

UN CRITERIO ANISOTRÓPICO BASADO EN DEFORMACIÓN PARA PREDECIR LA RESPUESTA MECÁNICA Y LA FORMABILIDAD DE CHAPAS DE ZINC TEXTURADAS

Fernando Schlosser ^{a,b}, Javier W. Signorelli ^{a,c}

^a*Instituto de Física Rosario (IFIR), CONICET-UNR, 27 de Febrero 210 bis, (2000) Rosario, Argentina*

^b*Universidad Nacional del Sur, Av. Alem 1253, (8000) Bahía Blanca, Argentina*

^c*Universidad Nacional de Rosario, Av. Pellegrini 250, (2000) Rosario, Argentina*

Palabras clave: chapa de zinc, anisotropía, textura, MK-VPSC.

Resumen. La fuerte anisotropía del zinc se ve reflejada en la dependencia de la tensión de fluencia, la anisotropía planar y la elongación máxima con respecto a la dirección de la carga, y aún más en las deformaciones límites observadas bajo condiciones de tensión-compresión, deformación plana o tensión-tensión. En particular, la dependencia de la Curva Límite de Conformado (FLC) con la orientación de la chapa es inusual. En este trabajo se simula numéricamente la anisotropía, el desarrollo de textura y la FLC de una chapa de Zn20 texturado de 0.65 mm de espesor. Para esto se utiliza un modelo policristalino viscoplástico autoconsistente (VPSC) acoplado con el de Marciniak-Kuczynski (MK) para el cálculo de las deformaciones límite. Los resultados fueron validados mediante la medición de la textura cristalográfica en el material deformado, ensayos de caracterización mecánica y la determinación de deformaciones límite mediante ensayos de tipo Nakazima sobre probetas entalladas de dimensiones reducidas. Los resultados preliminares han mostrado que es factible describir la formabilidad de las chapas de zinc texturadas en el marco del modelo MK-VPSC.

1 INTRODUCCIÓN

El zinc es un material naturalmente resistente a la corrosión, muy duradero y de bajo requerimiento de mantenimiento. Su maleabilidad y flexibilidad combinadas con una terminación superficial excelente, lo hacen un material privilegiado para proyectos arquitectónicos modernos. Es por esto que las chapas de zinc son extensamente utilizadas en la industria de la construcción para techos, revestimientos, canaletas, embellecedores de terminación, sitios con climas adversos, etc. La adición de cobre y titanio como aleantes producen un material con óptimas características mecánicas y físicas, principalmente en lo relacionado a la resistencia mecánica y el creep, requeridas para las aplicaciones en la construcción. Se produce en forma de chapas, flejes, placas y barras, las cuales se usan como tal o luego de ser sometidas a operaciones de conformado hasta obtener la forma deseada (canaletas, caño, etc.). Además tiene uso en carcasas de baterías, en monedas y en el arte gráfico. Actualmente, las chapas de zinc son típicamente producidas por colada continua y posterior laminado desde dimensiones iniciales de alrededor de 1 m de ancho y 10 a 20 mm de espesor hasta las dimensiones finales requeridas, típicamente hasta un espesor del orden de 1 mm.

El zinc presenta una estructura cristalina hexagonal compacta (HCP) cuya relación c/a es 1,86 (Figura 1). Las direcciones más compactas son las $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ y los planos que las contienen son el basal $\{0002\}$, el prismático $\{10\bar{1}0\}$, y piramidales $\{10\bar{1}1\}$. Los sistemas basales son los activos, mientras que los sistemas piramidales en las direcciones $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ sobre los planos $\{11\bar{2}2\}$ completan para cerrar la superficie de fluencia del material. La anisotropía es una característica distintiva de este tipo de materiales dada su estructura cristalina, su reducido número de sistemas de deslizamiento y un desarrollo de textura definido. Debido a esto es importante caracterizar la respuesta del material en función de la dirección de sollicitación.

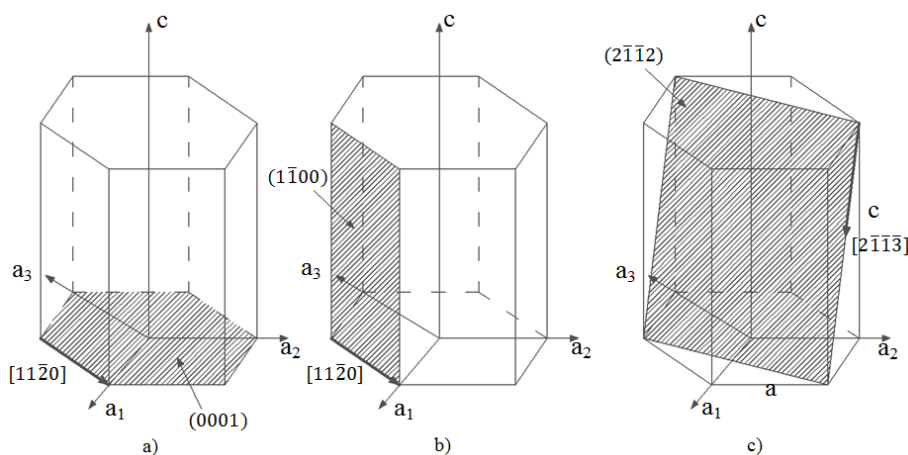


Figura 1: Sistemas de deslizamiento potencialmente activos asociados al cristal de zinc: a) deslizamiento basal b) deslizamiento prismático y c) deslizamiento piramidal $\Pi \langle c+a \rangle$. Convención de ejes y sistema de referencia del cristal hexagonal.

La formabilidad de un material hace referencia a la capacidad del mismo de ser deformado plásticamente hasta lograr la forma deseada sin la aparición de defectos. En general, en productos planos el defecto más importante consiste en la aparición de una estricción o zona de localización de la deformación previa a la ruptura del material. Un método para cuantificar la formabilidad de un material laminado es la construcción de la llamada Curva Límite de Conformado (FLC) definida por la colección de valores límites de deformación principal

(mayor y menor) obtenidos según diferentes solicitaciones en el plano, desde tensión uniaxial hasta biaxial, pasando por deformación plana. Un esquema ampliamente utilizado para el modelado de la FLC es el método de defecto inicial introducido por Marciniak y Kuczynski (1967) (MK). Dentro de este marco de trabajo, la conjunción del esquema MK con un modelo policristalino viscoplástico autoconsistente (VPSC) (Signorelli et al. 2009) nos ha permitido obtener excelentes resultados en la predicción del comportamiento límite en materiales de estructura cúbica, principalmente en chapas de acero (Charca Ramos et al., 2010a, 2010b, Serenelli et al., 2011 y Signorelli et al., 2012).

