

INFLUENCIA DE LA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA EN LA DISPERSIÓN DE COEFICIENTES DE LANKFORD EN UNA CHAPA DE ACERO GALVANIZADA DE BAJO CARBONO

Mariano J. Serenelli, María A. Bertinetti, Javier W. Signorelli

*Instituto de Física Rosario, (IFIR-CONICET), Universidad Nacional de Rosario
Bv. 27 de Febrero 210b, 2000 Rosario, Argentina, signorel@ifir.edu.ar, <http://www.ifir.edu.ar/>*

Palabras clave: Anisotropía, plasticidad cristalina, textura cristalográfica.

Resumen. Los coeficientes de anisotropía son una medida útil para caracterizar la capacidad de una chapa a ser embutida. En particular, en chapas de acero galvanizado de bajo carbono, los coeficientes de Lankford (R) exhiben valores máximos de entre 1.55 - 1.90 en las direcciones de laminado y transversal respectivamente. Para inclinaciones de 45 grados respecto de la dirección de laminado su valor se reduce a aproximadamente 1.20. Los valores de R obtenidos muestran una asimetría en dispersión en función del ángulo de inclinación de la probeta respecto la dirección de laminado. Esta dispersión es marcadamente mayor en la dirección de laminado y en la dirección transversal, respecto a una inclinación de 45 grados. El desvío standard observado es de 0.15 y 0.11 para las direcciones longitudinal y transversal respectivamente. El mínimo valor de 0.05 se observa a 45 grados.

Utilizando un modelo de plasticidad cristalina se predice el perfil de los coeficientes de Lankford en función del ángulo de inclinación respecto de la dirección de laminado. Los resultados muestran un comportamiento similar al observado experimentalmente. A fin de poder establecer una relación entre la textura cristalográfica inicial del material y la dispersión observada se modificó ligeramente la distribución inicial de orientaciones, introduciendo una desorientación de tipo gaussiana (15 grados). Debido al pequeño cambio en las componentes de la textura inicial se encontraron diferencias en los valores de R predichos. Las desviaciones observadas en la simulación son cuantitativamente inferiores a las medidas, no obstante permiten explicar satisfactoriamente la dispersión cualitativa en los valores de R en términos de la textura inicial de la chapa.

1 INTRODUCCIÓN

La anisotropía plástica en los metales presenta una fuerte dependencia con respecto al desarrollo de textura en los procesos de transformación, ya sea por procesos tales como solidificación, deformación, recristalización o transformaciones de fase. Consecuentemente, la respuesta mecánica del material queda fuertemente condicionada por la textura cristalográfica y morfológica desarrollada durante estos procesos de transformación. En particular nos referiremos a procesos de laminación de chapa en frío. El comportamiento anisotrópico de productos planos puede caracterizarse por medio del coeficiente de Lankford o coeficiente de anisotropía R , el cual representa la capacidad del material para acomodar la deformación plástica en el plano de la chapa. En general, las propiedades de embutibilidad del material se describen a través del conocimiento de estos coeficientes, específicamente del valor de R a 0° (R_0), 45° (R_{45}) y 90° (R_{90}) de inclinación respecto de la dirección de laminado original de la chapa. Valores de anisotropía plástica planar $\Delta R = (R_0 - R_{45} + R_{90})/2$ lo más pequeños posibles y valores de anisotropía plástica normal $R_m = (R_0 + 2R_{45} + R_{90})/4$ elevados constituyen, en general, un buen indicador de alta formabilidad. El coeficiente R_m está asociado a una buena embutibilidad, mientras que la anisotropía plástica planar describe la tendencia del material a la formación de orejeado en procesos de embutido (Ray et al., 1994; Choi and Chung, 2002).

