[100]$, se obtendrá un valor de unos 300 GPa, es decir, el módulo de Young se incrementará casi un 100 %. Según el principio de Neumann[2] el módulo de Young de una pieza macroscópica de hierro será el promedio del módulo de Young de los diferentes cristales de Fe que se encuentren en la pieza, ponderado según la cantidad de cristales que tengan una dada orientación respecto al eje en que se aplica la tensión. De esto se deduce que si todos los cristales está en igual proporción, el módulo de Young del hierro será isotrópico. Para este caso particular el valor promedio es de 210 GPa, como se puede ver en la Fig. 1.11.

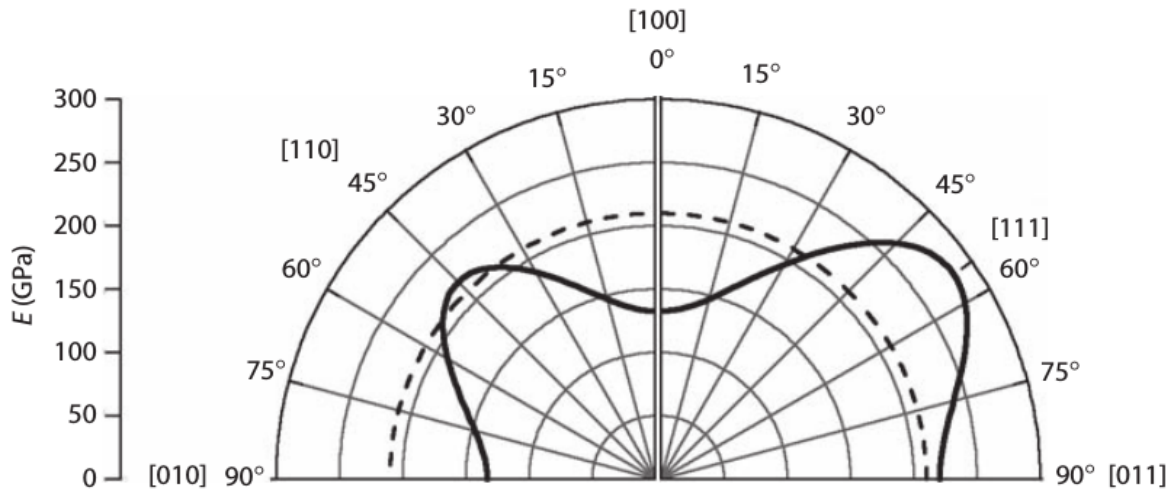


Figura 1.11: Módulo de Young E para un monocristal de Hierro como función del ángulo entre la dirección $[100]$ y el eje sobre el que se aplica la tensión. Imagen obtenida de [19].

De lo dicho anteriormente se deduce la importancia de no sólo caracterizar, sino de cuantificar la anisotropía de un material. En particular, se define como *Textura Cristalográfica* a la orientación preferencial que tienen los diferentes cristales en un dado sólido cristalino, y la forma de estudiar cuantitativamente la textura es la denominada *Función de Distribución de Orientaciones (FDO)*. Para poder definir adecuadamente la FDO, primero se define un sistema de referencia K_S fijo a la muestra macroscópica.

La elección de K_S es arbitraria, pero en general se elije de modo tal de respetar las direcciones y simetrías del material en estudio. Por ejemplo, para una chapa laminada, los ejes de K_S suelen definirse como el de laminado (RD), el transverso (TD), que es perpendicular a RD, pero está en el plano de la chapa, y el normal (ND), perpendicular al plano RD-TD, es decir el del la chapa. El otro sistema de referencia será solidario a un dado cristal y se lo notará K_C , y también elegirá de modo tal que respeta las simetrías del cristal representado. Se define entonces a la orientación de un cristal como la rotación \mathbf{g} que lleva desde el sistema de coordenadas K_C al sistema K_S :

$$K_S = \mathbf{g} * K_C \quad (1.26)$$

Existen muchas maneras de caracterizar a las rotaciones, pero en este trabajo se empleará fundamentalmente la de los *Ángulos de Euler*, usando la convención de Bunge[20]. Bajo esta convención, se parte del sistema del cristal y primero se rota el mismo un ángulo ϕ_1 alrededor del eje Z de K_C . Luego se rota al nuevo sistema un ángulo Φ alrededor del nuevo eje X', y finalmente se realiza una rotación de magnitud ϕ_2 alrededor del nuevo eje Z'', hasta que el sistema está en coincidencia con el sistema de referencia de la muestra K_S . A los ángulos que constituyen la terna $\phi_1\Phi\phi_2$ se los denomina ángulos de Euler, y son los que definen a la orientación del cristal alineado con K_C . Ahora, si se tienen N cristales, cada uno con una orientación \mathbf{g}_i respecto al sistema de referencia de la muestra, la FDO será aquella que indique que proporción de los N cristales tiene una dada orientación \mathbf{g} . En este contexto queda claro que la FDO será una función discreta, sin embargo, si el número de cristales estudiados es grande, como suele ocurrir en los experimentos de XRD, se puede definir a la FDO como una función continua $f(\mathbf{g})$ en el espacio de orientaciones. De esta manera se tiene que la FDO es la función que determina la fracción de volumen que representan los cristales con una orientación que cae en una región $\Delta\Omega$ del espacio de orientaciones[21]:

$$\frac{\Delta V}{V} = \frac{\int_{\Delta\Omega} f(\mathbf{g}) d\mathbf{g}}{\int_{\Omega_0} f(\mathbf{g}) d\mathbf{g}} \quad (1.27)$$

donde Ω_0 es el espacio total considerado, que puede tener un volumen máximo de $8\pi^2$ o un valor menor dado por el volumen del subespacio irreducible que se obtiene de aplicar al espacio total los grupos de simetría de la red de Bravais considerada más las simetrías de muestras que pudieran existir. Si la orientaciones se representan usando los ángulos de Euler, el elemento infinitesimal de volumen vale:

$$d\mathbf{g} = \frac{1}{8\pi^2} \sin(\Phi) d\phi_1 d\Phi d\phi_2 \quad (1.28)$$

donde el factor $1/(8\pi^2)$ es un factor de normalización que se vuelve necesario si se conviene que $f(\mathbf{g}) \equiv 1$ para un material con una FDO uniforme.

1.4.1. Determinación de la FDO

La forma más sencilla de determinar la FDO para un dado material sería medir la orientación de cada uno de los cristales que están presentes en un cierto volumen V , para luego computar la FDO exacta (discreta), que luego puede aproximarse por la $f(\mathbf{g})$ continua, que es más fácil de manipular matemáticamente. Esta tarea puede

realizarse a partir de los experimentos de EBSD descritos en la sección 1.3, con el beneficio además de que se puede obtener la orientación de los cristales en función de la posición de la muestra, lo que provee una descripción en principio más completa de la microestructura del material. Sin embargo, incluso con los avances en automatización y procesamiento de los microscopios modernos, la medición de un volumen de muestra que sea representativo del todo el material a través de los experimentos de EBSD, es una tarea difícil, y a veces posible de lograr.

Por otro lado, los volúmenes de interacción de la radiación de rayos X son muchos más grandes que los que se pueden conseguir con electrones, por lo que la medición de volumen representativo del material se vuelve mucho más sencilla, aunque los rayos X sólo pueden medir proyecciones de $f(\mathbf{g})$ llamadas figuras de polos (FP). Para medir una FP en un experimento de XRD se selecciona una dada familia de planos $\{hkl\}$ colocando el detector a un ángulo 2θ adecuado y se mide la intensidad de dicha reflexión. En esta situación, los únicos cristales que contribuirán a la intensidad de la reflexión medida son aquellos cuya dirección $[hkl]$ sea perpendicular a la superficie de la muestra, es decir, la intensidad de una figura de polos en una dada dirección \mathbf{y} es proporcional a la cantidad de cristales que cumplen la condición $[hkl] \parallel \mathbf{y}$, lo que se puede expresar como una proyección de la FDO $f(\mathbf{g})$:

$$p_{\mathbf{h}}(\mathbf{y}) = \int_0^{2\pi} f(\mathbf{g}) d\Gamma \quad (1.29)$$

donde $\mathbf{h} = [hkl]$ y Γ es un cierto camino dentro del espacio de orientaciones que se obtiene al efectuar una rotación completa alrededor del polo $[hkl]$.