Un efecto poco abordado en la literatura refiere a la sensibilidad de las deformaciones límite del material cuando éste es cargado en solicitaciones que impliquen un ángulo entre los ejes principales de carga y los propios de ortotropía de la chapa laminada. Signorelli et al. (2012) determinan para el caso particular de un acero electro-galvanizado de bajo carbono (AKDQ) que tal desvío no impacta significativamente en el perfil de la FLC. Las simulaciones realizadas utilizando el modelo MK-VPSC presentan un muy buen acuerdo con los valores observados. Sin embargo, este desvío adquiere mucha mayor relevancia al considerar materiales de baja simetría, como lo son los materiales hexagonales, en los cuales la anisotropía se manifiesta fuertemente en el comportamiento límite del material al ser cargado en diferentes direcciones. Este comportamiento se magnifica aún más en chapas de zinc laminadas, mostrando el material deformaciones límites muy diferentes según los ejes principales de cargas se encuentren alineados con la dirección de laminación de la chapa, transversales a la misma o inclinados respecto de ella. Recientemente, Jansen et al. (2013) pone de manifiesto este comportamiento al determinar la variación de la FLC en una chapa de zinc de 1 mm de espesor en probetas extraídas según la dirección de laminado o transversal. Los resultados observados son utilizados para validar un modelo de cálculo de la FLC basado en un criterio en tensión (Criterio de Fuerza Máxima modificado) observándose una buena correlación entre ambos. El modelo propuesto por los autores asume a nivel constitutivo un comportamiento basado en la ley de Hollomon y un criterio de fluencia de Hill para describir la anisotropía del material (imponen un ajuste de la curva de carga independiente para cada dirección analizada). Por otra parte, en un marco de trabajo similar al propuesto, Wang et al. (2011) estudian la formabilidad de una aleación de magnesio AZ31B mediante un modelo elasto-viscoplástico autoconsistente mostrando la sensibilidad del modelo frente a las diferentes estrategias de linealización (secante, tangente, affine, y m^{eff}) en la predicción de la FLC del material.

El objetivo del presente trabajo es analizar la factibilidad de utilizar el modelo MK-VPSC, para predecir la respuesta mecánica y la formabilidad en chapas de zinc.

2 MODELO CONSTITUTIVO

La predicción de las deformaciones límite se realiza mediante el código MK-VPSC. En ediciones previas de este congreso hemos analizado y discutido diversos aspectos, modificaciones, y extensiones de modelo MK-VPSC originalmente propuesto (Signorelli, 2006; Bertinetti et al., 2008; Serenelli et al., 2009; Schwindt et al., 2013).

Brevemente, el criterio de inestabilidad MK supone la preexistencia de una imperfección en la chapa consistente en una pequeña banda a través del ancho de la misma, como puede apreciarse en el esquema de la Figura 2; la orientación de la banda se describe mediante el ángulo ψ_0 formado con la dirección x_1 . La imperfección inicial f_0 , característica del modelo MK, se define como el cociente entre el valor del espesor en la zona de la banda $h^b(0)$ respecto al valor inicial en la zona homogénea $h(0)$:

$$f_0 = \frac{h^b(0)}{h(0)} \quad (1)$$

Condiciones de equilibrio y compatibilidad deben verificarse en la interface entre ambas zonas,

$$\bar{\sigma}_m^b h_b = \bar{\sigma}_m h \quad (2)$$

$$\bar{\sigma}_m^b h_b = \bar{\sigma}_m h$$

$$\bar{L}_{tt}^b = \bar{L}_{tt} \quad (3)$$

$$\bar{L}_{nt}^b = \bar{L}_{nt}$$

siendo $\bar{\sigma} - \bar{L}$ y $\bar{\sigma}^b - \bar{L}^b$ los tensores de tensión de Cauchy y gradiente de velocidad correspondientes a la zona homogénea y la banda, respectivamente.

A nivel constitutivo, el comportamiento se obtiene mediante un procedimiento de homogeneización autoconsistente de 1-sitio y una aproximación tangente de la respuesta del material. La ecuación constitutiva a nivel del cristal simple se asume una ley viscoplástica potencial de la forma,

$$\dot{\gamma}^s = \dot{\gamma}_0 \left(\frac{\mathbf{m}^s : \mathbf{S}}{\tau_c^s} \right)^{1/m} \text{sgn}(\mathbf{m}^s : \mathbf{S}) \quad (4)$$

donde $\dot{\gamma}_0$ es la velocidad de corte de referencia, m es un parámetro material de sensibilidad a la velocidad de deformación, τ_c^s es la tensión resuelta crítica de corte sobre el sistema de deslizamiento s , \mathbf{m}^s es el tensor de Schmid y \mathbf{S} es el tensor de tensiones deviatorio. El estado de Cauchy se recupera asumiendo que el material está libre de tensiones en la superficie de la chapa,

$$\bar{\sigma} = \bar{S} + p\mathbf{I} = \bar{S} - S_{33}\mathbf{I} \quad (5)$$

siendo \mathbf{I} el tensor identidad.

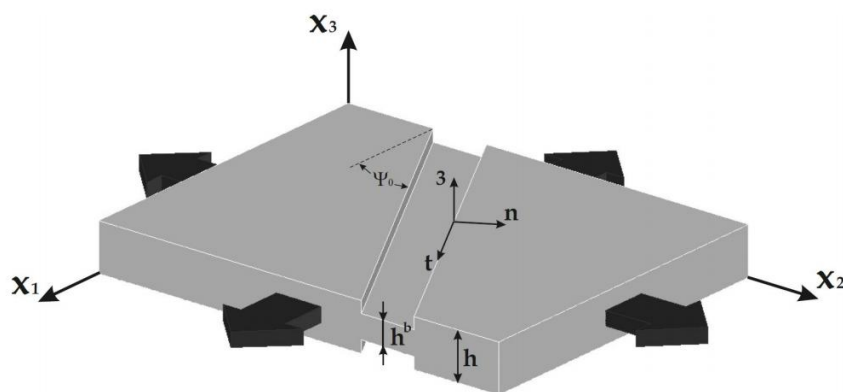


Figura 2: geometría del modelo MK.

3 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El material utilizado es una chapa de aleación de zinc denominada Zn20, cuyos elementos aleantes principales son Cu 0.15-0.18% y Ti 0.03-0.06%. El Cu posee una alta solubilidad en el Zn, de modo que constituye una solución sólida en todos los casos. Por su parte, el Ti no posee solubilidad apreciable en el Zn (0.11%) y da lugar a la formación de compuestos

intermetálicos. Se genera la precipitación de fases enriquecidas en Zn, con una composición $TiZn_{15}$.

La caracterización realizada del material incluye: metalografía, medición de textura, ensayos uniaxiales de tracción y determinación de coeficientes de anisotropía. En función del análisis propuesto las mediciones y ensayos se realizaron a 0° , 45° y 90° respecto de la dirección de laminado. Las simulaciones llevadas a cabo se realizan utilizando una discretización de la Función de Distribución de Orientaciones (ODF) en 4000 orientaciones con igual fracción de volumen. Se consideraron activos los sistemas de deslizamiento: basal $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$, prismático $\{1\bar{1}00\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ y piramidal II $\langle c+a \rangle \{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$. El valor de sensibilidad a la velocidad de deformación se adoptó igual a 0.1.

