

MODELIZACIÓN POLICRISTALINA DEL PROCESO DE TREFILADO DE ALAMBRES

Alicia Durán C.^a, Diego Celentano^a, Javier Signorelli^b y Marcela Cruchaga^c

^a*Departamento de Ingeniería Mecánica y Metalúrgica, Pontificia Universidad Católica de Chile, Av. Libertador Bernardo O'Higgins 340, Santiago, Chile, asduran@uc.cl, dcelentano@ing.puc.cl*

^b*Instituto de Física Rosario, Universidad Nacional de Rosario, Bv. 27 de Febrero 210b, Rosario Argentina, signorelli@ifir-conicet.gov.ar*

^c*Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Santiago de Chile, Avenida Libertador Bernardo O'Higgins n° 3363 marcela.cruchaga@usach.cl*

Palabras Claves: trefilación, textura, modelo policristalino

Resumen. El objetivo de este trabajo es describir el comportamiento mecánico de un alambre de cobre de estructura FCC cuando se lo somete al proceso de trefilado utilizando plasticidad cristalina. Para tal fin se propone aplicar, en esta primera etapa, un modelo de viscoplasticidad policristalina con el objeto de simular el desarrollo de textura de deformación como resultado de dicho proceso. Se realiza en primera instancia la simulación policristalina del ensayo de tracción de este material para poder derivar, a partir de la curva tensión-deformación medida experimentalmente, parámetros del modelo que proporcionen una respuesta realista. En una segunda etapa se lleva a cabo la modelización del comportamiento del material durante el proceso de trefilado para una dada evolución de la distribución no homogénea (en la sección transversal del alambre) de la tasa de deformación plástica obtenida previamente por medio de un modelo viscoplástico fenomenológico de elementos finitos definido a nivel macroscópico. Se modela en particular la evolución del desarrollo de textura en distintos puntos del alambre y para diferentes velocidades de trefilado. Se presentan y discuten las texturas finales predichas por el modelo.

1 INTRODUCCIÓN

El trefilado es un proceso de conformado en frío que consiste en deformar homogéneamente el alambre haciéndolo pasar por un dado de menor diámetro mediante una fuerza de tiro, disminuyendo su sección transversal y alargando su longitud debido a la deformación plástica del material. En consecuencia, los granos del material rotan a la vez que se alargan, haciendo que ciertas direcciones y planos cristalográficos se alineen con la dirección en la que se aplica el esfuerzo. Si la orientación de los granos en un policristal obedece a una distribución aleatoria, el material se comporta de manera isótropa con respecto a sus propiedades físicas. Cuando el material presenta una orientación preferencial de sus granos, se dice que el material está texturado y, por lo tanto, las propiedades físicas de los mismos mostrarán un carácter anisótropo. Entre algunas de las propiedades que dependen de la orientación cristalográfica de los granos en material se pueden mencionar al módulo de elasticidad, la dirección de crecimiento cristalográfico durante la solidificación, la resistencia a la cedencia (límite elástico), la ductilidad, la resiliencia y la resistencia a la corrosión. Los materiales más empleados en trefilación son aceros, cobre y latones, aunque puede aplicarse a cualquier material o aleación dúctil.

Los mecanismos de deformación plástica suelen clasificarse como difusivos y no difusivos; los primeros son importantes en los procesos que involucren tiempos considerables mientras que los segundos se producen siempre que las tensiones aplicadas sean lo suficientemente altas. El principal mecanismo no difusivo de deformación es el deslizamiento, el cual está asociado con la movilidad de las dislocaciones en la red cristalina. En general, el deslizamiento ocurre sobre los planos más compactos y en las direcciones más compactas. Así, en la estructura cúbica centrada en las caras FCC el deslizamiento siempre se produce sobre los planos $\{111\}$ pero solamente en las direcciones $\langle 110 \rangle$. Esto significa que si se produce el deslizamiento sobre el plano (111), será en alguna de las tres direcciones $\pm [101]$, $\pm [110]$, $\pm [011]$. Los cristales FCC poseen 12 sistemas de deslizamiento debido a que tienen cuatro grupos $\{111\}$ con tres direcciones $\langle 110 \rangle$ en cada uno de ellos. Los metales que presentan este tipo de estructura son Cu, Al, Ni, Pb, Au, Ag y Fe. Microscópicamente, el endurecimiento por deformación está relacionado con el desarrollo de textura cristalográfica que se produce principalmente como resultado de tratamientos térmicos y mecánicos.