Para resolver el problema de inversión de las figuras de polos, es decir, para obtener $f(\mathbf{g})$ a partir de la medición de diferentes $p_{\mathbf{h}}(\mathbf{y})$, Bunge partió del hecho que $f(\mathbf{g})$ puede desarrollarse en armónicos esféricos:

$$f(\mathbf{g}) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\mu=1}^{M(l)} \sum_{\nu=1}^{N(l)} C_l^{\mu\nu} T_l^{\mu\nu}(\mathbf{g}) \quad (1.30)$$

donde $C_l^{\mu\nu}$ son los coeficientes del desarrollo de $f(\mathbf{g})$ y $T_l^{\mu\nu}(\mathbf{g})$ son los armónicos esféricos generalizados. Por otro lado, al ser una proyección, para cada \mathbf{h}_i , $p_{\mathbf{h}}(\mathbf{y})$ se puede desarrollar en armónicos esféricos superficiales:

$$p_{\mathbf{h}_i}(\mathbf{y}) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\nu=1}^{N(l)} F_l^{\nu}(\mathbf{h}_i) k_l^{\nu}(\mathbf{y}) \quad (1.31)$$

con

$$F_l^{\nu}(\mathbf{h}_i) = \frac{4\pi}{2l+1} \sum_{\mu=1}^{M(l)} C_l^{\mu\nu} k_l^{*\mu}(\mathbf{h}_i) \quad (1.32)$$

A partir de combinar las Ecs. 1.29, 1.30 y 1.31, realizar varias integrales e igualar coeficientes, Bunge llegó a la relación que permite determinar los coeficientes $C_l^{\mu\nu}$ a partir de las FP experimentales[20]:

$$F_l^{\nu}(\mathbf{h}_i) = 4\pi \frac{\oint p_{\mathbf{h}_i}(\mathbf{y}) k_l^{*\nu} d\Gamma}{\oint p_{\mathbf{h}_i}(\mathbf{y}) d\Gamma} \quad (1.33)$$

La Ec. 1.33 permite entonces la determinación experimental de los coeficientes $F_l^\nu(\mathbf{h}_i)$, que junto con la igualdad 1.32 constituyen un sistema de i ecuaciones (una por cada FP medida) e infinitas incógnitas, de donde se deduce que para determinar completamente una FDO se necesitan medir infinitas FPs, lo cual es imposible en la práctica. No obstante este problema, Bunge[20] también logró demostrar que dependiendo de la simetrías de cristal y de muestra dadas, el número de coeficientes independientes en 1.32 se puede reducir notablemente, cómo se puede ver en la Fig. 1.12, lo que permite estimar la FDO con una precisión razonable habiendo medido sólo unas pocas FPs, ya que el empleo de las simetrías permite conocer coeficientes de órdenes más altos a partir de aquellos de órdenes más bajos. Por ejemplo para materiales con simetría cristalina cúbica, se puede reconstruir razonablemente bien la FDO solamente con tres FPs.

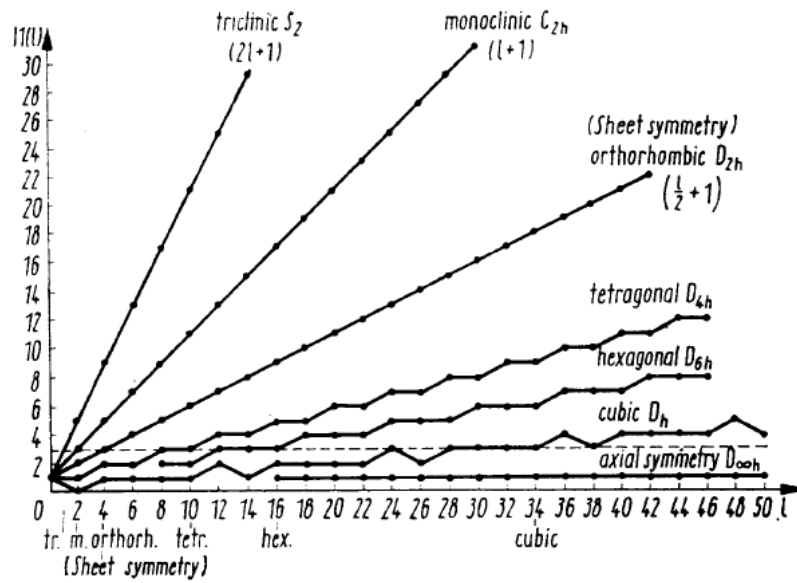


Figura 1.12: Cantidad de coeficientes independientes en un desarrollo de armónicos esféricos como función del grado l . La línea de puntos en la figura indica el máximo orden del desarrollo en armónicos esféricos de la Función de Distribución de Orientaciones que se puede obtener habiendo medido tres Figuras de Polos.

Otra cantidad que se puede derivar a partir de $f(\mathbf{g})$ es la llamada *Figura de Polos Inversa (FPI)* que se obtiene de contar cuántos cristales tienen una cierta familia de planos \mathbf{h} en la dirección \mathbf{y} de la muestra, lo que matemáticamente se expresa como

$$a_{\mathbf{y}}(\mathbf{h}) = \frac{1}{2\pi} \oint f(\mathbf{g}) d\Gamma \quad (1.34)$$

Sobre qué camino se integra?

Describo el método de MTEX?

1.4.2. FDO y FDO generalizada

Según lo explicado en la Sec. 1.2, la determinación de la FDO se puede hacer a partir de la medición de figuras de polos, que a su vez pueden ser determinadas por medio de experimentos de XRD, ya que en dichos experimentos se tiene que la intensidad integrada de la reflexión $\{hkl\}$ es proporcional al número de planos cristalinos paralelos

a la superficie del material en la dirección \mathbf{y} . Ahora bien, como ya se discutió previamente, a partir del estudio de la forma de picos medidos en la misma dirección \mathbf{y} se puede determinar el tamaño de la microestructura de los planos $\{hkl\}$ que pertenecen a los cristales que están difractando. Por ejemplo, si se mide completamente el pico de la reflexión hkl se puede determinar la proporción de cristales que tienen sus planos $\{hkl\}$ paralelos a la superficie del material, pero además se puede a partir del ancho H de dicho pico estimar la longitud de la columna que difracta coherentemente en la dirección $[hkl]$ empleando la Ec. [poner ec de tamaño de Langford] y ver la distorsión perpendicular a esa dirección utilizando la Ec. [poner ec de strain en Langford]. De esta manera se puede asignar a la dirección \mathbf{y} no sólo un número asociado al número de cristales con sus planos en esa dirección, sino un par de números que indicarán el estado de la microestructura de los planos cristalinos orientados en dicha dirección, lo que permite construir lo que se denominas *Figuras de Polos Generalizadas (FPG)* de tamaño de dominio o de distorsión, respectivamente.

Es más, si se incorpora la suposición *ad-hoc* de que el ensanchamiento de los picos es proporcional a la energía acumulada en dichos cristales se pueden extender heurísticamente los procedimientos explicados en la Sec. 1.4 para estimar las FDO a partir de las FP, y utilizarlos para calcular una *Función de Distribución de Orientaciones Generalizada (FDOG)* a partir de las FPG. De esta manera, a partir de un análisis integral de las FDO y las FDOG se puede, en principio estudiar no sólo la orientación preferencial de los cristales para un dado proceso de deformación, sino hacer un análisis semicuantitativo de cómo es la microestructura de los cristales que tienen orientaciones similares, lo cual permite extraer muchas conclusiones acerca de como es la anisotropía en la la acumulación de defectos para un determinado material en alguna situación de interés.

1.5. Organización de la tesis

En el Cap. 2 se explicarán los detalles de los experimentos de difracción de rayos X que se realizaron para poder medir la textura de los materiales estudiados en el desarrollo de esta tesis. También se explicarán los algoritmos empleados para poder procesar el gran caudal de datos que se obtiene de un experimento de XRD realizado con luz sincrotrón, así como una descripción del método empleado en las mediciones de EBSD que usaron para corroborar los resultados obtenidos por medio de las técnicas de LPA aplicada a los resultados de sincrotrón.