3.1 Microestructura

Con el propósito de conocer la microestructura se realizaron metalografías sobre la cara superior y el espesor (Figura 3) en un microscopio óptico Leica DFC-295, se utilizó un ataque con Nital 4. En ambas metalografías se puede observar la presencia del compuesto intermetálico $TiZn_{15}$ en color negro, generando un fibrado en el material en el sentido de laminado. La Figura 3b muestra una distribución no uniforme de los precipitados en el espesor de la chapa.

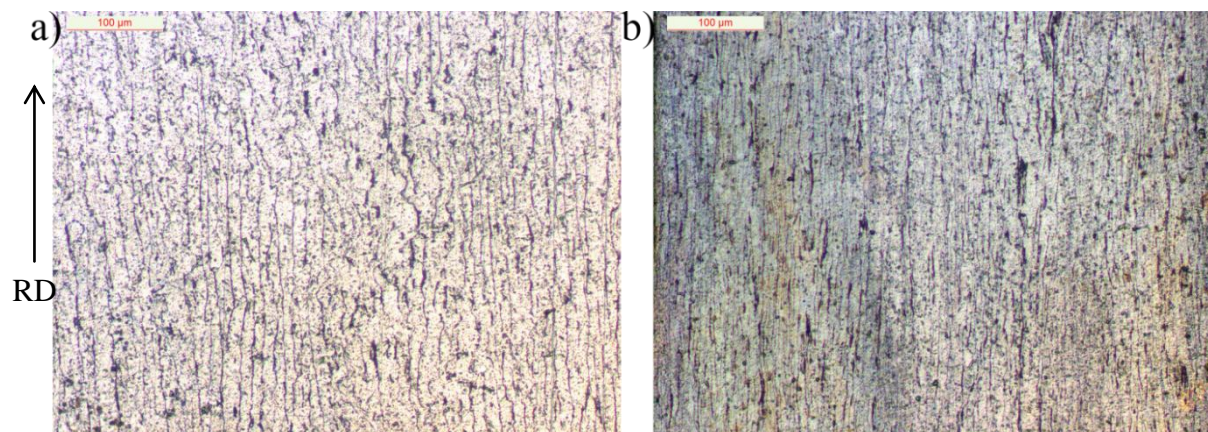


Figura 3: Metalografías: a) cara superior y b) espesor. Dirección vertical paralela a la dirección de laminado de la chapa.

3.2 Caracterización mecánica

Se caracteriza la respuesta mecánica del material mediante ensayos de tracción uniaxial con probetas de dimensiones reducidas de acuerdo a la norma ASTM E8M, extraídas según tres direcciones respecto de la dirección de laminado: 0° (RD), 45° (DD) y 90° (TD). Los ensayos se realizaron en una máquina de ensayos universal Instron 3382 con una capacidad máxima de 150kN a una velocidad de deformación constante ($5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) a temperatura ambiente. Las curvas experimentales tensión-deformación verdadera se muestran en la Figura 4. Se incluyen los resultados obtenidos de las simulaciones. La calibración del modelo se realizó a partir de lograr el mejor ajuste posible de los datos correspondientes al ensayo uniaxial en el sentido RD. Los parámetros obtenidos son los indicados en la Tabla 1. El endurecimiento del material se describe mediante una ley de evolución de la tensión crítica mediante una extensión de la ley de Voce (Tomé et al., 1984).

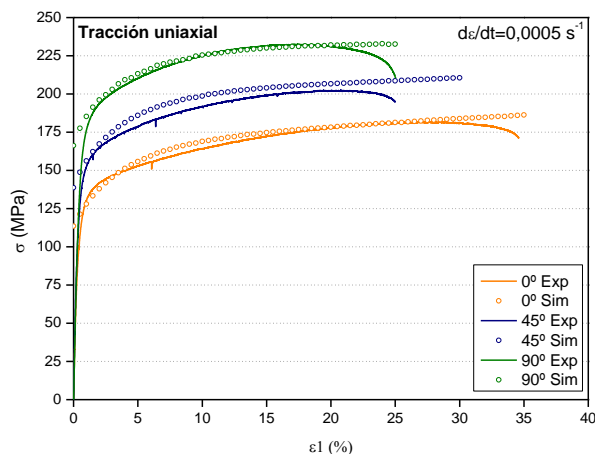


Figura 4: Curvas de carga experimentales y simuladas

Sistema	τ_0 (MPa)	τ_1 (MPa)	θ_0 (MPa)	θ_1 (MPa)
Basal $\{0001\}\{11\bar{2}0\}$	20	35	0.16	0
Prismático $\{1\bar{1}00\}\{11\bar{2}0\}$	1000	600	0.075	0
Piramidal II $\langle c+a \rangle \{11\bar{2}2\}\{11\bar{2}3\}$	250	350	0.027	0

Tabla 1: Parámetros utilizados para las simulaciones

A nivel macroscópico las curvas de carga predichas en las direcciones DD y TD muestran un acuerdo razonable con las curvas experimentales. Una ligera sobreestimación puede observarse en el caso de DD.

Los coeficientes de anisotropía se determinaron en probetas adicionales de tracción estiradas hasta un 20% de deformación ingenieril mediante mediciones de deformaciones longitudinales y transversales y asumiendo constancia de volumen. Siguiendo el método tradicional, el cálculo del coeficiente de Lankford R se expresa en términos del cociente:

$$R_{\theta} = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3} \quad (6)$$

La Figura 5 muestra los coeficientes R para $\theta = 0^\circ$, 45° y 90° . Una característica típica del zinc es que sus valores de anisotropía son extremadamente bajos en RD y DD ($\sim 0.2-0.3$), aumentando levemente para TD (~ 0.50). Estos valores hacen que las chapas de zinc ($\bar{R} \sim 0.3-0.4$) resulten difícilmente útiles para procesos de estampado profundo, en contraposición con otras aleaciones hexagonales como el α -Ti ($\bar{R} \sim 3-5$) que muestran excelentes propiedades en este tipo de sollicitación. El resultado de las simulaciones muestra la misma dependencia con la orientación que la observada experimentalmente, aunque los valores son considerablemente más elevados, si bien claramente por debajo de la unidad. Esto indicaría que el modelo propuesto no acomodada localmente la deformación en forma adecuada. Desde un punto de vista microestructural podría mencionarse que la aleación de zinc utilizada presenta un proceso de refinamiento de tamaño de grano durante la deformación no despreciable debido a la activación del fenómeno de recristalización dinámica, posiblemente por rotación de borde de subgrano llevando a disponer de un material en el cual conviven dos poblaciones de granos. Se sabe que en estructuras hexagonales este fenómeno no modifica apreciablemente la evolución de las orientaciones cristalinas pero sí aspectos de la microestructura que no hemos tenido en cuenta en las simulaciones realizadas. La predicción de los coeficientes R utilizando plasticidad cristalina son sensiblemente afectados por la participación relativa de los diferentes sistemas de

deslizamiento activos: a mayor participación de los modos piramidales se corresponde un valor de R decreciente y una mayor uniformidad en su dependencia con la orientación. Las simulaciones realizadas se corresponden a las predicciones utilizando una linealización tangente del medio, clásica en el modelado de aleaciones hexagonales. A modo de ejemplo, se ha verificado que asumiendo una linealización “affine” los valores de R muestran un comportamiento similar, con valores más próximos a los experimentales; pero produciendo una participación relativa de los modos piramidales no observada experimentalmente. Este punto está siendo abordado actualmente como parte del trabajo propuesto.