Existen muchos estudios sobre la evolución de la microestructura y las propiedades mecánicas en el proceso de trefilado de alambres. Sin embargo, hay muy poca información sobre el mecanismo de deformación plástica que se genera durante el mismo. En los procesos de trefilado de alambres y extrusión, se produce una estructura de fibra en donde los granos se alargan en la dirección paralela al eje del alambre. Así se obtiene la máxima resistencia a lo largo del eje del alambre o del extruido. [Rajian and Petkie \(1998\)](#) y [Gerber et al. \(2005\)](#) desarrollaron una amplia investigación sobre la evolución de textura de alambres trefilados de cobre usando difracción de rayos X (DRX), difracción de neutrones y difracción de dispersión (EBSD). En particular, [Gerber et al. \(2005\)](#) demostraron que el cobre trefilado en frío tiene texturas típicas consistente en su mayoría $\langle 111 \rangle$ y una minoría $\langle 100 \rangle$, encontrando que para el cristal simple se produce textura de fibra mientras que para el policristal aparece la textura bimodal. [English and Chin \(1965\)](#) mostraron que la relación de intensidad relativa de textura de fibra $\langle 111 \rangle$ y $\langle 100 \rangle$ es diferente en alambres de distintos materiales y depende de su energía de falla de apilamiento. Por otro lado, [Kraft et al. \(1996\)](#) establecieron la relación entre el ángulo del dado y la textura de fibra para conductores de Cu ETP (Electrolytic Tough Pitch) a una reducción promedio total de 65,6% concluyendo que el aumento del ángulo del dado promueve un aumento de textura al azar (probablemente en la estructura del grano cerca

de la superficie) que se produce a expensas de la textura de fibra (111) (200) la que a su vez se reduce la temperatura de recocido del alambre y causa la recristalización no uniforme. Waryobar (2003) ha reportado que la evolución de la textura en los cables de cobre trefilado se ve afectada por la temperatura durante la deformación tal que la relación de intensidad es mayor a temperaturas superiores a 0°C. Bolmaro et al. (2006) y Brokmeier et al. (2007) simularon el desarrollo de las texturas de trefilado de cables de Cu-Fe por medio de un micro mecánico viscoplástico autoconsistente contratando y validando los resultados numéricos con las texturas medidas mediante difracción de neutrones. Baudin et al. (2007) demostraron que para el cobre electrolítico trabajado en frío y después recristalizado se pueden desarrollar, para bajas reducciones, todas las componentes de texturas mientras que, para reducciones altas, los granos crecen preferentemente en $\langle 100 \rangle$; además, los resultados indicaron que la fracción de límite de grano disminuye con el aumento de la cantidad de deformación. Jakani et al. (2007) estudiaron el efecto de las impurezas, especialmente azufre, en la textura de recristalización y en la microestructura de los cables de cobre ETP (38% de reducción de área) demostrando que la textura de recristalización se compone de texturas de fibras $\langle 001 \rangle$ y $\langle 111 \rangle$ independientemente del contenido de impurezas.

El objetivo de este trabajo es describir el comportamiento mecánico, en el marco de la plasticidad cristalina, de un alambre de cobre de estructura FCC cuando se lo somete al proceso de trefilado. Para tal fin se propone simular el desarrollo de textura de deformación en dicho proceso aplicando un modelo de viscoplasticidad policristalina. El modelo policristalino se describe brevemente en la Sección 2. En el modelo se adopta la hipótesis de homogeneidad de deformación de Taylor y se considera una ley de tipo potencial para la relación constitutiva entre la tensión aplicada en un dado plano cristalográfico y la tensión crítica de activación de dicho sistema. La velocidad de deformación total en el grano se obtiene como la suma de las velocidades de deformación de corte simple aportadas por cada uno de los sistemas de deslizamiento potencialmente activos. La respuesta constitutiva del agregado policristalino se calcula mediante la homogeneización de la respuesta individual de cada cristal. La caracterización del material realizada a partir de la medición experimental en el ensayo de tracción de la curva tensión-deformación la cual se detalla en la Sección 3. La Sección 4 presenta los resultados en términos de desarrollo de textura asociados al proceso de trefilado. El modelo se aplica a tres puntos del alambre (situados en el centro, en la mitad del radio y en borde externo del mismo) para tres velocidades de trefilado crecientes. Las variables de entrada del modelo son los gradientes de velocidades obtenidos a partir de un modelo viscoplástico fenomenológico definido a nivel macroscópico y, además, los parámetros del material derivados en la Sección 3. Se presentan y discuten las figuras de polos calculadas con el modelo. Finalmente, la Sección 5 resume las conclusiones de este trabajo.

2 MODELO POLICRISTALINO

La formulación del modelo utilizado corresponde al trabajo desarrollado por Lebensohn et al. (1993). A continuación se presentan sólo algunos aspectos del mismo.

2.1 Regla de flujo

La ley constitutiva a nivel del cristal simple puede ser definida a través de una ley de tipo potencial la cual relaciona el esfuerzo aplicado en un dado plano cristalográfico y la tensión crítica de activación de ese sistema τ_c^s . La velocidad de deformación total en el grano d se

obtiene como una suma de las velocidades de deformación de corte simple $\dot{\gamma}^s$ aportadas por cada uno de los sistemas de deslizamiento potencialmente activos s:

$$\mathbf{d} = \sum_s \mathbf{m}^s \dot{\gamma}^s = \dot{\gamma}_0^s \sum_s \mathbf{m}^s \left| \frac{\tau_r^s}{\tau_c^s} \right|^m \text{sign}(\tau_r^s) \quad (1)$$

donde $\mathbf{m}^s = \frac{1}{2}(\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s + \mathbf{b}^s \otimes \mathbf{n}^s)$ es el tensor de Schmid (\mathbf{n}^s y \mathbf{b}^s son los vectores normal y tangencial al plano de deslizamiento del sistema s, respectivamente), $\dot{\gamma}_0^s$ es velocidad de corte de referencia, m es un parámetro material de sensibilidad a la velocidad de deformación y la tensión resuelta en el sistema s puede escribirse como $\tau_r^s = \mathbf{m}^s : \boldsymbol{\sigma}$, donde $\boldsymbol{\sigma}$ es el tensor de tensiones de Cauchy en el grano.