En un trabajo previo se ha analizado la influencia de cada una de las componentes ideales típicas presentes en texturas de laminado en los valores de anisotropía planar y normal (Bertinetti et al., 2004). En dicho trabajo se mostró que la presencia de componentes $\{001\}\langle 110 \rangle$ y $\{112\}\langle 110 \rangle$ deterioran las propiedades de formabilidad de la chapa, mientras que componentes del tipo $\{111\}\langle 112 \rangle$ y $\{111\}\langle 110 \rangle$ optimizan los valores de ΔR y R_m .

Recientemente, Charcas et al. (2008) caracterizan las propiedades de anisotropía en chapas de aceros galvanizados mediante ensayos de tracción a 15%-20% de elongación axial. Los valores de anisotropía R fueron medidos a diferentes inclinaciones respecto de la dirección de

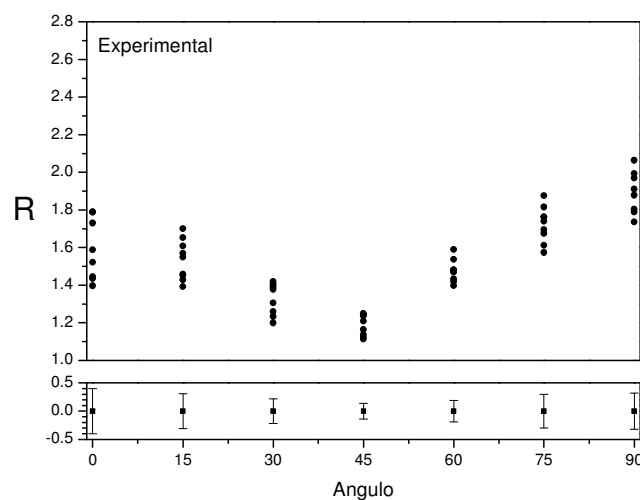


Figura 1: Valores de anisotropía R medidos en chapa de acero galvanizado luego de un proceso de laminación en frío. Dispersión máxima observada en función del ángulo de inclinación respecto de la dirección de laminado (cuadro inferior), Charcas et al. (2008).

laminado (0 , 15 , 30 , 45 , 60 , 75 y 90°). Los valores de R , para cada una de las inclinaciones mencionadas, son obtenidos como la relación entre la deformación en ancho y la deformación

en espesor¹. La [Figura 1](#) muestra los valores de R medidos para las diferentes inclinaciones; se aprecia claramente una tendencia de los datos a presentar menor dispersión a medida que la inclinación de la probeta se ubica a 45° de la dirección de laminado. En el trabajo citado no se hace mención de las posibles causas de esta dispersión. En el presente trabajo se analiza si las desviaciones en los valores de anisotropía R observados pueden ser cualitativamente explicadas en términos de ligeras variaciones (heterogeneidades locales) de la textura cristalográfica inicial de la chapa.

2 MODELO CONSTITUTIVO

El cálculo del valor de anisotropía se realiza utilizando el código de cálculo SELFCON. Dicho código implementa un modelo policristalino autoconsistente de propósito general, incluyendo desarrollo de textura, superficie de fluencia, anisotropía plástica, tensiones internas y residuales, curva límite de formabilidad viscoplastico, etc.. Una descripción detallada de la formulación puede encontrarse en [Lebensohn and Tomé \(1993\)](#) y [Signorelli \(2007\)](#). A continuación se presenta un resumen sintético de las hipótesis sobre las que se basa tal formulación.

El agregado policristalino se representa como un conjunto de orientaciones con pesos. La ecuación constitutiva a nivel del cristal simple está dada por una ley viscoplastica potencial de la forma:

$$\boldsymbol{\varepsilon}^g = \gamma_o \sum_{s=1}^n \frac{\mathbf{m}^s \otimes \mathbf{m}^s}{\tau_c^s} \left(\frac{\mathbf{m}^s : \boldsymbol{\sigma}'^g}{\tau_c^s} \right)^{n-1} : \boldsymbol{\sigma}'^g \quad (1)$$