Cada uno de los capítulos que siguen de la Sec. 2 está dedicado a uno de los materiales estudiados. En los capítulos 3, 4 y 5 se estudian tres aceros con características diferentes: el del Cap. 3 es un acero denominado libre de intersticiales (IF) que tiene una estructura cristalina de tipo BCC, el del Cap. 4 es un acero inoxidable denominado F138, que tiene una estructura de tipo FCC y también se estudió un acero de dos fases (BCC + FCC) denominado G2205, y cuyos principales resultados se encuentran en el Cap. 5.

En el Cap. 6 se muestran los resultados de aplicar los métodos descriptos en un aluminio 1050 obtenido comercialmente. Al final de cada capítulo se encuentra una conclusión particular que considera lo visto con cada material individualmente, y en el Cap. 7 se presenta una conclusión general del trabajo.

Finalmente en el Cap. 8 pueden apreciarse posibles caminos a seguir a partir de los

resultados obtenidos en esta tesis.

Capítulo 2

Materiales y métodos

2.1. Experimentos de difracción de rayos X

Buena parte del trabajo de esta tesis se centró alrededor de los experimentos de difracción de rayos X. En particular, las mediciones se hicieron empleando la geometría de transmisión, también llamada de Debye-Scherrer, utilizando radiación sincrotrón. La facilidad empleada fue PETRA III, cuya fotografía puede verse en la Fig. , y está ubicada en el complejo DESY, en la ciudad de Hamburgo, Alemania[22].

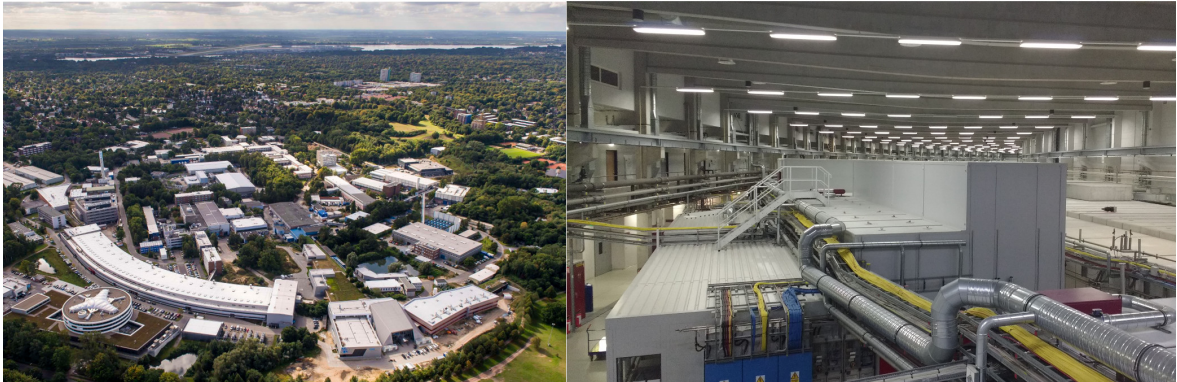


Figura 2.1: Fotografías del exterior e interior de la facilidad PETRA III, en DESY. Imágenes obtenidas de [22].

En los experimentos de transmisión realizados, un haz de rayos X con $\lambda \approx 0,0142$ nm incide sobre una dada muestra, como se puede apreciar en la imagen de la Fig. 2.2. Como resultado de la interacción elástica entre el haz incidente y el material, diferentes haces con la misma energía que el incidente, son dispersados por diferentes familias de planos en ángulos que están dados por la Ley de Bragg 1.2. Para una dada familia de planos $\{hkl\}$ todos los haces difractados están comprendidos en un cono, que al interceptar el detector forman un círculo, denominado anillo de Debye, y la intensidad del haz difractado a lo largo del anillo de Debye está determinada por la cantidad de planos cristalinos en condición de difracción para esa dada orientación de la muestra.

En la configuración que se muestra en la Fig. 2.2 la muestra se colocó en un portamuestra que permitía la alineación con el haz y el detector, y daba a la muestra la libertad de girar alrededor de un eje vertical que pasaba por su centro. La muestra rotaba gracias a un motor paso a paso y que permitía rotar con una precisión de 5° .

Para obtener una caracterización completa de la textura de la muestra, fue necesario rotar la misma un rango de 180° , lo que sumado a la resolución en la rotación significa que por cada muestra se obtuvieron 37 anillos de Debye.

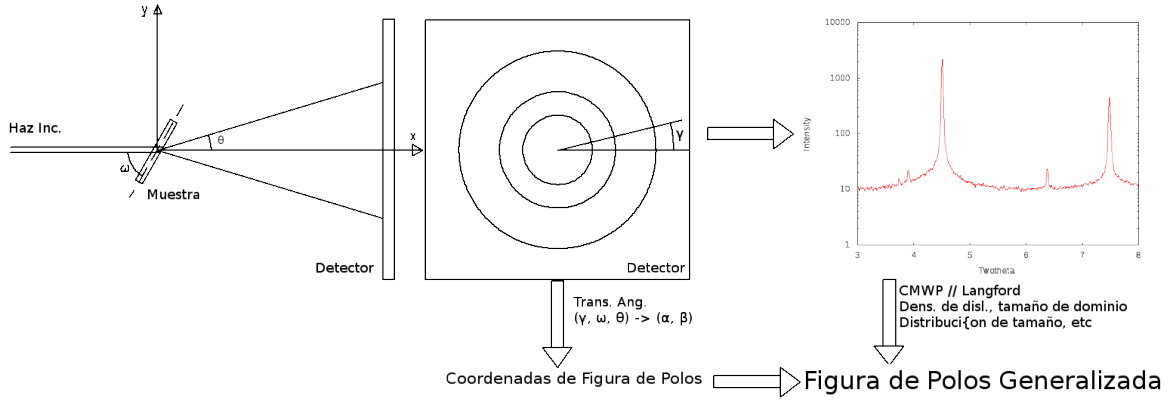


Figura 2.2: Esquema básico del proceso de medición y análisis de datos. Las mediciones se realizaron empleando una geometría de transmisión, para diferentes rotaciones ω de la muestra. Por cada posición de la muestra se registraron una serie de anillos de Debye, a partir de los cuales se extrajeron porciones radiales con los que se construyeron los difractogramas que luego fueron procesados siguiendo diferentes modelos microestructurales. A partir de estos resultados, y realizando la conversión adecuada de las coordenadas de laboratorio a las coordenadas del sistema de referencia del cristal, se construyeron figuras de polos y figuras de polos generalizadas.

El haz que incidente tiene un tamaño de $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$, lo que permite obtener una gran resolución sobre la microestructura del material. Las muestras empleadas tenían forma de varillas con su eje colocado verticalmente, es decir, paralelas al eje de giro. El ancho de las varillas era de entre 2 mm y 5 mm, y se tuvo especial cuidado durante la alineación de que el haz esté completamente adentro de la muestra en todo el rango de rotación de la muestra. Se utilizó un detector de estado sólido Mar345 de forma cuadrada, con una grilla de 3450 pixels x 3450 pixels, de $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$ cada uno. El detector se colocó 1081 mm detrás de la muestra, y los tiempos de detección se modificaron de acuerdo a la intensidad de salida del haz y la absorción de la muestra, de modo de que las intensidades máximas siempre estén cerca del número máximo de cuentas medibles por el detector.

De cada medición se extrajeron 37 imágenes, cada una de las cuales contaba con conjuntos de 5 a 7 anillos de Debye, dependiendo de la muestra. De cada imagen se extrajeron porciones radiales de ancho angular de 5° a partir de las cuales se construyeron 72 difractogramas. El conjunto de $72 \times 37 = 2664$ difractogramas fue analizado utilizando diferentes modelos microestructurales, pero hubo dos modelos sobre los que se hizo especial foco: el CMWP (Sec. 2.1.3) y el de Langford (Sec. 2.1.4), y de cada modelo empleado se extrajo diferente información sobre la microestructura.

Cada pico de cada difractograma quedaba identificado por su ángulo de Bragg θ_B , su coordenada angular γ en el anillo de Debye y la rotación de la muestra ω cuando se realizó la medición, por lo que la información microestructural era susceptible de ser graficada empleando figuras de polos, del misma manera que se grafican las figuras de polos. Para construir figuras de polos a partir de las mediciones realizadas es preciso transformar las coordenadas de los picos en el sistema de laboratorio $(\omega, \gamma, \theta_B)$ al sistema de referencia del cristal (α, β) , para lo cual se empleó la matriz de rotación ya calculada por Bunge y Klein[23]. La misma expresión fue empleada para generar las figuras de polos generalizadas.