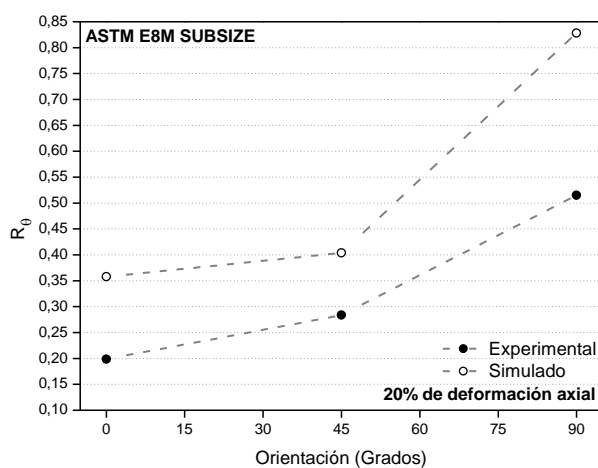


Figura 5: Anisotropía plástica.

3.3 Desarrollo de textura en tracción uniaxial

La textura cristalográfica se realizó mediante difracción de rayos-x. Para ello se midieron las figuras de polo $\{0002\}$, $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ y $\{10\bar{1}2\}$ y se calculó a partir de ellas la ODF. La textura observada es la típica de un material HCP laminado con $c/a > 1.633$ (ideal) (Figura 6). Los polos basales presentan una distribución unimodal con una inclinación entre 15° y 25° con respecto a la dirección ND en el plano RD-ND.

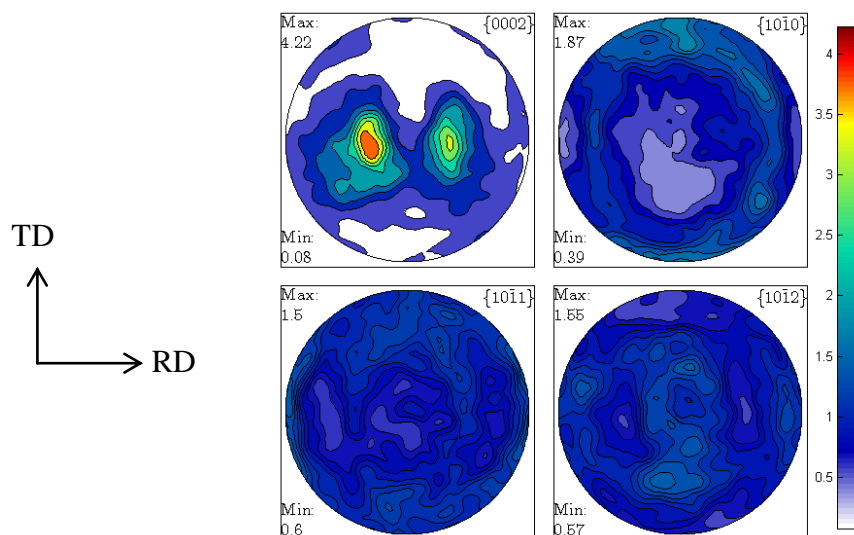


Figura 6: Figuras de polo experimentales $\{0002\}$, $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ y $\{10\bar{1}2\}$ del material inicial recalculadas a partir de la ODF.

Las texturas de las muestras de tracción fueron medidas en un área con deformación homogénea próxima a la estricción; las simulaciones han sido realizadas a un nivel de deformación similar al observado experimentalmente: 0.37, 0.34 y 0.20 para las inclinaciones de 0° , 45° y 90° , respectivamente.

La Figura 7 presenta comparativamente las figuras de polo predichas y medidas para tracción uniaxial en la dirección RD. Cualitativamente, las figuras de polo obtenidas por simulación presentan un acuerdo satisfactorio, notándose algunas diferencias en cuanto a la concentración (intensidad) de los polos basales. Cuantitativamente, si comparamos los máximos experimentales con los predichos, se observa una ligera sobreestimación respecto de los valores medidos. Para el caso de las probetas ensayadas según DD (Figura 8) valen los comentarios realizados anteriormente, pudiendo agregarse que la simulación muestra una dispersión menor en torno a la máxima concentración de polos basales. En el caso de las probetas estiradas según TD (Figura 9), la simulación predice una separación en la concentración del máximo basal. Si bien en la figura de polo experimental parece existir una leve tendencia a confirmar esta separación, la aparición de dos máximos en la simulación se hace muy evidente y mucho más pronunciada. Con respecto a esto último, y con el propósito de analizar y comprender el rol de los diferentes modos de deformación activos en la aparición de este efecto, analizamos la influencia de su actividad, observándose que a mayor actividad piramidal se tiene una mayor separación de los polos, en acuerdo con la evidencia experimental de una baja actividad de este tipo de deslizamiento. Asimismo, se analizó la influencia del valor de sensibilidad a la velocidad de deformación, observando que valores de m crecientes predicen una separación menor de los polos.

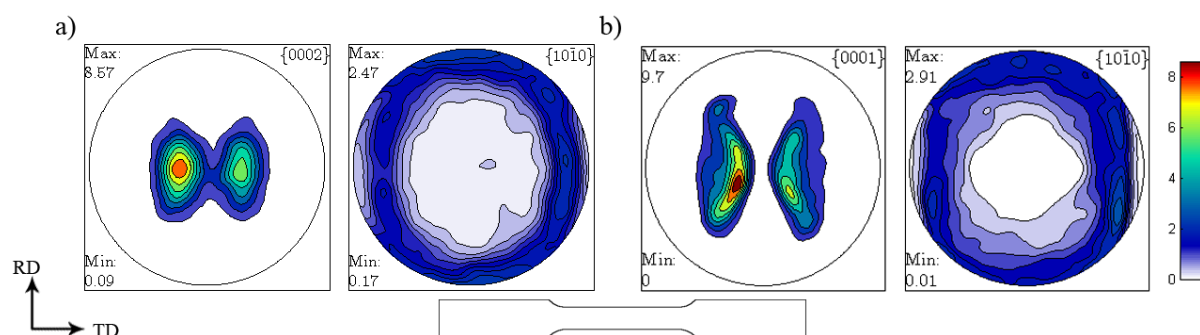


Figura 7: Figuras de polo de probetas de tracción según RD: a) experimental rayos-x y b) predicha