donde \mathbf{m}^s , τ_c^s , γ_o y n , son los parámetros de cada sistema de deslizamiento s : tensor de Schmid, tensión crítica, velocidad de corte de referencia y inversa a la sensibilidad a la velocidad de deformación. La respuesta de cada grano, diferente a la impuesta al policristal, se vincula con ésta a través del criterio de localización relacionando la respuesta local con la del medio efectivo equivalente. La ecuación de interacción puede expresarse en términos de una relación entre los desvíos en deformación y los desvíos en tensión de la forma siguiente:

$$(\boldsymbol{\varepsilon}^g - \mathbf{E}) = \mathbf{M} : (\boldsymbol{\sigma}'^g - \boldsymbol{\Sigma}') \quad (2)$$

donde g identifica a cada grano y $\boldsymbol{\varepsilon}^g$ y $\boldsymbol{\sigma}'^g$ son la velocidad de deformación y tensión del grano, mientras que \mathbf{E} y $\boldsymbol{\Sigma}'$ corresponden a las mismas variables para el agregado policristalino. El tensor de localización \mathbf{M} es una función del modulo viscoplastico del policristal, del tensor de Eshelby \mathbf{S}^{esh} y, de la forma y orientación de cada grano:

$$\mathbf{M} = (\mathbf{I} - \mathbf{S}^{esh})^{-1} : \mathbf{S}^{esh} : \mathbf{M}^{tg} \quad (3)$$

Finalmente, resolviendo el sistema de ecuaciones (1), (2) y (3) para todas las orientaciones g , e imponiendo que el comportamiento global se obtiene como promedio ponderado de las respuestas locales, se determinan tanto la respuesta local como global del agregado policristalino.

¹ Nótese que existen ligeras diferencias en los valores de R cuando se lo define en términos de velocidad de deformación.

3 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

3.1 Texturas de laminado en aceros de bajo carbono

Las orientaciones cristalográficas de los granos en chapas metálicas laminadas son generalmente representadas por los índices de Miller $\{hkl\}\langle uvw \rangle$, siendo $\{hkl\}$ el plano cristalográfico paralelo al plano de la chapa mientras que $\langle uvw \rangle$ indica la dirección paralela a la dirección de laminado.

Convencionalmente las texturas cristalográficas se describen mediante las figuras de polos. Sin embargo la información completa puede obtenerse a través de la función de distribución de orientaciones (ODF), la cual especifica la frecuencia o probabilidad de que una determinada orientación se encuentre en un dado punto del espacio tridimensional de orientaciones de Euler. Cada orientación está descrita por una terna de ángulos $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ (ángulos de Euler en convención de Bunge). Debido a la alta simetría que presentan los cristales BCC (Body Center Cubic) y a la simetría ortotrópica del proceso de laminado, es posible restringir el análisis al espacio reducido de Euler. Las direcciones principales del laminado son referidas como RD (dirección de laminado), TD (dirección transversal) y ND (dirección normal a la chapa). Asimismo, es usual que la información contenida en una ODF tridimensional sea expresada en función de componentes típicas o fibras en el caso de chapas de aceros. Estas componentes o fibras asocian una intensidad más o menos constante a un grupo de orientaciones relacionadas unas a otras por rotaciones alrededor de una dirección cristalográfica particular. Es característico de los metales BCC describir la textura desarrollada en base a la presencia o ausencia de una determinada componente de textura durante el proceso de laminado, por lo cual resulta útil describir la densidad de orientaciones