2.1.1. Contribuciones instrumentales al ancho de pico

Para poder realizar un análisis microestructural preciso a partir de mediciones de ancho de pico, es necesario dar cuenta del ancho instrumental del equipo empleado. Se define como ancho instrumental al ensanchamiento que se observa alrededor de los picos de Bragg y que es independiente de la microestructura de la muestra estudiada. Para medir el ancho instrumental se emplean patrones de laboratorio, es decir, muestras que poseen una geometría similar a la de las muestras a estudiar y que no poseen ensanchamiento (o poseen un ensanchamiento muy pequeño) debido a factores microestructurales, como ser tensiones internas y tamaño de grano. También es preciso que los patrones instrumentales no posean ningún tipo de textura. Para las mediciones de este trabajo se utilizó un polvo de LaB_6 como patrón instrumental.

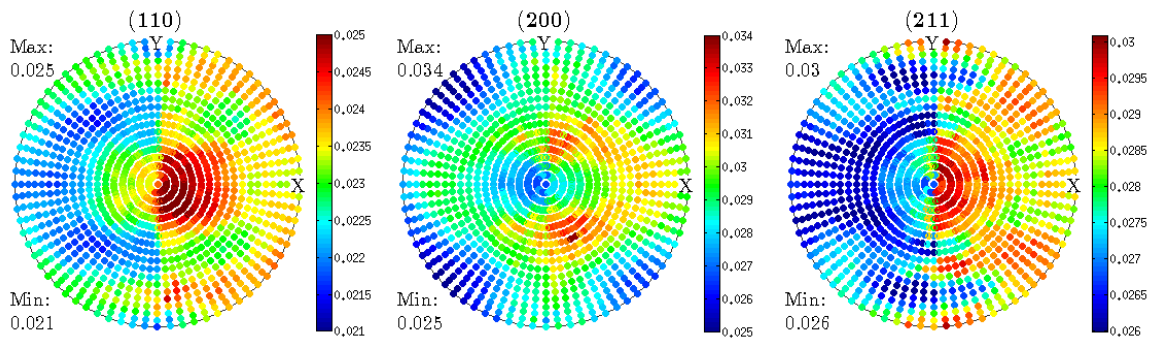


Figura 2.3: .

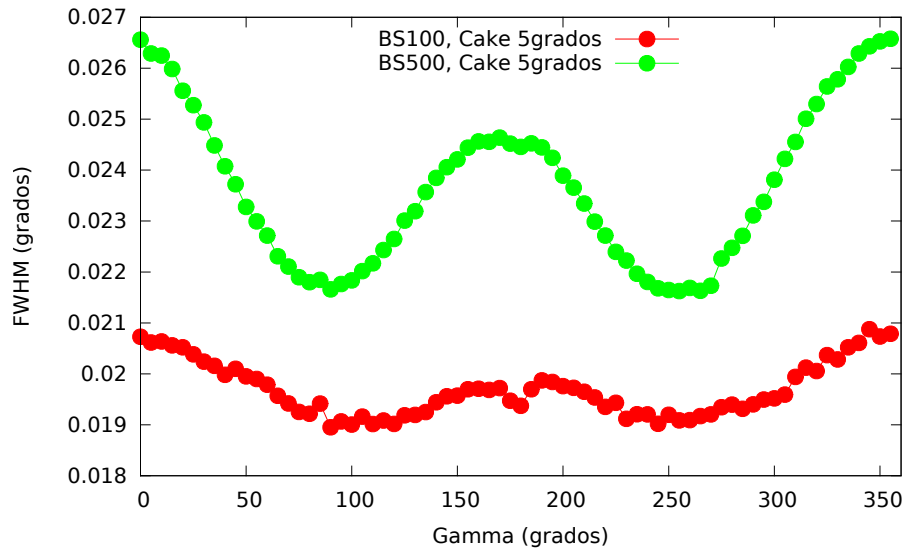


Figura 2.4: Variación del ancho instrumental como función del ángulo a lo largo del anillo de Debye.

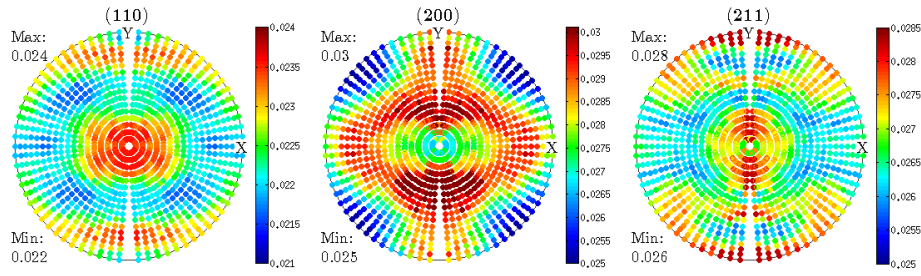


Figura 2.5: .

2.1.2. Postprocesamiento de los datos

Para obtener los difractogramas necesarios tanto para medir la textura como para realizar los estudios de ancho de pico, es preciso convertir las imágenes obtenidas de los detectores de estado sólido a archivos de texto con información numérica que pueda ser procesada por programas de computadora. Las imágenes obtenidas por el detector Mar345 fueron procesadas con el programa FIT2D[24], que permitió obtener porciones radiales con $\Delta\gamma = 5^\circ$ de ancho para cada conjunto de anillos, permitiendo obtener un difractograma para cada porción radial en la imagen registrada. Como cada anillo barre un ángulo de 360° , para cada ángulo ω que representa la rotación de la muestra se obtuvieron 72 difractogramas, cada uno de los cuales tenía asociada una coordenada γ , que marcaba su posición angular en la imagen extraída del programa FIT2D (Fig. 2.6).

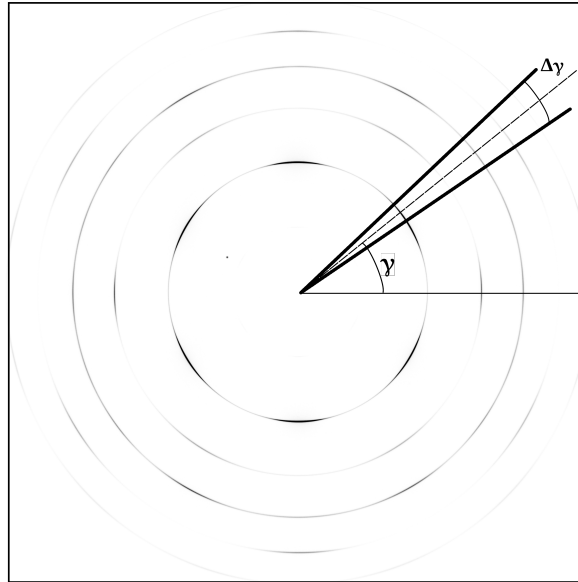


Figura 2.6: Para convertir las imágenes grabadas en cada experimento de difracción se empleó el programa FIT2D, que permitió dividir a cada conjunto de anillos de Debye en 72 porciones de 5° cada una. El programa luego extraía la intensidad de promedio grabada dentro de cada porción y con esa información construía difractogramas que fueron luego empleado para realizar los ajustes.

Una vez obtenidos los 2664 difractogramas, los mismos fueron ajustados con un software de elaboración propia, tanto para aplicar el método de Langford como el CMWP.

Ambos softwares toman como dato de entrada todos los difractogramas obtenidos con FIT2D, además de otros archivos que deben ser escritos por el usuario, y que se encuentran ejemplificados en el apéndice A.