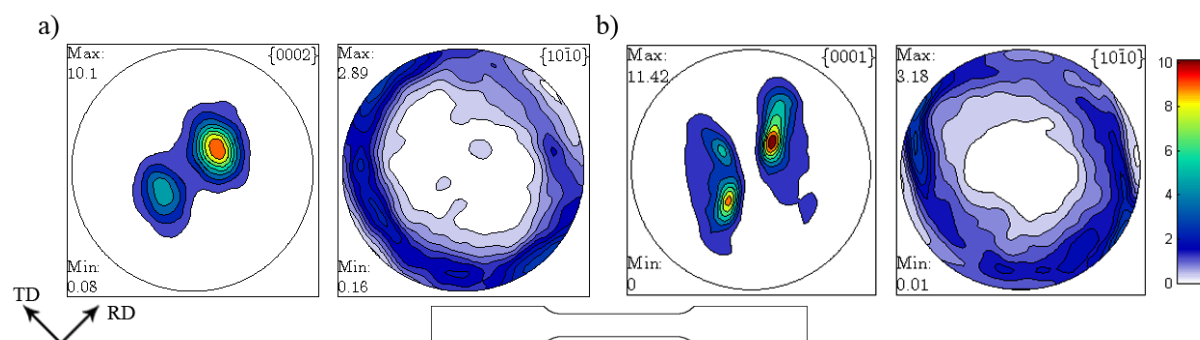


Figura 8: Figuras de polo de probetas de tracción según DD: a) experimental rayos-x y b) predicha

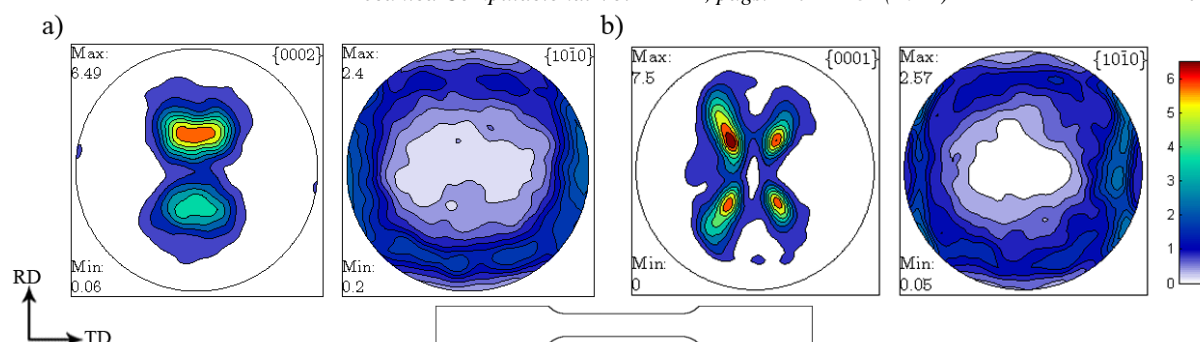


Figura 9: Figuras de polo de probetas de tracción según TD: a) experimental rayos-x y b) predicha

3.4 Curva límite de conformado

La determinación de la FLC experimental se realizó mediante ensayos de estirado de tipo Nakazima de probetas entalladas de dimensiones reducidas cortadas a 0° , 45° y 90° respecto a la dirección de laminado. La aplicación de la carga se realizó por medio de un punzón semiesférico de 40 mm de diámetro a velocidad controlada (0.5 mm/min) en una máquina de ensayos universal INSTRON 3382. Distintos estados de deformación fueron inducidos mediante la variación del ancho de las muestras (Tabla 2), garantizando las condiciones tribológicas adecuadas mediante la utilización de una película de lubricante semisólido (MoS₂) y un film de PTFE. La determinación de la FLC involucra la impresión de una grilla de círculos en la superficie de cada probeta y la determinación del cambio de dimensiones en sus ejes principales de modo de calcular las deformaciones principales. Detalles de la metodología aplicada pueden consultarse en el trabajo de [Charca Ramos et al. \(2010b\)](#).

Dimensiones	Nombre probeta						
	HG20	HG40	HG55	HG60	HG65	HG70	HG80
W (mm)	20	40	55	60	65	70	80
R (mm)	40						
t (mm)	0.65						

Tabla 2: Dimensiones de las muestras utilizadas para determinar la FLC

La Figura 10 muestra la comparación entre las FLCs determinadas a partir de probetas extraídas según las tres direcciones analizadas (RD, DD y TD) y las predichas por MK-VPSC. La comparación de las tres FLC muestra que los valores límite de deformación son fuertemente dependientes de la orientación de la muestra. Este aspecto se manifiesta aún más sensiblemente para solicitaciones cercanas a la condición de deformación plana. Asimismo, desde un punto de vista experimental, se ve que las geometrías ensayadas no resultaron suficientes para obtener una distribución balanceada de datos en el lado derecho del diagrama, particularmente para $0.2 < \rho < 0.6$. El ajuste del parámetro de imperfección inicial del modelo MK se realizó utilizando el valor de deformación límite correspondiente a $\rho = 0$ en la dirección RD, correspondiendo un valor de $f_0 = 0.996$. Se utilizaron los siguientes caminos de deformación $\rho = [-0.2; 0; 0.2; 0.4; 0.6; 0.8; 1]$ en el cálculo de la FLC. Los bajos valores de coeficientes de Lankford en el zinc laminado hacen que sea innecesario extender los cálculos hasta $\rho = -0.5$ en

el lado izquierdo del diagrama límite. La condición de tracción uniaxial, y dependiendo de la inclinación exacta de la probeta, se encuentra en torno de valores de $\rho = -0.2$.