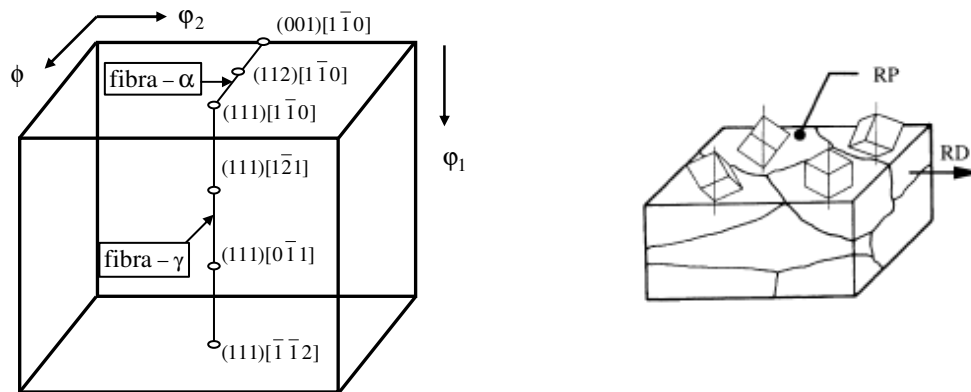


Figura 2: Vista tridimensional del espacio de Euler (convención de Bunge). Se muestran esquemáticamente las fibras α y fibras γ (izquierda) y las orientaciones de texturas pertenecientes a la fibra γ (derecha).

mediante los “diagramas de fibras”. Típicamente, las componentes de textura de laminado más relevantes en chapas de acero laminadas se agrupan según la siguiente convención:

- RD o fibra- α : conjunto de orientaciones con la dirección $\langle 110 \rangle \parallel \text{RD}$, se extiende desde la orientación $(001)[1\bar{1}0]$ ($\phi=0^\circ$) hasta $(111)[1\bar{1}0]$ ($\phi=55^\circ$) (Figura 2 izquierda);
- ND o fibra- γ : conjunto de orientaciones con la dirección $\langle 111 \rangle \parallel \text{ND}$ (los planos $\{111\}$ yacen aleatoriamente sobre el plano de laminado RP, (Figura 2 derecha). Se caracteriza por ser casi una línea recta que se extiende desde $(111)[1\bar{1}0]$ hasta $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ (Figura 2 izquierda).

La fibra- α y la fibra- γ se interceptan en la componente $(111)[1\bar{1}0]$, siendo ambas visibles en la sección del espacio de Euler $\varphi_2 = 45^\circ$. Una particularidad de la fibra- γ es que está compuesta de tres segmentos simétricamente equivalentes ($\{111\}\langle 110 \rangle$ $\{111\}\langle 112 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ $\{111\}\langle 110 \rangle$ y nuevamente ($\{111\}\langle 110 \rangle$ $\{111\}\langle 112 \rangle$) (ver línea horizontal Figura 3). Al describir esta fibra, es suficiente considerar sólo un segmento, por ejemplo desde $\varphi_1 = 30^\circ$ hasta $\varphi_1 = 60^\circ$. En general, se observa que en las texturas de aceros las máximas intensidades a lo largo de la fibra no se encuentran en la posición exacta de la fibra- γ ideal, sino que desvíos de hasta 15 grados suelen ser frecuentes.

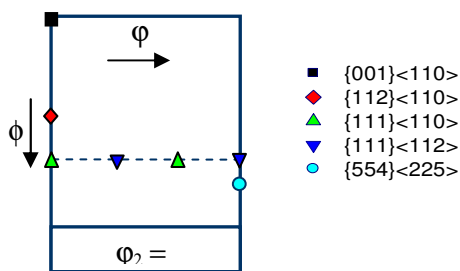


Figura 3: $\varphi_0 = 45^\circ$ del espacio de Euler mostrando la fibra α y γ características de chapas de acero