2.2 Modelo de endurecimiento

El comportamiento a nivel del cristal simple se completa al describir la ley de endurecimiento. En la mayoría de los metales es ampliamente aceptada la idea que durante el proceso de deformación más de un sistema de deslizamiento se activa simultáneamente y que, además, la activación de un sistema implica una mayor dificultad en la activación del resto. Las principales variables que afectan el endurecimiento son: la energía de falla de apilamiento, la densidad de dislocaciones, el camino libre medio entre éstas, la temperatura, etc. El endurecimiento por deformación corresponde a la evolución de la tensión τ_c^s que se supone puede escribirse como:

$$\dot{\tau}_c^s = \sum_{s'} h_{ss'} |\dot{\gamma}^{s'}| \quad (2)$$

donde $h_{ss'}$ es la matriz de endurecimiento que relaciona la interacción entre los sistemas s y s' . En la matriz de endurecimiento, los coeficientes de la diagonal describen el efecto de autoendurecimiento que se debe principalmente al apilamiento de las dislocaciones en el sistema s ; el resto de los coeficientes, asociados al efecto de endurecimiento latente, cuantifican la influencia de los otros sistemas que provocan la interacción descrita anteriormente. Diversas formas funcionales han sido propuestas para esta matriz, en el presente trabajo utilizaremos una ley de endurecimiento isótropa de tipo potencial:

$$h_{ss'} = h_0 \left(\frac{h_0 \Gamma}{\tau_c^s n} + 1 \right)^{n-1} \quad (3)$$

donde h_0 es el parámetro de endurecimiento inicial, n es el exponente de endurecimiento y $\Gamma = \sum_s \dot{\gamma}^s$ es la deformación de corte acumulada. Si bien es una ley simple que, tal como se ve de la [Figura 1](#), reproduce muy adecuadamente el comportamiento del material.

2.3 Homogeneización

La relación entre la tensión y deformación macroscópica con los estados microscópicos se basa en la hipótesis de homogeneización, la cual vincula a las magnitudes a través del promedio ponderado cuyos pesos son la fracción de volumen de cada cristal en el policristal:

$$\mathbf{D} = \langle \mathbf{d} \rangle \quad (4)$$

$$\Sigma = \langle \sigma \rangle \quad (5)$$

donde $\sigma-d$ y $\Sigma-D$ son los tensores de tensión y deformación en los granos y en el agregado, respectivamente. Las ecuaciones (4-5) ponen de manifiesto que una vez conocidos el estado microscópico, el estado macroscópico queda completamente determinado. Por otro lado, el cálculo de evolución de textura involucra el problema inverso: a partir del conocimiento de las condiciones de borde (macroscópicas) del problema, se deben determinar los estados microscópicos correspondientes. A tal efecto resulta necesario formular alguna hipótesis suplementaria al principio de homogeneización con el fin de vincular los estados microscópicos y macroscópicos de tensión y deformación. La formulación de tal hipótesis determina el modelo de deformación del policristal. Taylor (1938) introdujo la hipótesis de que la tasa de deformación es homogénea en el agregado:

$$d = D \quad (6)$$

El modelo de Taylor impone la compatibilidad de deformación a costa de violar el equilibrio de tensiones. Si bien el modelo utilizado está basado en una formulación autoconsistente, la cual permite diferentes estados de deformación y tensión en los granos, en este trabajo sólo se utilizará en la modalidad de Taylor.

3 CARACTERIZACIÓN POLICRISTALINA DEL MATERIAL A PARTIR DEL ENSAYO DE TRACCIÓN

Los datos experimentales empleados en este trabajo corresponden al ensayo de tracción en probetas de cobre puro reportado en Celentano (2010).

3.1 Ajuste de parámetros

La curva tensión-deformación verdadera medida experimentalmente se muestra en la Figura 1. En dicha Figura también se grafica la curva simulada con el modelo policristalino presentado en la Sección 2 utilizando los parámetros del material, indicados en la Tabla 1, que mejor ajustan la respuesta. Es importante notar que dichos parámetros fueron obtenidos con la hipótesis de endurecimiento isótropo.