En el caso del programa que realiza el análisis de Langford se precisan tres archivos además de los datos extraídos de FIT2D. El primero se denomina *data_info_1.ini* y contiene la información que indica dónde se guardarán los resultados y dónde se encuentran los archivos de entrada, así como su cantidad y los datos necesarios para realizar la conversión angular. También la resolución en píxeles del detector y la distancia entre el detector y la muestra, datos necesarios para convertir las distancias sobre el detector a la variable 2θ . La opción *Threshold* es un dato numérico que se emplea para determinar cuál es la intensidad mínima por encima del ruido de fondo que debe tener un pico para ser ajustado por el método de mínimo cuadrados. Como ajustar picos de baja intensidad puede llevar a alargar el tiempo que lleva procesar los datos, además de dar resultados poco confiables, no se recomienda colocar 0 como valor de umbral, mientras que un valor de 5 ha dado buenos resultados para las mediciones realizadas en esta tesis, como se puede ver en la Fig. 2.7

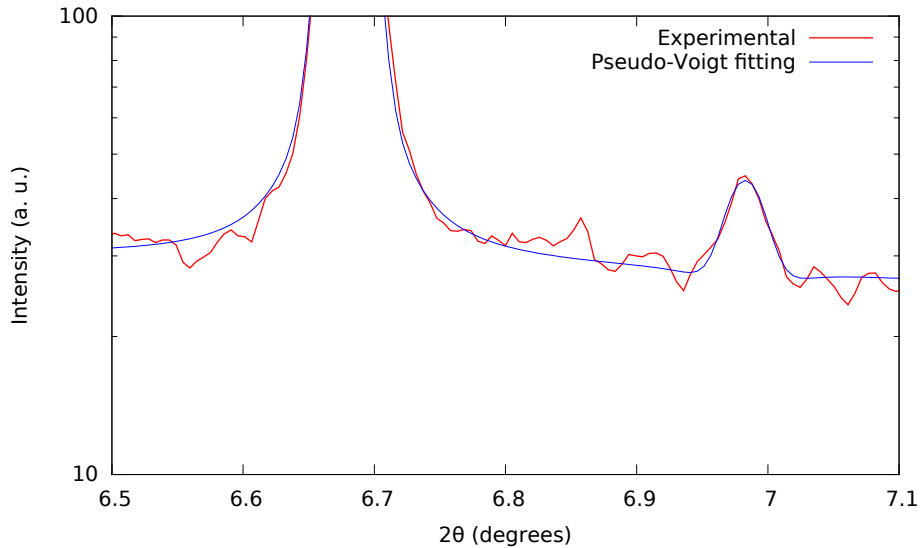


Figura 2.7: La relación señal ruido mínima que permite distinguir y ajustar apropiadamente un pico del difractograma. El pico que se muestra tiene una intensidad integrada neta de 5 y como puede verse es ajustado razonablemente por una función pseudo-Voigt. Si el pico es más pequeño el error del ajuste se vuelve muy grande e incluso puede no converger.

Las banderas *Printpattern* y *Correctwidth* determinan si se van a imprimir los difractogramas extraídos junto con el mejor ajuste de cada uno, y si se van a realizar correcciones sobre el ancho de pico teniendo en cuenta el ancho de la muestra. Esta es una característica experimental al momento de la escritura de la tesis, y debe emplearse con mucho cuidado. Finalmente, también debe indicarse la cantidad de picos que se desean ajustar, junto con una coordenada aproximada de su centro (en 2θ), los píxeles que definen inicio y final de cada pico, y dos píxeles que se determinarán el valor del ruido debajo de cada pico.

En el archivo *fit.ini_2.ini* debe indicarse nuevamente la cantidad de picos a ajustar, así como la cantidad de puntos de ruido que se ajustarán en la rutina de mínimos cuadrados. La rutina de mínimos cuadrados minimiza la suma total de la diferencia entre las intensidades experimentales I_{exp} y las intensidades teóricas I_{teor} dadas por

una suma de funciones pseudo-Voigt (Ec. 1.21), una por cada pico, además de un ruido que se modela como una función lineal por partes, con N_{ruido} partes, cantidad que es definida por el usuario:

$$I_{teor} = \sum_{i=1}^{N_{picos}} pV_i(2\theta; I_{0i}, 2\theta_{Bi}, H_{gl}, \eta_{gl}, sH_i, s\eta_i) + \sum_{j=0}^{N_{ruido}} Bg(2\theta; I_{Bj}, I_{Bj+1}) \quad (2.1)$$

donde la función de ruido una función lineal dentro de un intervalo definido por $2\theta_j$ y $2\theta_{j+1}$ definido por el usuario y cero fuera de ese intervalo. La función de ruido tiene intensidad I_j en el punto $2\theta_j$ e intensidad I_{j+1} en el punto $2\theta_{j+1}$, y las intensidades I_j e I_{j+1} son ajustadas dentro de la rutina de mínimos cuadrados. De las funciones $pV(x)$, de las que hay una por pico, se ajusta su intensidad integrada I_{0i} , su centro $2\theta_{Bi}$ y su ancho y factor de mezcla. El FWHM y el factor de mezcla de cada pico se generan a partir de un valor global (el mismo para todos los picos) y uno particular que se ajustan en pasos distintos del algoritmo de ajuste:

$$H_i = H_{gl} + sH_i \quad (2.2)$$

$$\eta_i = \eta_{gl} + s\eta_i \quad (2.3)$$

El motivo de esta separación es pura y exclusivamente por cuestiones de estabilidad numérica durante el ajuste, y no tiene una razón física detrás.

Todos los valores son ajustados por un rutina de mínimos cuadrados que emplea el algoritmo de Levenberg-Marquardt[25] para minimizar el argumento de mínimos cuadrados:

$$S(\chi) = \sum_{i=1}^N (I_i^{exp} - I_i^{teor}(\chi))^2 \quad (2.4)$$

donde χ es el conjunto de todos los parámetros que se varían para determinar la curva teórica que da el mejor ajuste a los datos experimentales. Como el ajuste se realiza sobre cada difractograma en forma individual, N indica la cantidad de mediciones que hay en un dado difractograma.

Una vez realizado el ajuste sobre todos los difractogramas, se toma la información de cada pico, el conjunto (θ_B, I_0, H, η) que tiene asociadas las coordenadas en el sistema de laboratorio $(\omega, \gamma, \theta_B)$ y se les asigna las coordenadas (α, β) en el sistema de referencia del cristal, y con esos datos se construyen las figuras de polos y las figuras de polos generalizadas. Antes de imprimir la salida de los archivos, el software subtrae el ancho instrumental a partir de los valores que están presentes en el archivo *IRF_3.dat*. La substracción de los datos se hace suponiendo que el ancho instrumental tiene una componente Gaussiana y una componente Lorentziana, y que ambas crecen con el ángulo θ siguiendo la ley de Caglioti[26]:

$$[H_{ins}^G]^2 = U_G \tan^2(\theta) + V_G \tan(\theta) + W_G \quad (2.5)$$

$$H_{ins}^L = U_L \tan^2(\theta) + V_L \tan(\theta) + W_L \quad (2.6)$$

donde los parámetros (U_i, V_i, W_i) deben ser especificados por el usuario. En el archivo *IRF_3.dat* también deben especificarse los parámetros geométricos de la muestra para tener en cuenta la contribución del ancho de la muestra al ensanchamiento de los picos.

Los datos así obtenidos fueron procesados y graficados utilizando MTEX[27], un paquete de Matlab para el procesamiento de texturas.

El software que realiza el ajuste utilizando el método CMWP, tiene dos etapas básicamente: en la primera hace un ajuste al difractograma con una función como la mostrada en la Ec. 2.1 y siguiendo la metodología descrita anteriormente, y usa los resultados del ajuste para generar una serie de archivos auxiliares que se necesitan para la segunda etapa. En la segunda etapa corre en forma automática el programa CMWP siguiendo una estrategia de ajuste determinada por el usuario.

Como la primera parte de este programa funciona con un objetivo similar al del programa anterior, el primer archivo de entrada, denominado *data.info_1.ini* es casi igual al del programa anterior, con la diferencia de que al especificar la posición de los picos a ajustar se pide que se les indique un número de fase que empieza en 0, ya que este es un dato necesario para el programa CMWP.

El segundo archivo se llama *fit_strategy_2.ini* el usuario deber indicar los parámetros iniciales para el ajuste con pseudo-Voigts, como con el programa anterior, pero además deber indicar cuántos pasos de ajuste desea realizar con el programa CMWP, y cuáles son los coeficientes que va a ajustar en cada paso. También debe indicar si desea que el CMWP haga un ajuste por fallas de apilamiento y si desea que se ajuste independientemente la intensidad y posición de los picos. En la práctica se ha visto que hacer un ajuste extra de intensidades alarga mucho el tiempo de cálculo del programa y no aporta valores finales muy diferentes a los que se obtienen cuando no se hace este ajuste.