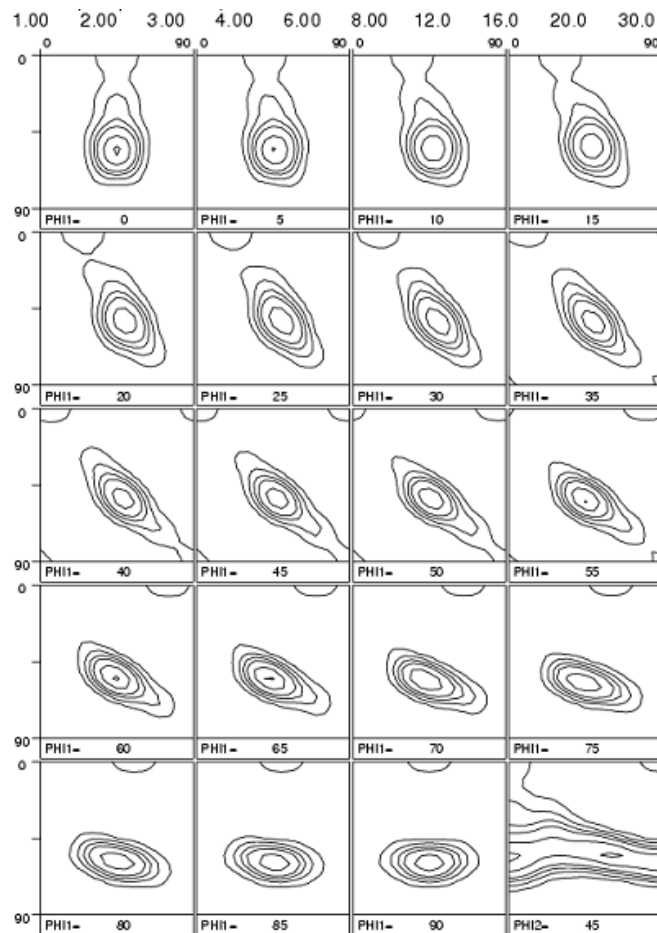


Figura 4: Secciones de ODF correspondientes al material de referencia.

La ODF del material es discretizada utilizando un conjunto de 1000 orientaciones de igual peso (Figura 4).

3.2 Dispersión de orientaciones

La anisotropía planar y normal depende fundamentalmente de la textura presente en el material. A continuación se describe la técnica de perturbación de orientaciones utilizada. La misma se basa en la utilización de una distribución gaussiana de las orientaciones en torno de la orientación ideal. La ubicación de la orientación perturbada puede definirse rotando un ángulo ϑ respecto de un eje U:V:W aleatorio definido en un sistema solidario a la orientación original.

La matriz de rotación necesaria para desorientar una orientación dada puede expresarse en la forma de una matriz 3x3, **M**:

$$\mathbf{M} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} \end{bmatrix} \quad (4)$$

Las columnas de la matriz indican los cosenos directores de la desorientación aplicada respecto de la orientación original. Equivalentemente, esta nueva orientación puede definirse empleando la noción de ángulo-eje, donde ϑ y U:V:W se expresan en función de los a_{ij} en la forma siguiente:

$$\cos \vartheta = (a_{11} + a_{22} + a_{33} - 1) / 2 \quad (5)$$

$$U : V : W = a_{32} - a_{23} : a_{13} - a_{31} : a_{21} - a_{12} \quad (6)$$

El siguiente procedimiento es aplicado a cada una de las orientaciones que describen la textura del material: *i*) el valor de ϑ se toma de acuerdo a una distribución gaussiana con valor medio cero y una desviación estándar de $\Delta\vartheta$; *ii*) los valores U:V:W son aleatorios; *iii*) la orientación original es rotada a través de M.

En esta forma se generan 8 materiales, perturbando el material original (serie A). La [Figura 5](#) muestra las figuras de polos (111) correspondientes a la serie A de materiales obtenidos.