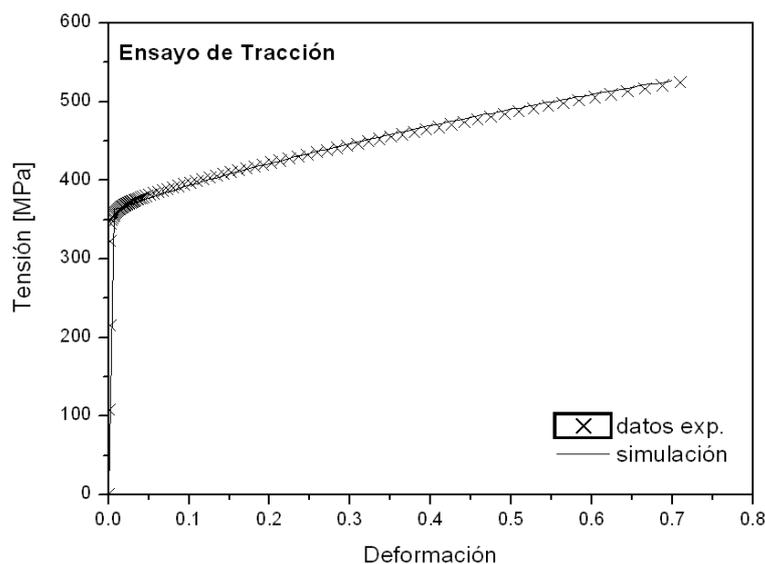


Figura 1: Ensayo de tracción de una muestra cilíndrica de cobre puro.

Tabla 1: Propiedades del material derivadas a partir del ensayo de tracción.

Velocidad de corte de referencia $\dot{\gamma}_0^s$	1
Parámetro de sensibilidad m	50
Parámetro de endurecimiento inicial h_0 [MPa]	38
Exponente de endurecimiento n	0.22
Tensión crítica inicial $\tau_{c_0}^s$ [MPa]	120

3.2 Análisis de textura

Las Figuras 2-4 representan las texturas calculadas, por medio de figuras de polos para distintos planos, a un nivel de deformación verdadera en el ensayo de tracción de 0.7 utilizando los parámetros de la Tabla 1.

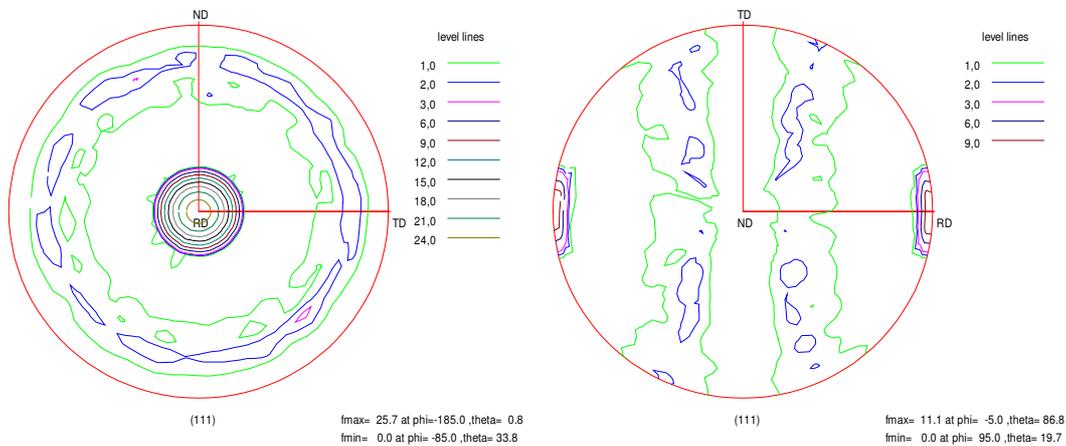


Figura 2 : Figuras de polos obtenidas de la textura en el ensayo de tracción en la familia de planos (111): a) dirección de trefilado en el centro y b) dirección de trefilado a la derecha.

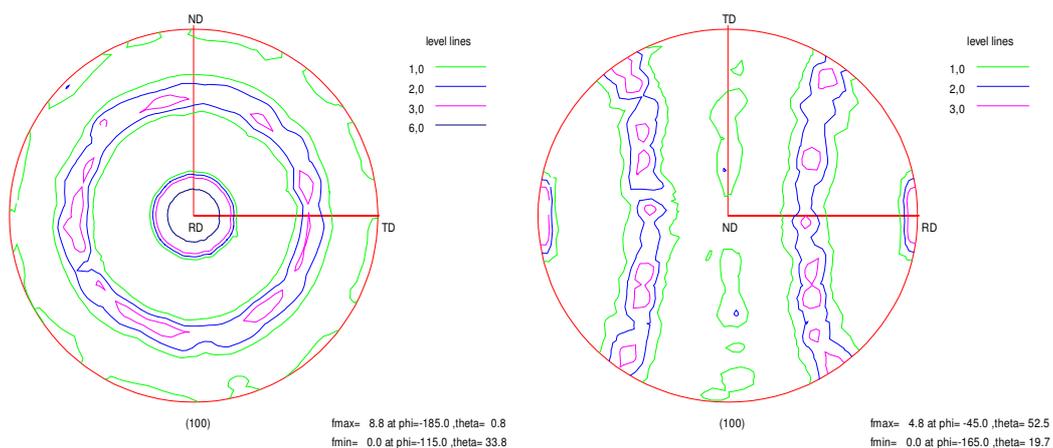


Figura 3: Figuras de polos obtenidas de la textura en el ensayo de tracción en la familia de planos (100): a) dirección de trefilado en el centro y b) dirección de trefilado a la derecha.