Los siguientes tres archivos que debe generar el usuario son llamados archivos *plantilla*, ya que estos archivos no suelen escribirse a mano, sino que son generados por el programa CMWP automáticamente. En la próxima sección, donde se explica el funcionamiento del programa CMWP se explic además cómo generar los archivos plantilla.

2.1.3. CMWP

Figura 2.8: Pantalla de inicio del software CMWP.

2.1.4. Langford

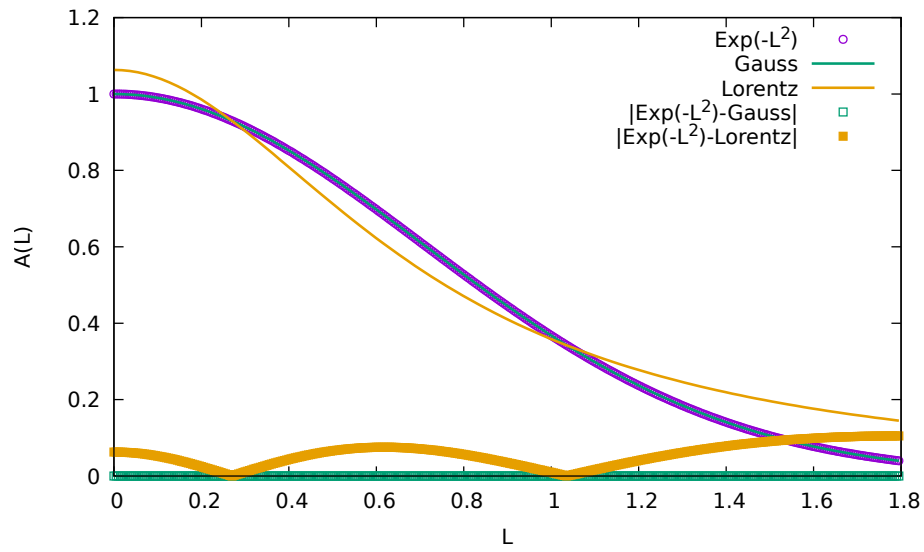


Figura 2.9: Coeficientes de strain gaussiano y lorentziano.

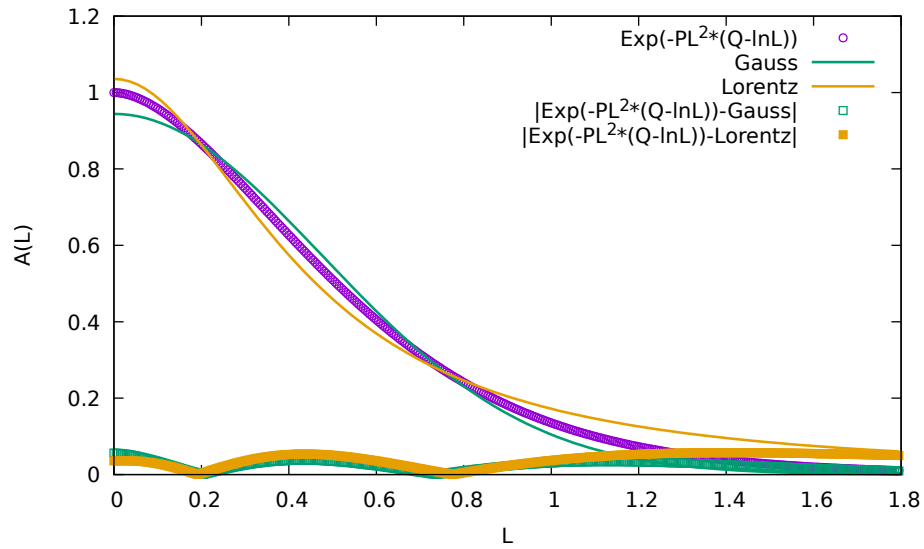


Figura 2.10: Coeficientes de strain posta.

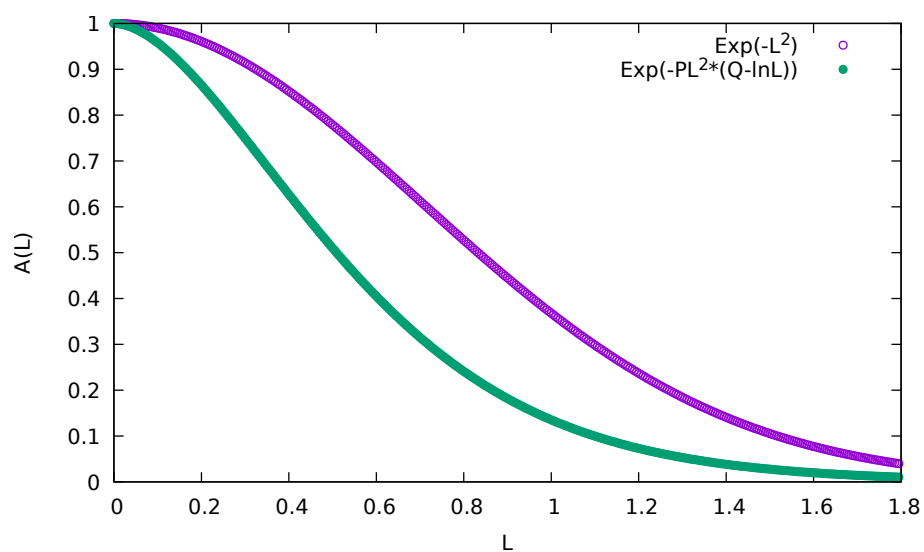


Figura 2.11: Comparacion del gaussiano con el posta.

2.2. Mediciones de EBSD

Capítulo 3

Estudio sobre el acero libre de intersticiales

“The void is without substance but cuts like steel.”