La aplicación del procedimiento anterior produce texturas en la que se aprecia una tendencia sistemática a aumentar la fracción de volumen de orientaciones no ideales (resto o fondo). En la [Figura 6a](#) se discriminan la fracción de volumen de material de las principales componentes de textura del material original (barra vacía) y de los materiales perturbados (barras llenas). Claramente, la perturbación de las orientaciones redonda en una disminución de la fracción de volumen de las principales componentes. Una segunda serie de materiales (serie B) es necesaria con el fin de poder discriminar si el efecto producido en los valores de

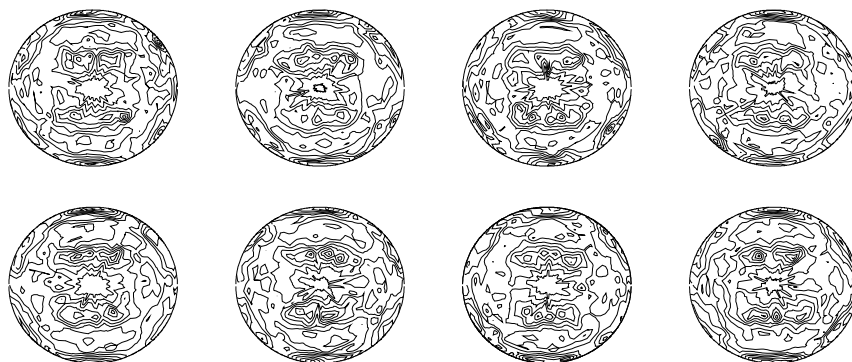


Figura 5: Figuras de polos (110) correspondientes a los 8 materiales asumiendo una perturbación gaussiana con desviación estándar de 15° . La dirección de laminado se ubica en la parte superior de la figura de polos.

R, es debido a la perturbación de las orientaciones o a la disminución global de la fracción de volumen de las componentes ideales. Esta segunda serie de materiales se genera a partir de la serie anterior en la siguiente forma: *i*) el nuevo material adopta las mismas orientaciones

crystallográficas que el correspondiente en la serie A; *ii*) se calcula la fracción de volumen de las diferentes componentes ideales presentes; *iii*) se modifica la fracción de volumen de cada una de las orientaciones individuales de forma de imponer que la fracción de volumen sea igual a la que presenta el material original (Figura 6b)

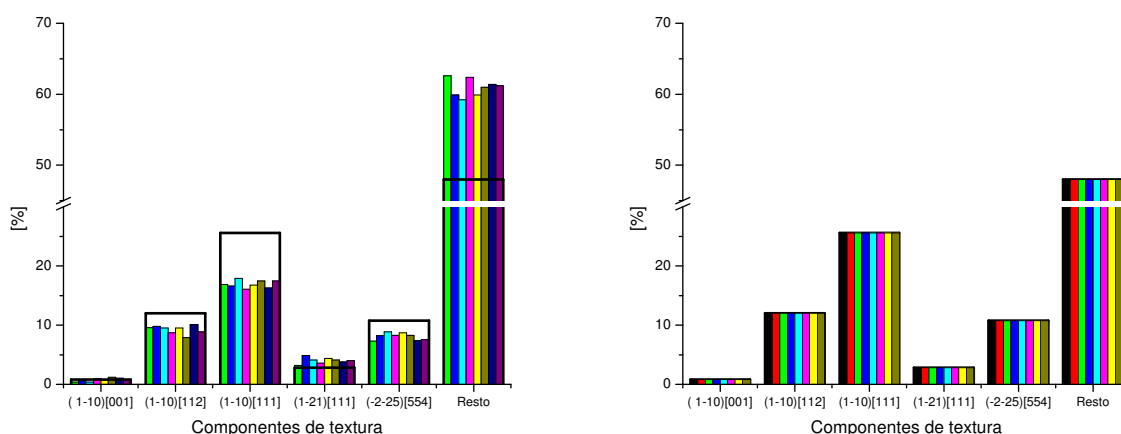


Figura 6: Fracción de volumen de las diferentes componentes de textura. a) Serie A y b) Serie B.