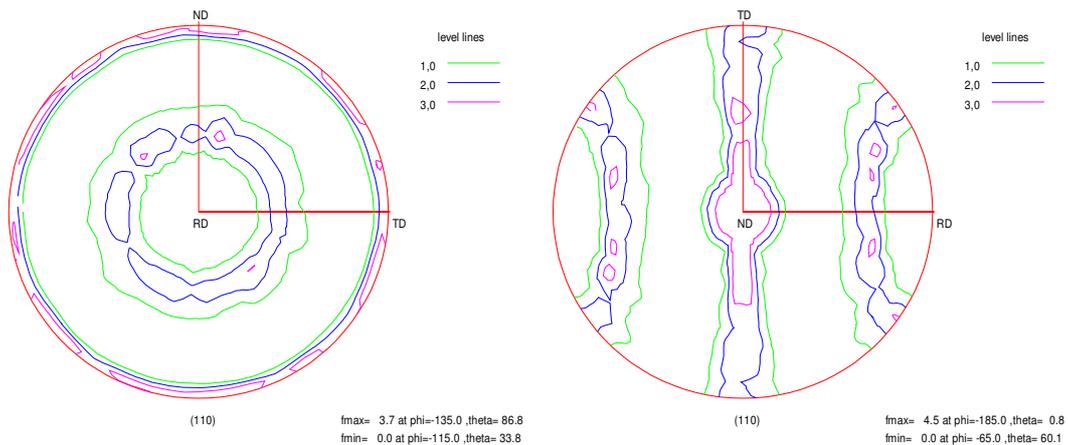


Figura 4: Figuras de polos obtenidas de la textura en el ensayo de tracción en la familia de planos (110): a) dirección de trefilado en el centro y b) dirección de trefilado a la derecha.

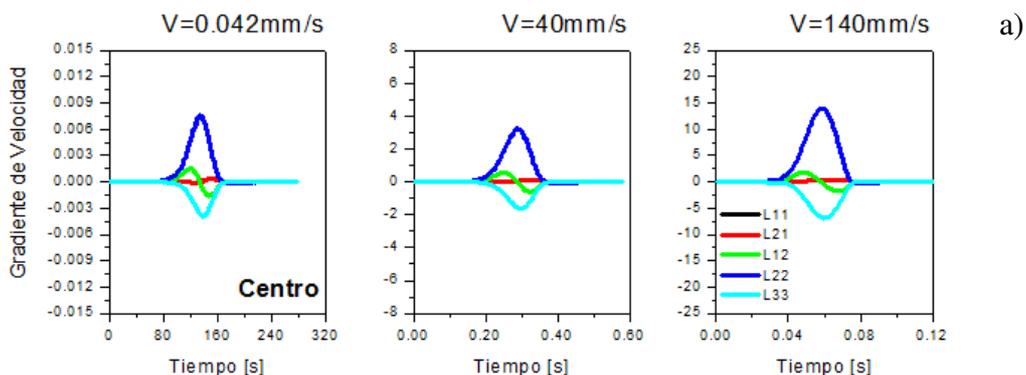
De la Figura 2 se ve claramente la tendencia a alinear los planos (111) en la dirección de trefilado (RD). Comparando la Figuras 2 y 3 vemos que se corrobora la generación de una textura bimodal formada por los planos (111) y (110). Este tipo de textura es característico del desarrollo de textura en materiales FCC trefilados.

4 SIMULACIÓN POLICRISTALINA DEL PROCESO DE TREFILADO

Con el objeto de analizar el efecto del camino de deformación y velocidad de trefilado sobre la textura final del material se realizaron diferentes simulaciones utilizando simulaciones de elementos finitos realizadas en trabajo previos (Celentano, 2010). A partir de dichas simulaciones se extrajo la historia de deformación de tres puntos materiales situados en el centro, medio y borde exterior del alambre. Así mismo, se analizaron tres diferentes velocidades de trefilado diferentes: 0.042mm/s, 20mm/s y 140mm/s.

4.1 Evolución de la deformación

La Figura 5 muestra los perfiles del tensor gradiente de deformación obtenidos mediante la simulación por elementos finitos del proceso de trefilado. La dirección 2 se corresponde con la dirección paralela al alambre. Se incluyen sólo las componentes del tensor gradiente de velocidad cuyo valor sea apreciablemente diferente de cero. Como puede observarse a medida que nos alejamos del centro y nos aproximamos al borde las componentes de corte L_{12} y L_{21} son claramente no nulas y aportan una rotación rígida del material la cual varía a medida que el material avance por la hilera.