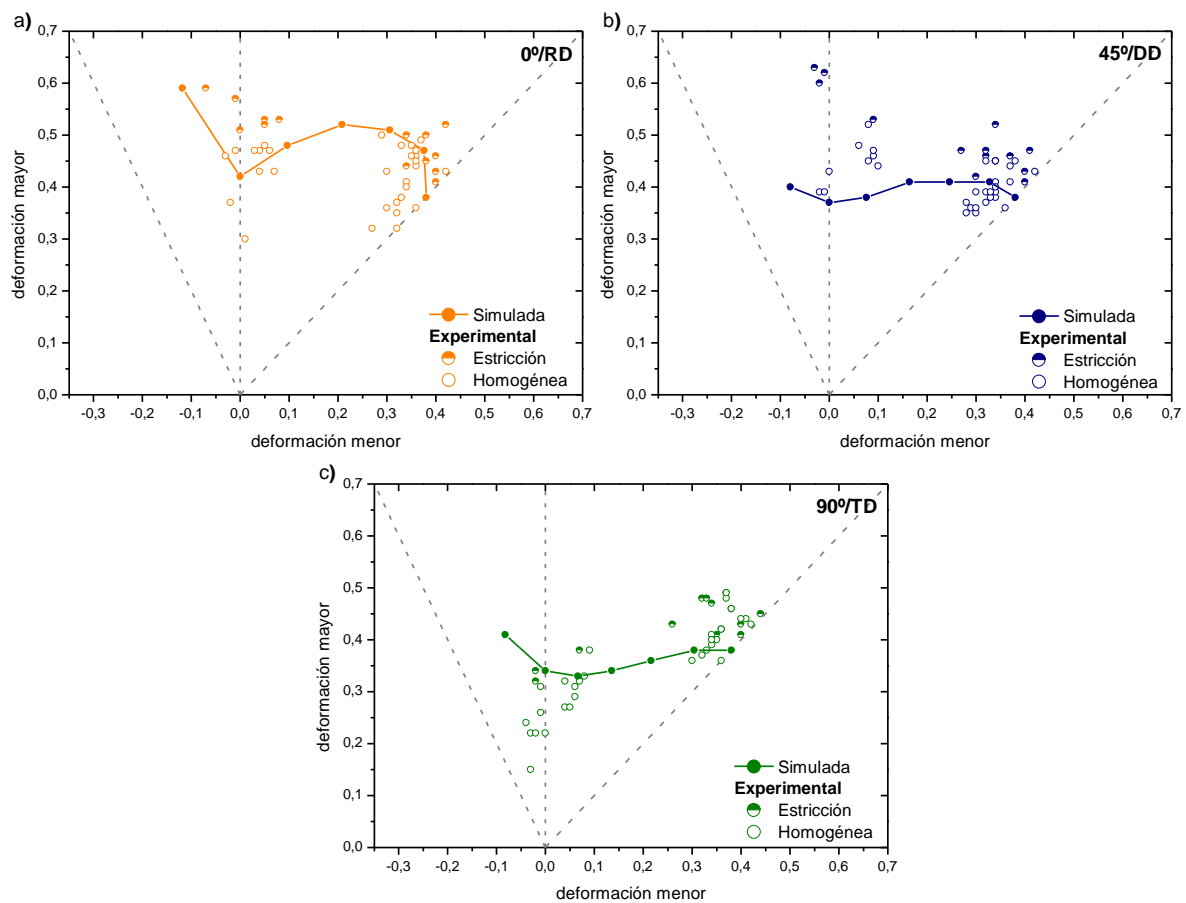


Figura 10: FLCs experimentales y predichas utilizando el modelo MK-VPSC: a) RD, b) DD y c) TD

Un primer análisis muestra que las deformaciones límite predichas por el modelo MK-VPSC, al igual que las experimentales, exhiben gran diferencia en función de la inclinación respecto a la dirección de laminado de la chapa. Resultados similares han sido reportados recientemente por [Jansen et. al. \(2013\)](#). Observando más en detalle, podemos ver que hay buena coincidencia para el rango completo de solicitaciones analizadas. Como excepción podemos mencionar el caso de deformación plana para la orientación DD, aunque en ese caso los valores empíricos tienen valores inusualmente altos, y podrían deberse a problemas en la medición. Se está trabajando en ensayos alternativos para garantizar una mayor precisión en la determinación de la deformación límite bajo condiciones próximas a deformación plana.

3.4.1. Evolución de textura

A continuación se analiza la evolución de la textura previa a la deformación límite del material. La distribución preferencial de orientaciones es analizada en términos de la actividad de los distintos sistemas de deslizamiento. Se han seleccionado tres caminos de deformación característicos como son tracción uniaxial ($\rho = -0.2$), deformación plana ($\rho = 0$) y deformación equibiaxial ($\rho = 1$).

Las Figuras 11, 13 y 15 muestran las figuras de polo basales resultantes según las direcciones ensayadas RD, DD y TD respectivamente. Se puede ver claramente en todos los casos un incremento de la intensidad de polos basales con respecto a la intensidad de partida,

así como una tendencia a desarrollar una textura unimodal paralela a la dirección normal a la chapa y en el plano RD-ND a medida que la sollicitación externa se aproxima a deformación equibiaxial balanceada. El análisis de la actividad plástica (Figuras 12, 14 y 16) predicha durante la simulación indicaría que el aumento en la intensidad está relacionado al incremento de la actividad del sistema piramidal $\text{II}\langle c+a \rangle$ en detrimento de la del basal, como se observa claramente en los gráficos correspondientes. Es importante mencionar que si observamos las actividades para $\rho = -0.2$ se nota que la tracción según RD acomoda su deformación con mucha más actividad basal que los casos de DD y TD, siendo éste último caso el que más actividad del sistema piramidal $\text{II}\langle c+a \rangle$ presenta.

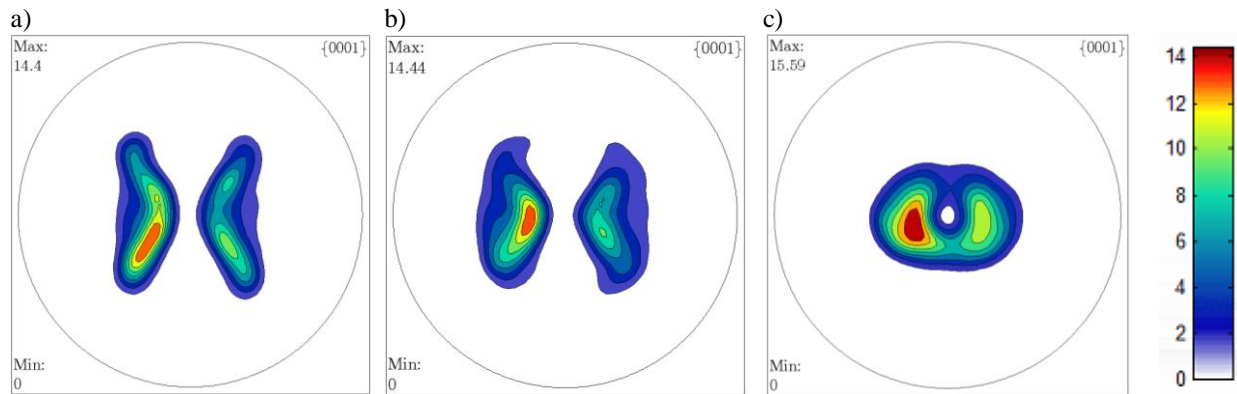


Figura 11: Figuras de polo basales correspondientes a ensayos en la dirección RD para: a) $\rho=-0,2$ b) $\rho=0$ y c) $\rho=1$