4 DISCUSIÓN Y RESULTADOS

En este trabajo se asume que la deformación plástica se acomoda por deslizamiento según tres modos potencialmente activos formados por los planos $\{110\}$, $\{112\}$ y $\{123\}$, todos con la dirección de deslizamiento $\langle 111 \rangle$, característica de los materiales BCC. El total de sistemas potencialmente activos es de 48 ($12:\{110\}\langle 111 \rangle$, $12:\{112\}\langle 111 \rangle$ y $24:\{123\}\langle 111 \rangle$). Los valores de tensión crítica resuelta (CRSS) se han ajustado de forma de reproducir la curva de carga del material para una probeta tensionada en la dirección de laminado al 15% de elongación total. Los valores CRSS que permiten tal ajuste son: $\{110\}\langle 111 \rangle = 0.079\text{MPa}$, $\{112\}\langle 111 \rangle = 0.076\text{MPa}$ y $\{123\}\langle 111 \rangle = 0.081\text{MPa}$.

Como se mencionó, un objetivo del presente trabajo es analizar el efecto de pequeñas perturbaciones de la textura cristalográfica del material de referencia sobre los valores de anisotropía R del material.

Las Figura 7 y Figura 8 muestran los resultados de las simulaciones realizadas para las series de materiales A y B respectivamente. Los valores de anisotropía obtenidos (símbolo lleno en ambas gráficas) para el material de referencia se corresponden adecuadamente con los típicos presentados en estos materiales. Como era de esperar los valores de R calculados para los materiales de la serie A se ubican por debajo de los valores de R simulados para el material de referencia. Claramente este desvío puede ser explicado por el aumento de la fracción de volumen de orientaciones resto o fondo en estos casos. La dispersión entre los valores de R predichos (parte inferior en la figura) muestra un comportamiento similar al expuesto en la introducción del presente trabajo. La magnitud de la barra vertical se corresponde con la diferencia entre el máximo y mínimo valor de R. La diferencia en la dispersión de los valores de R, según sea la inclinación de la probeta respecto de la dirección de laminado, está indicando una sensibilidad diferenciada respecto a la textura cristalográfica del material. La variación en la dispersión predicha observa una tendencia clara a minimizar a R_{45} y maximizar a R_0 y R_{90} el valor de R respectivamente.

Por su parte, la **Figura 8** permite discriminar entre el efecto de la variación de las orientaciones cristalográficas y el resto o fondo en el valor de R , al mantener constante la fracción de volumen de las diferentes componentes ideales respecto al material de referencia. Los valores de R , contrariamente a lo observado para la serie A, no muestran una tendencia sistemática a situarse por debajo de los valores de referencia. Esto confirma la responsabilidad del aumento del fondo en la disminución generalizada de los valores de anisotropía. Paralelamente, los materiales de la serie B muestran el mismo perfil en cuanto a la dispersión obtenida, siendo en general de menor amplitud. Nuevamente, se aprecia que las variaciones en la dispersión de los valores de R tienden a minimizarse a R_{45} y maximizarse hacia los extremos (R_0 y R_{90}). Este efecto posiblemente estaría indicando que son las componentes de textura con simetrías próximas a ejes de rotación de orden 4 (rotación de 90°) las que tienen mayor influencia en el valor de R .

Claramente la perturbación de la textura cristalográfica tiene un impacto directo en los valores de anisotropía del material. La magnitud del efecto depende fuertemente de la inclinación de la probeta respecto de la dirección de laminado. Si bien los datos experimentales de R y las simulaciones realizadas muestran una tendencia similar, es necesario realizar nuevas experiencias a los fines de corroborar lo expuesto. En este sentido se está trabajando actualmente con mediciones de textura local para cada una de las muestras ensayadas.