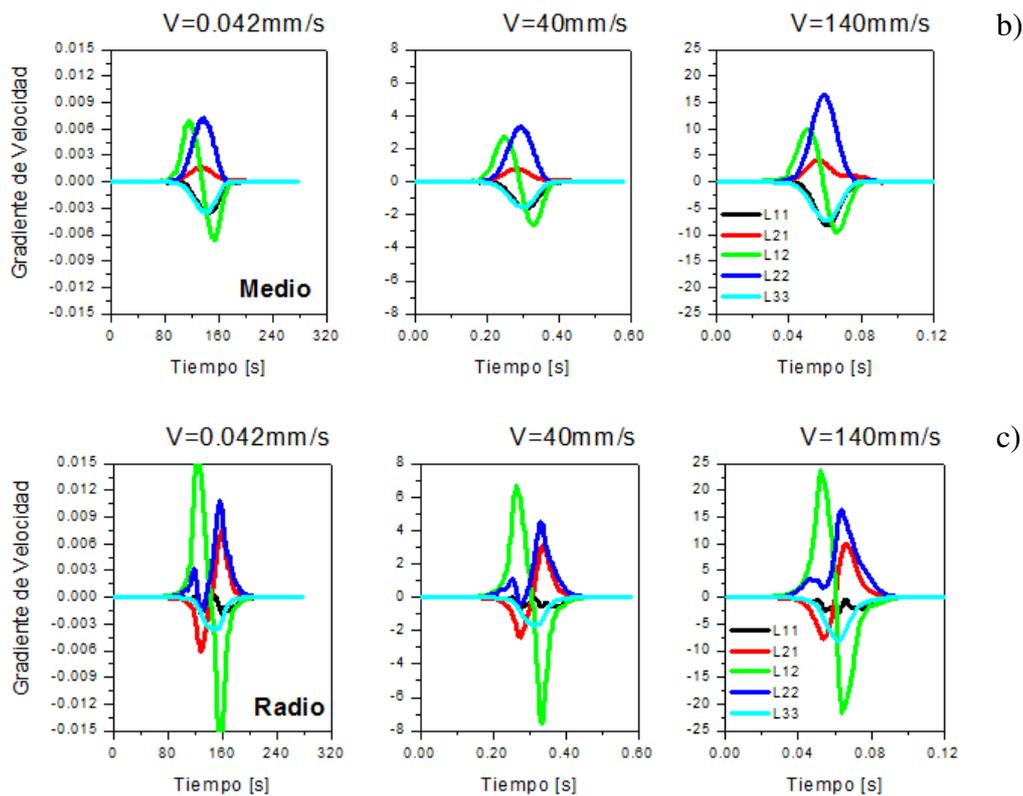


Figura 5: Gradientes de velocidad calculados utilizando elementos finitos para las tres diferentes velocidades analizadas: a) correspondientes a un punto material situado en el centro de la sección transversal del alambre; b) punto material situado entre el centro y periferia y c) punto material situado en la periferia.

Paralelamente, al comparar la evolución de las diferentes componentes del tensor en función de la velocidad a la cual se realiza el trefilado vemos que no hay una variación significativa en los perfiles obtenidos. Este hecho justifica la estrategia multiscala adoptada, es decir, primeramente se resuelve un problema clásico de elementos finitos teniendo en cuenta la geometría del problema y, posteriormente, se extrae de estos resultados la historia de deformación a la que se sometido el material en diferentes puntos característicos para luego aplicar el modelo de plasticidad cristalina. En problema como el trefilado donde la geometría impone la historia de deformación, no es necesario una estrategia de acople ‘fuerte’ entre ambos modelos.

4.2 Evolución de la textura cristalográfica

Las Figuras 6-14 muestran las figuras de polos de la textura final del material para las tres velocidades de trefilado consideradas.

Como se mencionó precedentemente, el hecho que la geometría del ensayo imponga fuertemente la trayectoria de deformación del material, hace que la textura cristalográfica desarrollada durante el proceso de trefilado se poco sensible a la velocidad con la que se realice. Las intensidades son más bajas que las observadas en el ensayo de tracción, si bien la deformación acumulada es menor. Se observa que a medida que nos aproximamos al borde, es visible el efecto de la rotación rígida sobre la textura del material. Es importante resaltar que esta inclinación que se observa en las figura de polos es debido a que uno está observando la textura correspondiente a un punto material, en realidad si se desea comprar con figuras de polos obtenidas experimentalmente se debería integrar las diferentes figuras de polos correspondientes a todo un anillo de la sección del alambre. Se optó por no realizar este

cálculo a los efectos de mostrar claramente el efecto del corte sobre la reorientación de los cristales.

Velocidad de trefilado de 0.042 mm/s

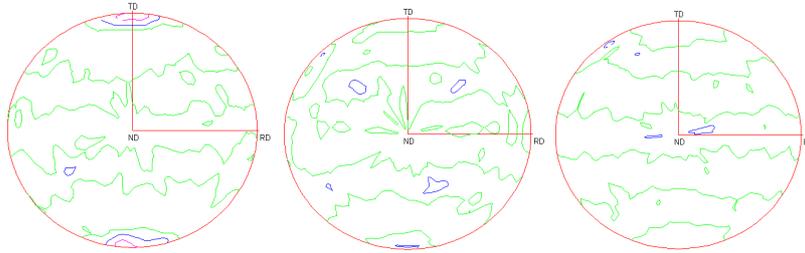


Figura 6: Textura final correspondiente a un punto material situado en el centro del alambre. De izquierda a derecha Figuras de polos (111), (100) y (110) respectivamente.