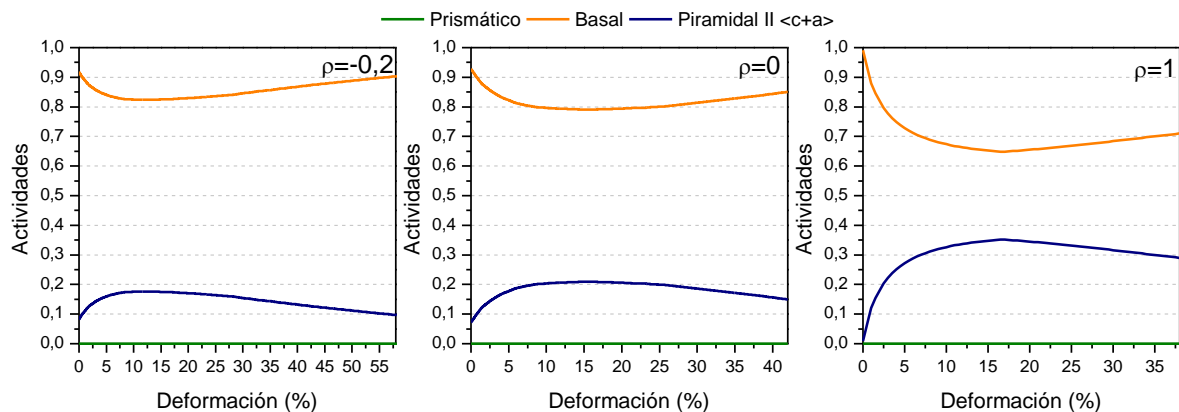


Figura 12: Actividades correspondientes a ensayos en la dirección RD

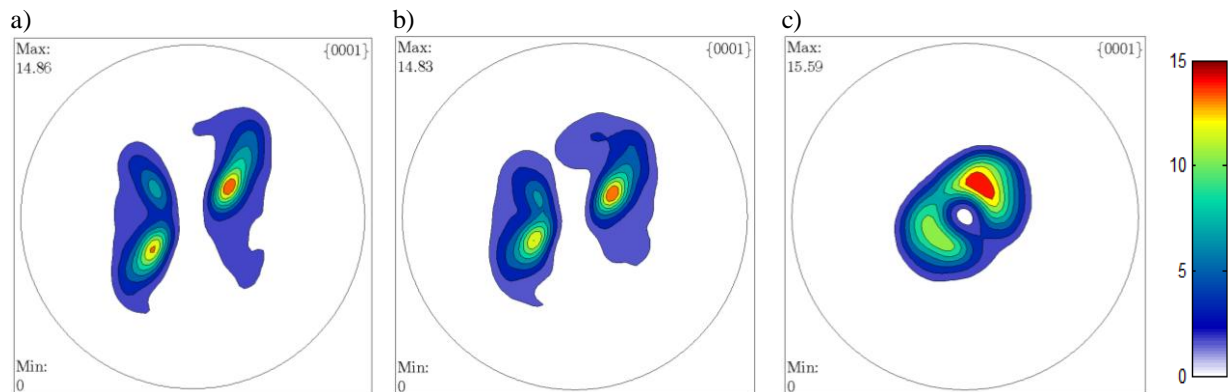


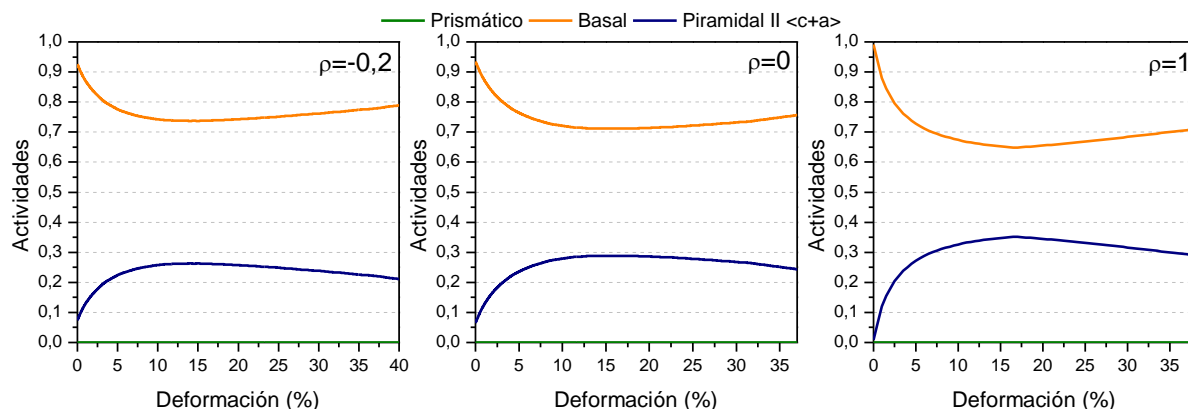
Figura 13: Figuras de polo basales correspondientes a ensayos en la dirección DD para: a) $\rho=-0,2$ b) $\rho=0$ y c) $\rho=1$ 

Figura 14: Actividades correspondientes a ensayos en la dirección DD

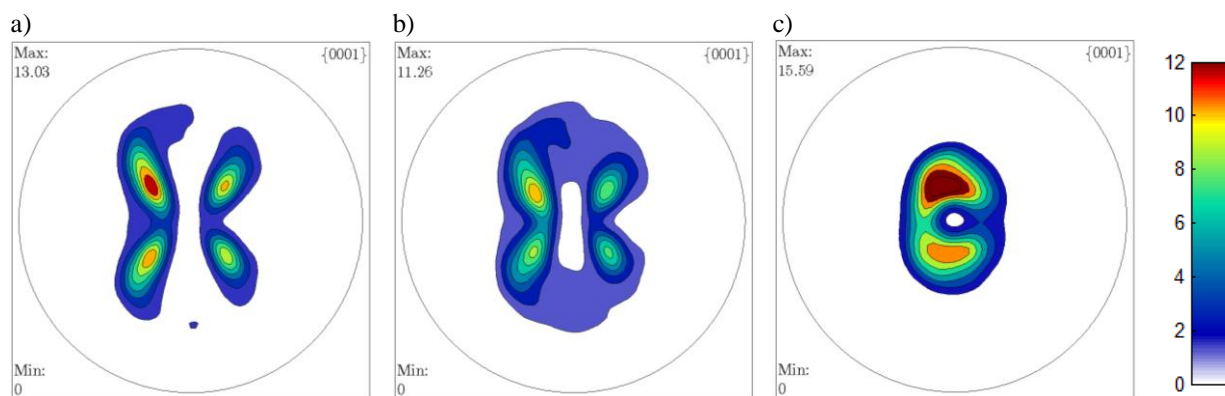
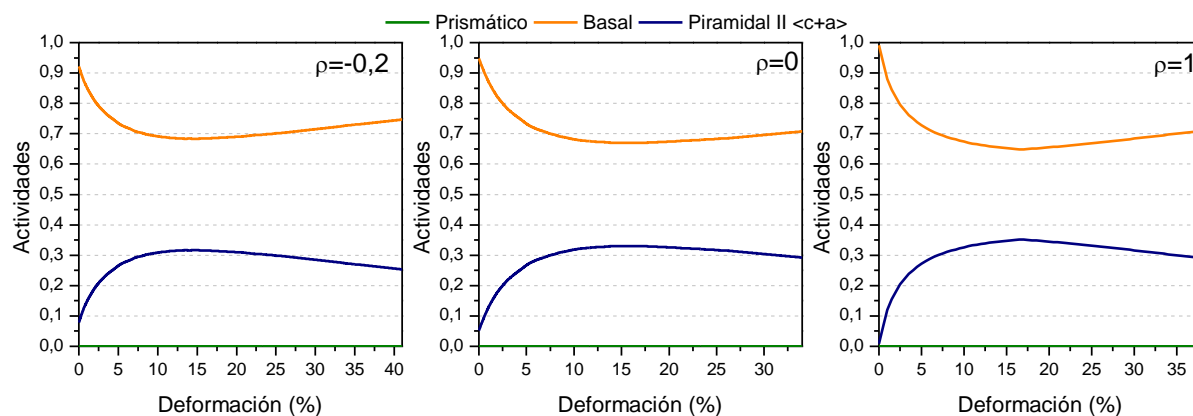
Figura 15: Figuras de polo basales correspondientes a ensayos en la dirección TD para: a) $\rho=-0,2$ b) $\rho=0$ y c) $\rho=1$ 