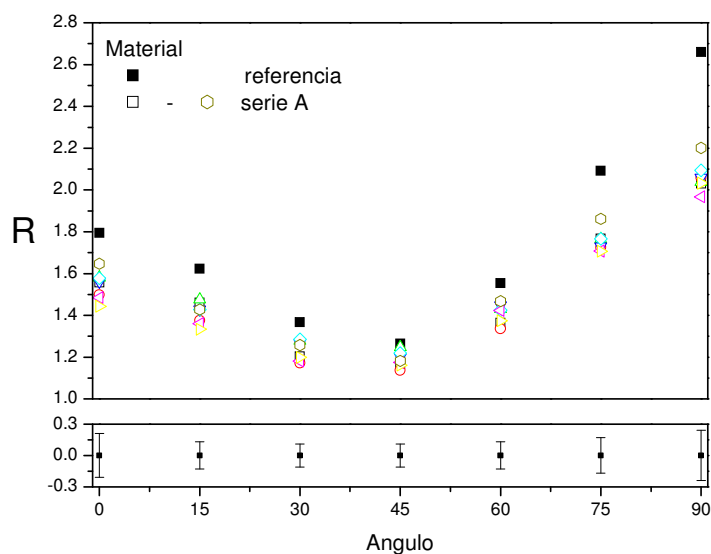


Figura 7: Valores de R simulados: (símbolo lleno) material sin perturbar; (símbolos abiertos) serie A de materiales perturbados. La parte inferior muestra la dispersión máxima obtenida para los valores de R .

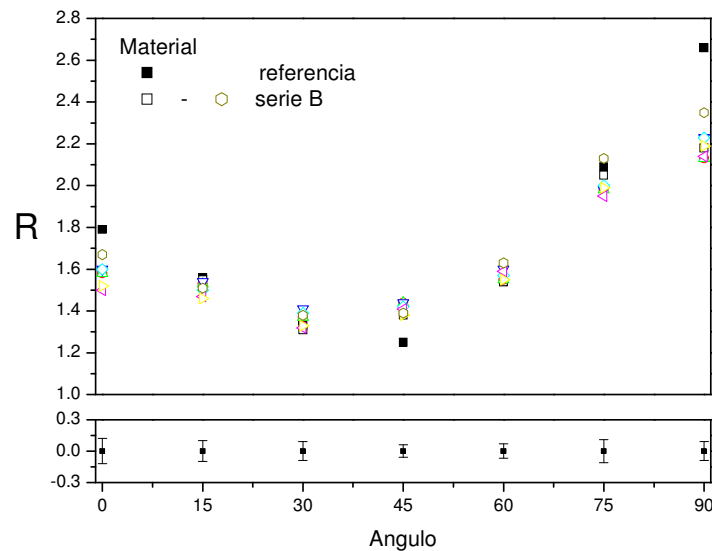


Figura 8: Valores de R simulados: (símbolo lleno) material sin perturbar; (símbolos abiertos) serie B de materiales perturbados. La parte inferior muestra la dispersión máxima obtenida para los valores de R.

REFERENCIAS

- Bertinetti, M.A., Signorelli, J.W., Bolmaro, R.E., Study on the Ferritic Steels Formability, *2nd IAS Conference on Uses of Steel*, San Nicolas, Argentina, 337-346, 2004.
- Charca, G., Stout, M., Turner, P.A., Signorelli, J.W., Bolmaro, R.E., Estudio experimental de la deformabilidad de un acero galvanizado de bajo carbono para embutido profundo, *2do Encuentro de Jóvenes Investigadores en Ciencia y Tecnología de Materiales*, Posadas, Misiones, Argentina, 16-17 Octubre 2008, enviado.
- Choi, S., Chung, J., Mater. Effect of C on the R-Value Anisotropy of Ti-Added IF Steels, *Sci. Forum*, 408-412, 1073, 2002.
- Lebensohn, R.A. and Tomé, C.N., A self-consistent approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: application to Zr alloys. *Acta Metall. Mater.* 41, 2611–2624, 1993.
- Ray, R.K., Jonas, J.J., Butron-Guillen, M.P. and Savoie, J., Transformation textures in steel, *ISIJ Int.*, Vol. 34, No. 12927-942, 1994.
- Signorelli, J.W., *SELFCON - Polycrystalline Selfconsistent Package – Reference Manual*, 2007.