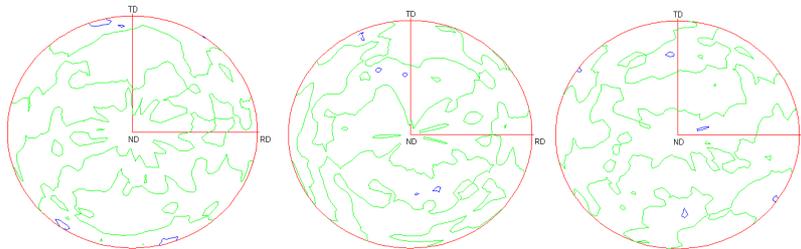


Figura 7: Textura final correspondiente a un punto material situado en el radio medio del alambre. De izquierda a derecha Figuras de polos (111), (100) y (110) respectivamente.

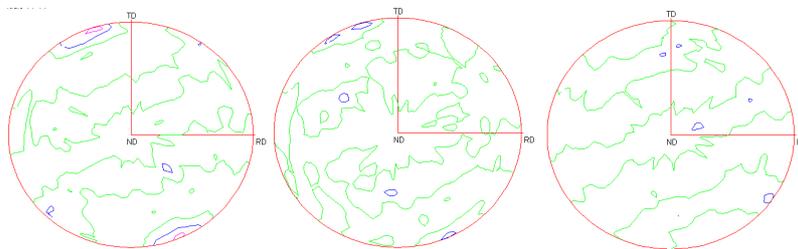


Figura 8: Figuras de polos para el contorno del alambre Textura final correspondiente a un punto material situado en el contorno del alambre. De izquierda a derecha Figuras de polos (111), (100) y (110) respectivamente.

Velocidad de trefilado de 20 mm/s

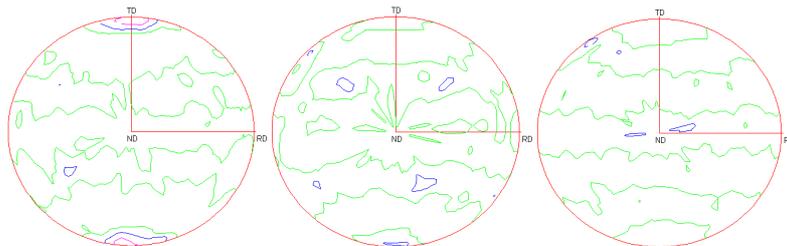


Figura 9: Textura final correspondiente a un punto material situado en el centro del alambre. De izquierda a derecha Figuras de polos (111), (100) y (110) respectivamente.

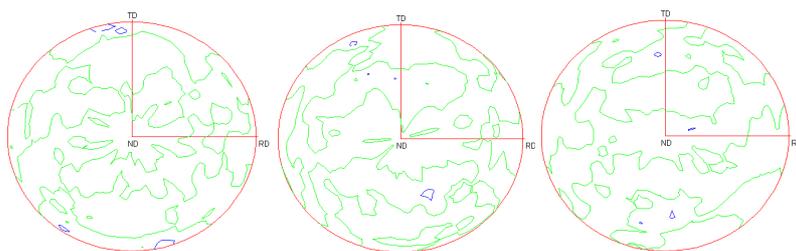


Figura 10: Textura final correspondiente a un punto material situado en el radio medio del alambre. De izquierda a derecha Figuras de polos (111), (100) y (110) respectivamente.

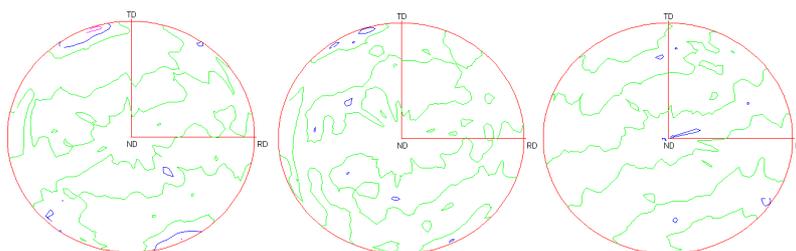


Figura 11: Figuras de polos para el contorno del alambre Textura final correspondiente a un punto material situado en el contorno del alambre. De izquierda a derecha Figuras de polos (111), (100) y (110) respectivamente.

Velocidad de trefilado de 140 mm/s

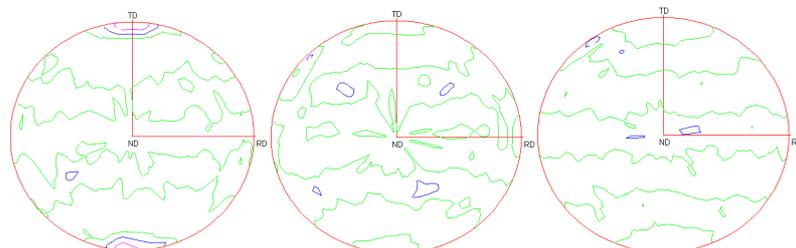


Figura 12: Textura final correspondiente a un punto material situado en el centro del alambre. De izquierda a derecha Figuras de polos (111), (100) y (110) respectivamente.