Figura 16: Actividades correspondientes a ensayos en la dirección TD

3.4.2 Influencia de la textura inicial

En el presente apartado y con el propósito de analizar la influencia de la textura inicial, se calculó la deformación límite para $\rho = 0$ utilizando diferentes texturas unimodales ideales caracterizadas por el ángulo de inclinación del máximo basal en el plano RD-ND. Los ángulos evaluados fueron 0° , 5° , 15° , 25° , 40° , 60° y 80° (Figura 17). La Figura 18 muestra que la

deformación límite presenta una ligera disminución en la proximidad de $\alpha = 5^\circ$ para luego aumentar monótonamente entre valores de $\alpha = 5^\circ$ y $\alpha = 60^\circ$, y finalmente descender suavemente. Buscando entender las causas de este comportamiento, analizamos las actividades de los sistemas de deslizamiento para cada caso, pudiéndose ver que el aumento en la formabilidad es siempre coincidente con el aumento en la actividad de los sistemas de deslizamiento basales.

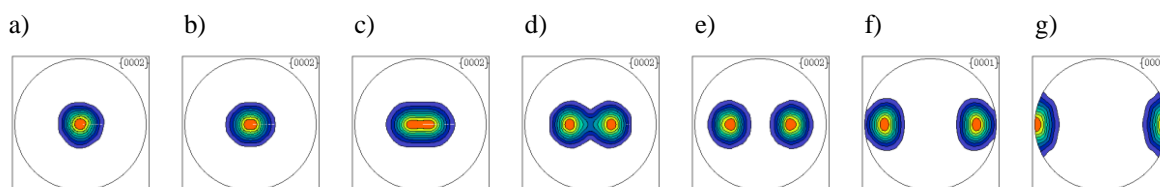


Figura 17: Texturas ideales utilizadas con inclinación a) 0° , b) 5° , c) 15° , d) 25° , e) 40° , f) 60° y g) 80°

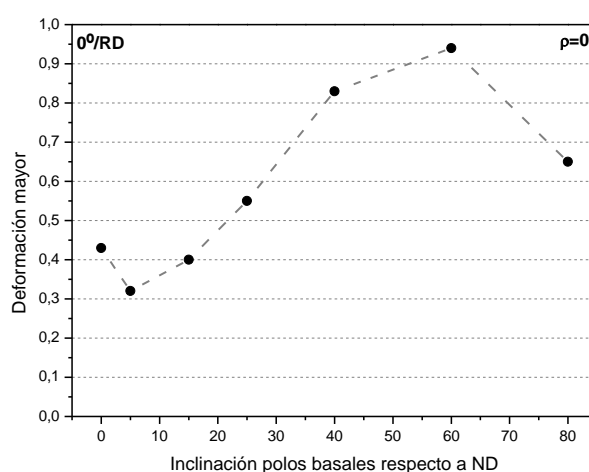


Figura 18: Deformaciones límite para distintas texturas iniciales

4 CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos nos permiten ser optimistas en cuanto a la factibilidad de modelar el comportamiento de chapas de zinc mediante el modelo MK-VPSC, obteniendo predicciones correctas de las curvas de carga, evolución de texturas, coeficientes de Lankford y valores de deformación límite.

Dos aspectos que no hemos incluido en el presente análisis son la influencia que los precipitados de TiZn_{15} tienen en el comportamiento del material y por lo tanto en su formabilidad, y la influencia de la recristalización dinámica que este material experimenta con la deformación. En este sentido, estamos avanzando en el análisis mediante EBSD.

REFERENCIAS

- Bertinetti M. A., Turner P. A., Signorelli J. W., "Investigation of the effect of cube texture on formability of face center cubic sheet metals", *Mecánica computacional Vol. XXVII* (2008), pp. 899-907
- Charca Ramos G., Stout M., Bolmaro R. E., Signorelli J. W., Serenelli M. J., Bertinetti M. A., Turner P., "Study of a drawing-quality sheet steel. I: Stress/strain behaviors and Lankford

- coefficients by experiments and micromechanical simulations”; *Int. J. Solid and Structures* 47 (2010a), pp. 2285-2293
- Charca Ramos G. , Stout M., Bolmaro R. E., Signorelli J. W., Serenelli M. J., Bertinetti M. A., Turner P., “Study of a drawing-quality sheet steel. II: Forming-limit curves by experiments and micromechanical simulations”; *Int. J. Solid and Structures* 47 (2010b), pp. 2294-2299
- Jansen Y., Logé R. E., Milesi M., Massoni E., “An anisotropic stress based criterion to predict the formability and the fracture mechanism of textured zinc sheets”, *Journal of Materials Processing Technology* 213 (2013), pp. 851- 855
- Marciniak Z., Kuczynski K., “Limit strains in processes of stretch-forming sheet metal”, *International Journal of Mechanical Science* 9 (1967), pp. 609-620
- Schwindt C. D., Bertinetti M. A., Rossit C., Signorelli J. W., “Modelización de la curva límite de conformado de un acero de fase dual DP-780”, *Mecánica computacional Vol. XXXII* (2013), pp. 407-421
- Serenelli M. J., Bertinetti M. A., Signorelli J. W., “Effect of crystallographic texture on formability of bcc sheet metals”, *Mecánica computacional Vol. XXVIII* (2009), pp. 1077-1087
- Serenelli M. J., Bertinetti M. A., Signorelli J. W., “Study of limit strains for FCC and BCC sheet metal using polycrystal plasticity”, *Int. J. Solids and Structures* 48 (2011), pp. 1109-1119
- Signorelli J. W., “Predicción de la curva límite de formabilidad utilizando un modelo de plasticidad policristalino autoconsistente viscoplástico”, *Mecánica computacional Vol. XXV* (2006), pp. 2081-2096
- Signorelli J. W., Bertinetti M. A., Turner P. A., “Predictions of forming limit diagrams using a rate-dependent polycrystal self-consistent plasticity model”, *International Journal of Plasticity* 25 (2009), pp. 1-25
- Signorelli J. W., Serenelli M. J., Bertinetti M. A., “Experimental and numerical study of the role of crystallographic texture on the formability of an electro-galvanized Steel sheet”, *Journal of Materials Processing Technology* 212 (2012), pp. 1367-1376
- Tomé C., Canova G. R., Kocks U. F., Christodoulou N., Jonas J. J., “The relation between macroscopic and microscopic strain hardening in f.c.c. polycrystals”, *Acta metall. Vol. 32 No. 10* (1984), pp. 1637-1653
- Wang H., Wu P. D., Boyle K. P., Neale K. W., “On crystal plasticity formability analysis for magnesium alloy sheets”, *Int. J. Solids and Structures* 48 (2011), pp. 1000-1010