3.1. Estudio de la microestructura por el método CMWP

Texto antes de la figura

Texto despues de la figura

3.2. Estudio de la microestructura por el método de Langford y figuras de polos generalizadas

3.3. Estudio de la microestructura por EBSD

3.4. Discusión de resultados

3.5. Conclusiones

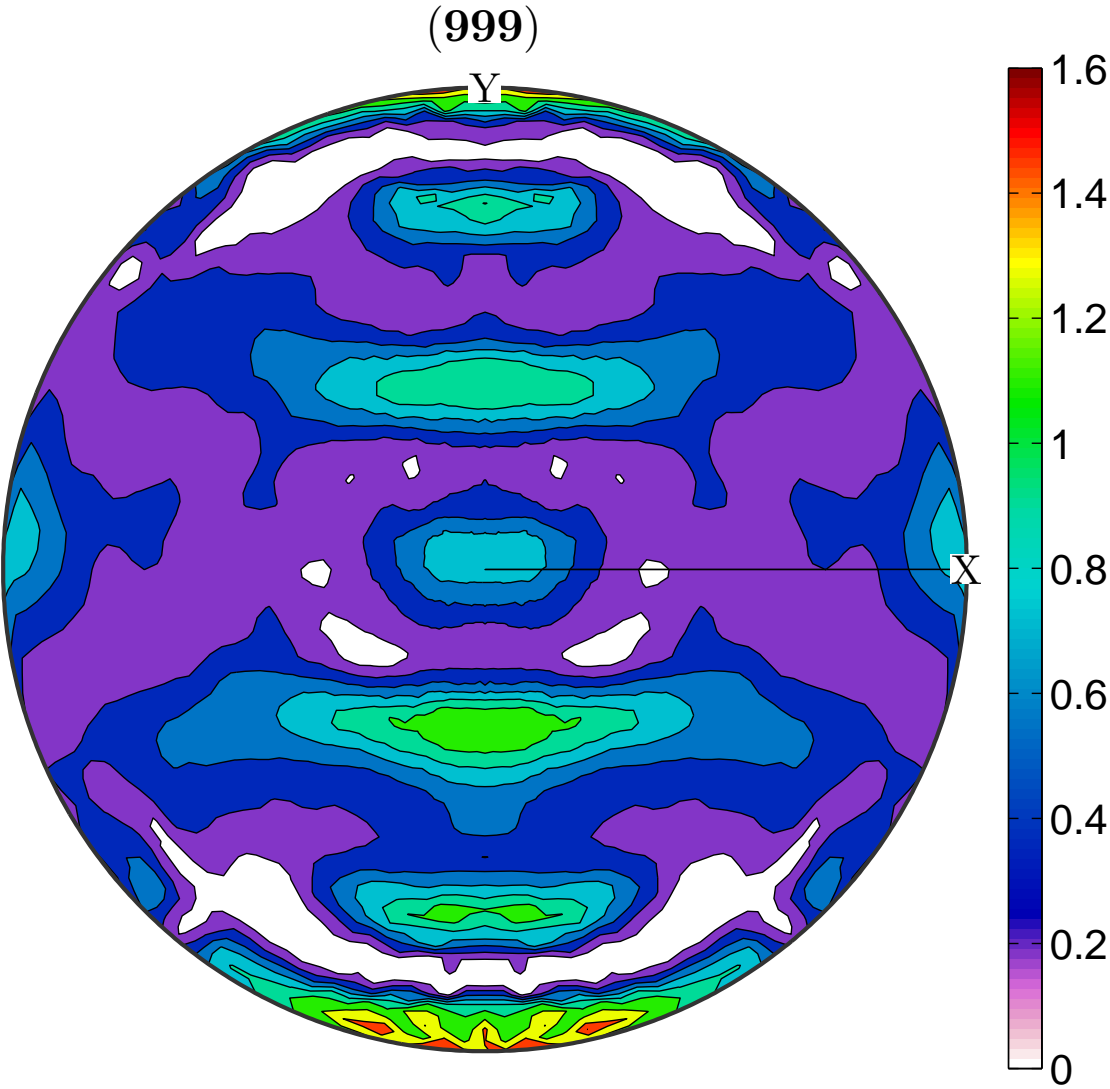


Figura 3.1: caption para probar

Capítulo 4

Estudio sobre el acero F138

- 4.1. Estudio de la microestructura por el método CMWP - Revisión
- 4.2. Estudio de la microestructura por el método de Langford y figuras de polos generalizadas
- 4.3. Estudio de la microestructura por EBSD - Revisión
- 4.4. Discusión de resultados
- 4.5. Conclusiones

Capítulo 5

Estudio sobre el acero duplex G2205

- 5.1. Estudio de la microestructura por el método de Langford y figuras de polos generalizadas
- 5.2. Discusión de resultados
- 5.3. Conclusiones

Capítulo 6

Estudio sobre el Aluminio 1050

- 6.1. Estudio de la microestructura por el método CMWP
- 6.2. Estudio de la microestructura por el método de Langford y figuras de polos generalizadas
- 6.3. Estudio de la microestructura por EBSD - Revisión
- 6.4. Discusión de resultados
- 6.5. Conclusiones

Capítulo 7

Conclusiones

Capítulo 8

Proyecciones

Apéndice A

Archivos de entrada utilizados para correr los programas empleados en el desarrollo de esta tesis

En las secciones siguientes se muestran archivo de ejemplo de los archivos de entrada necesarios para la ejecución de los programas empleados en el transcurso de esta tesis. El detalle acerca del flujo de trabajo puede encontrarse en el capítulo 2, y al final del nombre de cada archivo figura un número que indica el orden en que debe ingresarse cuando se corre el programa.

A.1. Datos de entrada de IDEA

A.1.1. Archivo *data_info_1.ini*

```
1.PathForOutput      : /path/to/output/
2.NrOfSamples(1)     : 1

Input Data – 1
3.InputFilePath      : /path/to/spr/files/
4.InputFileName      : New_Al70R-tex_
5.FileExtension      : spr
6.IndexNr Start      : 1
7.Start Angle        : 1
8.IndexNr End        : 1
9.End Angle          : 1
10.DeltaIndexNr      : 1
11.Delta Angle       : 5
12.Start Gamma       : 0
13.End Gamma         : 359
14.Delta Gamma       : 5
15.Distance (mm)     : 1081
16.Pixel value (mm)  : 0.1
17.Treshold          : 5
18.Printpattern(y/n): y
```

19. Correctwidth(y/n): y

Peak Positions

I. NrOfPeaks : 7

II. Peak Positions

(2Theta Peak-L Peak-R BG-L BG-R):

1.742 583 713 400 935

2.013 713 854 500 965

2.850 1025 1130 965 1178

3.342 1215 1298 1190 1450

3.489 1298 1375 1190 1450

4.025 1505 1559 1450 1600

4.391 1650 1685 1620 1700

A.1.2. Archivo *fit_ini_2.ini*

#FIT_INI: archivo con las estimaciones de los valores iniciales para el a

#Peaks Bg

7 19

#Global_H:

0.04500

#Global_eta:

0.4400

#2theta0 I0 shift_H shift_eta

3.4840 2.0 0.0000 0.00000

4.0240 64.0 0.0000 0.00000

5.6959 25.0 0.0000 0.00000

6.6794 17.0 0.0000 0.00000

6.9757 1.0 0.0000 0.00000

8.0569 6.0 0.0000 0.20000

8.7843 1.0 0.0000 0.50000

#Bg_pos(2theta) Bg_int

0.000 28.0050

0.360 28.0050

0.560 28.0050

0.880 28.0050

1.250 28.0050

2.050 44.8004

2.119 28.0050

2.648 28.0050

3.060 29.1600

4.369 34.2893

4.943 28.0050

5.048 25.1649

5.101 28.0050

6.219 28.0050

6.282 28.0050

7.640 28.0050

8.419 28.0050

8.523 28.0050
8.937 28.0050

A.1.3. Archivo *IRF_3.dat*

```
# Instrumental broadening
UG: 0.0108706
VG: 0.0010735
WG: 0.0002242
UL: 0.0499984
VL: 0.0104957
WL: 0.0037801
```

```
# Sample information
Cilinder(c)/Rect.(r): r
Lenght@omega=0 (mm): 1.0
Lenght@omega=90 (mm): 2.0
Absorption (1/cm): 3.0
```

A.2. Datos de entrada de IDEA-CMWP

A.2.1. Archivo *data_info_1.ini*

File Input Data

```
1.PathForSPR           : /home/ebenatti.ifir/CMWP/CMWP-140518/data/G2205/00/
2.PathForOutput        : data/G2205/
3.InputFileName        : G2205-0-tex_
4.PathForBaseFiles     : /home/ebenatti.ifir/CMWP/CMWP-140518/data/G2205/
5.NameOfBaseFiles      : G220500
6.PathResultsFolder    : /home/ebenatti.ifir/CMWP/CMWP-140518/results/evalua
7.FileExtension        : spr
8.IndexNr Start        : 1
9.DeltaIndexNr         : 1
10.IndexNr End         : 37
11.Start Angle         : 0
12.Delta Angle         : 5
13.End Angle           : 180
14.Start Gamma         : 0
15.Average Gamma       : 5
16.Delta Gamma         : 5
17.End Gamma           : 359
```

IDEA Input Data

```
17.Distance            : 1081e-3
18.Pixel value         : 100e-6
19.Treshold            : 4
```

Peak Positions

```
I. NrOfPeaks          : 9
```



```

II. NrOfPhases      : 2
III. Peak Positions
ph hkl 2Theta Peak-L Peak-R BG-L BG-R:
0 111 3.963 745 754 700 820
1 110 4.052 758 774 700 820
0 200 4.575 856 874 820 900
1 200 5.711 1073 1089 1040 1110
0 220 6.445 1213 1231 1180 1250
1 211 6.983 1318 1332 1280 1350
0 311 7.547 1424 1442 1390 1460
0 222 7.877 1490 1501 1470 1510
1 220 8.052 1521 1539 1510 1560

```

A.2.2. Archivo *fit_strategy_2.ini*

```

#FIT_INI: seeds of the fitting and fitting strategy
#Global_H:
0.03000
#Global_eta:
0.4600
#2theta0      I0      shift_H      shift_eta
4.0520      22.07    0.0000      0.00000
5.7210     122.46    0.0000      0.00000
6.9970      90.69    0.0000      0.00000
8.0700       1.70    0.0000      0.00000
# Fitting strategy
# Ajustar intensidades (y/n)?
n
# Ajustar por fallas de apilamiento (y/n)?
n
# Numero de pasos de ajuste
1
# fix.a fix.b fix.c fix.d fix.e fix.stpr fix.de
1   y    n    y    n    y    y    y
2   y    y    n    y    n    y    n
3   n    n    y    y    y    y    y
4   y    n    y    n    y    y    y
5   y    y    n    y    n    y    n
6   n    n    y    y    y    y    y

```

Los siguientes archivos son creados automáticamente por el programa CMWP y no sería necesario crearlos, pero se muestran en esta sección por completitud.