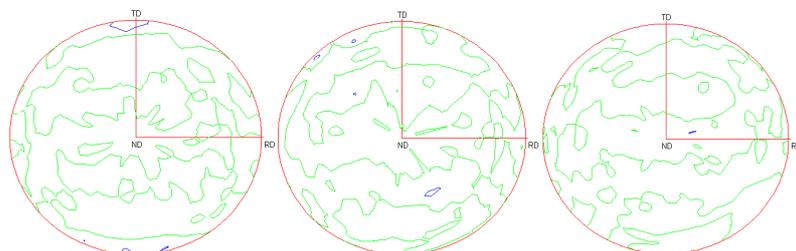


Figura 13: Textura final correspondiente a un punto material situado en el radio medio del alambre. De izquierda a derecha Figuras de polos (111), (100) y (110) respectivamente.

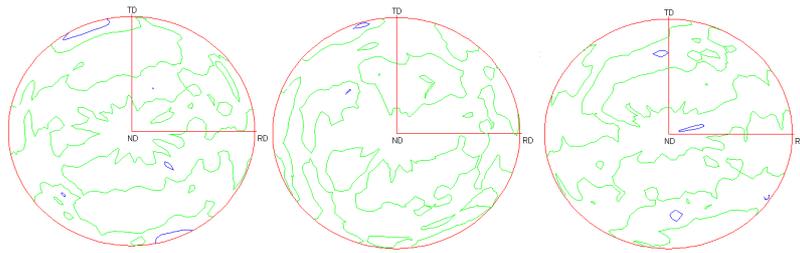


Figura 14: Figuras de polos para el contorno del alambre Textura final correspondiente a un punto material situado en el contorno del alambre. De izquierda a derecha Figuras de polos (111), (100) y (110) respectivamente.

5 CONCLUSIONES

En este trabajo se ha presentado una primera aproximación a la modelización multiescala del comportamiento mecánico de un alambre de cobre durante el proceso de trefilado con el objeto de simular el desarrollo de textura de deformación mediante la aplicación de un modelo de viscoplasticidad policristalina. Se realizó en primera instancia una caracterización del material a partir de la curva tensión-deformación medida experimentalmente en un ensayo de tracción. En una segunda etapa se llevó a cabo la modelización del comportamiento del material durante el proceso de trefilado en distintos puntos del alambre para diferentes velocidades de trefilado obtenidos a partir de modelización de elementos finitos de forma de simular adecuadamente la componente de rotación rígida sufrida por el material.

Varios aspectos deberán ser profundizados a fin de poder validar el modelo propuesto en particular se están realizando mediciones de textura al final del proceso de trefilado de forma de verificar los resultados aportados por la simulación. Así mismo, es necesario un estudio más riguroso de la variabilidad de los parámetros a nivel del cristal simple en función de la velocidad de deformación.

REFERENCIAS

- Baudin T., Etterm A.L., Penelle R., Annealing twin formation and recrystallization study of cold-drawn copper wires from EBSD measurements, *Materials Characterization*, 58: 947–952, 2007.
- Bolmaro R.E., Fourty A., Signorelli J.W. and Brokmeier H.G., Development of wire drawing textures in Cu–Fe: the influence of macroscopic and microscopic heterogeneities, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 14: 1–19, 2006.
- Brokmeier H.G., Bolmaro R.E., Signorelli J.W., Fourty A., Texture development of wire drawn Cu-Fe composites, *Physica B*, 276-278: 888-889, 2000.
- Celentano D.J., Thermomechanical Simulation and Experimental Validation of Wire Drawing Processes, *Materials and Manufacturing Processes*, 25: 546–556, 2010
- English A.T., Chin G. Y., On the variation of wire texture with stacking fault energy in fcc metals and alloys, *Acta Metall.*, 13: 1013-1016, 1965.
- Gerber P.H., Jakani S., Mathon M.H., T.BAUDIN, Neutron diffraction measurements of deformation and recrystallization in cold wire-drawn copper, *Materials Science Forum*, 495-497: 919-926, 2005.
- Jakani S., Baudin T., De Novion C.H., Mathon M.H., Effect of impurities on the recrystallization texture in commercially pure copper-ETP wires, *Materials Science and Engineering A*, 456: 261–269, 2007.
- Kraft F.F., Chakkingal U., Baker G., Wright R.N., The effects of die angle on texture and annealing response of ETP copper wire, *Journal of Materials Processing Technology*, 60: 171-178, 1996.

- Lebensohn R.A. and Tomé C.N., A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: application to zirconium alloys, *Acta metall, mater.* vol. 41, no. 9, pp. 2611-2624, 1993
- Rajian K., Petkie R., Microtexture and anisotropy in wire drawn copper, *Materials Science and Engineering A*, 257: 185-197, 1998.
- Taylor G. I., *J. Inst. Metal*, 62: 307, 1938.
- Waryobar D.R., Deformation and annealing behavior of heavily drawn oxygen free high conductivity copper, The Florida State University, 2003.