A.2.3. Archivo *sample.dat.ini* (CMWP)

```

la=0.405
bb=0.286378
C0=0.15
wavelength=0.014267

```

A.2.4. Archivo *sample.dat.fit.ini* (CMWP)

```
init_a=4.64921
init_b=3.42161
init_c=0.272639
init_d=1.8779
init_e=4.2515
init_epsilon=1.0
d_fixed="y"
e_fixed="y"
scale_a=1.0
scale_b=1.0
scale_c=1.0
scale_d=1.0
scale_e=1.0
```

A.2.5. Archivo *sample.dat.q.ini* (CMWP)

```
USE_SPLINE=y
NO_SIZE_EFFECT=n
SF_ELLIPSOIDAL=n
INDC=n
USE_STACKING=n
USE_WEIGHTS=y
WEIGHTING_ALGORITHM=1
peak_int_fit=n
peak_pos_fit=n
fit_in_K=n
DISABLE_COINC_G2=n
ENABLE_CONVOLUTION=n
IF_TH_FT_limit=1e-12
PROF_CUT=10
N1=1024
N2=1024
minx=3.0
maxx=8.95
FIT_LIMIT=1e-12
FIT_MAXITER=1000
NUMBER_OF_PHASES=1
FIT_ONLY_PHASE=0
```

Bibliografía

- [1] HAHN, T. International Tables for Crystallography, Space-Group Symmetry. International Tables for Crystallography. Wiley, 2005. URL <https://books.google.com.ar/books?id=5sdoAQAACAAJ>.
- [2] NYE, J. Physical Properties of Crystals: Their Representation by Tensors and Matrices. Oxford science publications. Clarendon Press, 1985. URL <https://books.google.com.ar/books?id=ugwql-uVB44C>.
- [3] SCHERRER, P. Bestimmung der größe und der inneren struktur von kolloidteilchen mittels röntgenstrahlen. *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse*, **1918**, 98–100, 1918. URL <http://eudml.org/doc/59018>.
- [4] JONES, F. W. The measurement of particle size by the x-ray method. *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, **166** (924), 16–43, 1938. URL <http://rspa.royalsocietypublishing.org/content/166/924/16>.
- [5] HALL, W. H. X-ray line broadening in metals. *Proceedings of the Physical Society. Section A*, **62** (11), 741, 1949. URL <http://stacks.iop.org/0370-1298/62/i=11/a=110>.
- [6] SCARDI, P., LEONI, M., DELHEZ, R. Line broadening analysis using integral breadth methods: A critical review. *J. Appl. Crystallogr.*, **37** (3), 381–390, 2004.
- [7] AVERBACH, B. L., WARREN, B. E. Interpretation of X-Ray Patterns of Cold-Worked Metal. *Journal of Applied Physics*, **20**, 885–886, sep. 1949.
- [8] WIKIPEDIA. Log-normal distribution — wikipedia, the free encyclopedia, 2017. URL https://en.wikipedia.org/w/index.php?title=Log-normal_distribution&oldid=779851885, [Online; accessed 16-May-2017].
- [9] UNGÁR, T., TICHY, G. The Effect of Dislocation Contrast on X-Ray Line Profiles in Untextured Polycrystals. *Phys. Status Solidi*, **171** (2), 425–434, 1999. URL [http://doi.wiley.com/10.1002/\(SICI\)1521-396X\(199902\)171:2{>}3C425::AID-PSSA425{>}3E3.0.CO;2-W](http://doi.wiley.com/10.1002/(SICI)1521-396X(199902)171:2{>}3C425::AID-PSSA425{>}3E3.0.CO;2-W).
- [10] DRAGOMIR, I., UNGAR, T. The contrast factors of dislocations in cubic crystals : the dislocation model of strain anisotropy in practice. *J. Appl. Crystallography*, **32**, 992–1002, 1999.

- [11] DRAGOMIR, I. C., UNGÁR, T. Contrast factors of dislocations in the hexagonal crystal system. *J. Appl. Crystallogr.*, **35** (5), 556–564, 2002.
- [12] WILKENS, M. The determination of density and distribution of dislocations in deformed single crystals from broadened X-ray diffraction profiles. *Phys. status solidi*, **2** (2), 359–370, 1970. URL papers2://publication/uuid/0C56477A-7338-449E-8DC9-DD0041A79EE1.
- [13] GROMA, I., UNGÁR, T., WILKENS, M. Asymmetric X-ray line broadening of plastically deformed crystals. *J. Appl. Crystallogr.*, **21** (1), 47–54, 1988.
- [14] MITTEMEIJER, E., SCARDI, P. Diffraction Analysis of the Microstructure of Materials. Springer Series in Materials Science. Springer Berlin Heidelberg, 2003. URL https://books.google.com.ar/books?id=s_RLRee1KMYC.
- [15] DE KEIJSER, T. H., LANGFORD, J. I., MITTEMEIJER, E. J., VOGELS, A. B. P. Use of the Voigt function in a single-line method for the analysis of X-ray diffraction line broadening. *J. Appl. Crystallogr.*, **15** (3), 308–314, jun 1982.
- [16] THOMPSON, P., COX, D. E., HASTINGS, J. B. Rietveld Refinement of Debye-Scherrer Synchrotron X-ray Data from A1203. *J. Appl. Crystallogr.*, **20**, 79–83, 1987.
- [17] SCHWARTZ, A., KUMAR, M., ADAMS, B., FIELD, D. Electron Backscatter Diffraction in Materials Science. Springer US, 2010. URL <https://books.google.com.ar/books?id=wcTMT9e3yBYC>.
- [18] WIKIPEDIA. Hough transform — wikipedia, the free encyclopedia, 2017. URL https://en.wikipedia.org/w/index.php?title=Hough_transform&oldid=782985344, [Online; accessed 2-June-2017].
- [19] RANDLE, V., ENGLER, O. Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping. Taylor & Francis, 2000. URL <https://books.google.com.ar/books?id=WQas7BbWP-sC>.
- [20] BUNGE, H. Texture Analysis in Materials Science: Mathematical Methods. Elsevier Science, 2013. URL <https://books.google.com.ar/books?id=wAQcBQAAQBAJ>.
- [21] KOCKS, U., TOMÉ, C., WENK, H. Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and Their Effect on Materials Properties. Cambridge University Press, 2000. URL <https://books.google.com.ar/books?id=vkyU9KZBTioC>.
- [22] DESY. Petra iii – x-ray radiation source, 2017. URL http://www.desy.de/research/facilities__projects/petra_iii/index_eng.html, [Online; accessed 15-June-2017].
- [23] BUNGE, H. J., KLEIN, H. Area-Detector Bunge Klein.pdf. *Z. Met.*, 1996.
- [24] HAMMERSLEY, A. P., SVENSSON, S. O., HANFLAND, M., FITCH, A. N., HÄUSERMANN, D. Two-dimensional detector software: From real detector to idealised image or two-theta scan. *High Pressure Research*, **14**, 1996.

-
- [25] WIKIPEDIA. Levenberg-marquardt algorithm — wikipedia, the free encyclopedia, 2017. URL https://en.wikipedia.org/w/index.php?title=Levenberg%E2%80%93Marquardt_algorithm&oldid=771936514, [Online; accessed 19-June-2017].
- [26] CAGLIOTI, G., PAOLETTI, A., RICCI, F. Choice of collimators for a crystal spectrometer for neutron diffraction. *Nuclear Instruments*, **3** (4), 223 – 228, 1958. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0369643X5890029X>.
- [27] HIELSCHER, R., SCHAE BEN, H. A novel pole figure inversion method: specification of the MTEX algorithm. *J. Appl. Crystallogr.*, **41** (6), 1024–1037, nov 2008. URL <http://scripts.iucr.org/cgi-bin/paper?S0021889808030112>.