

ESTUDIO DE LA ANISOTROPÍA MECÁNICA EN CHAPAS DE ZINC  
Y SU RELACIÓN CON LA TEXTURA CRISTALOGRÁFICAM. Leonard<sup>1,2\*</sup>, E. Nicoletti<sup>1</sup>, A. Roatta<sup>1,2</sup>, M. Stout<sup>1</sup>, R. Bolmaro<sup>1,2</sup>, J. Signorelli<sup>1,2</sup>

1: División Materiales, Instituto de Física Rosario, IFIR-CONICET-UNR

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

\* e-mail: leonard@ifir-conicet.gov.ar

## RESUMEN

Las chapas de zinc y sus aleaciones presentan una importante anisotropía mecánica por efecto de su estructura cristalina (HCP) y la textura desarrollada durante la laminación. En este trabajo se realizan ensayos de tracción uniaxial a diferentes direcciones en el plano de una chapa de Zn-Cu-Ti de 0,8 mm de espesor. La variación encontrada en los valores de tensión y deformación, como así también en el coeficiente de anisotropía plástica, se analiza en términos de la evolución de la textura cristalográfica medida en curso de la deformación mediante difracción de rayos X con luz sincrotrón.

**Palabras Claves:** Chapa de zinc, Anisotropía, Textura, Formabilidad.

STUDY OF ZINC-SHEET MECHANICAL ANISOTROPY AND  
ITS RELATIONSHIP TO CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE

## ABSTRACT

Zinc alloy sheets exhibit an important mechanical anisotropy due to their crystalline structure (HCP) and the texture developed in the rolling process. In this work, in plane, uniaxial tensile tests of a .8 mm thick ZnCuTi sheet are carried out at different orientations with respect to the rolling direction. Variations found in stress and strain values and in the plastic strain ratios are analyzed in terms of crystallographic texture evolution measured by *in situ* synchrotron X-ray diffraction.

**Keywords:** Zinc sheet, Anisotropy, Texture, Formability.

## 1. INTRODUCCIÓN

El zinc (Zn) en forma de chapa encuentra una creciente aplicación en la industria arquitectónica debido a su buen aspecto superficial, elevada resistencia a la corrosión, maleabilidad y soldabilidad. La aleación de zinc con pequeñas cantidades de cobre (Cu) y titanio (Ti) es una de las más utilizadas gracias al incremento de resistencia mecánica y a la fluencia lenta (*creep*) que le imparten estos aleantes [1]. El escaso número de sistemas de deslizamiento disponibles en la estructura hexagonal compacta (HCP) del zinc favorece el desarrollo de una marcada anisotropía en sus propiedades. Las chapas de zinc presentan valores de anisotropía planar por debajo de la unidad (lo que resulta determinante en su formabilidad [2]), así como una variación importante en la tensión de fluencia según la dirección de la sollicitación con respecto a los ejes de la chapa [3-7]. En la aleación Zn-Cu-Ti el Cu se encuentra disuelto en el Zn mientras que el Ti, de muy baja solubilidad, forma la fase intermetálica  $TiZn_{16}$ . Durante el proceso de fabricación las partículas de esta fase tienden a alinearse en la dirección de laminado, lo que contribuye a la anisotropía mecánica de la chapa [7,8].

En este trabajo se realiza una caracterización de la respuesta mecánica de una chapa comercial de Zn-Cu-Ti. Su comportamiento anisotrópico se analiza en función de la textura cristalográfica del material y su evolución.

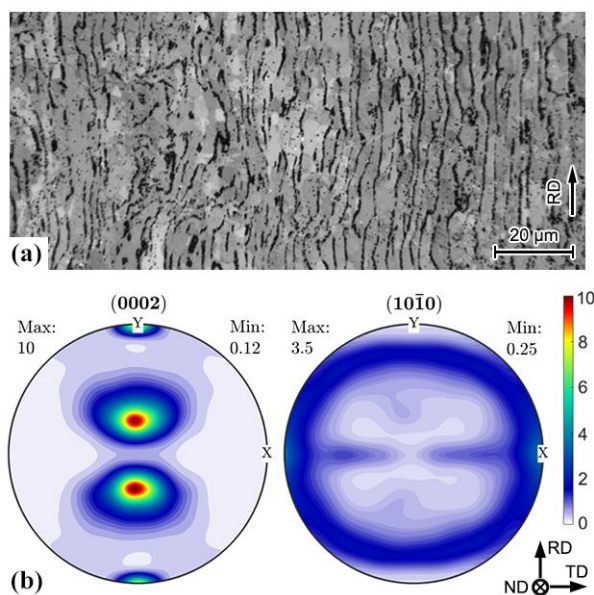
## 2. MATERIAL Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se analizó una chapa comercial de 0,80 mm de espesor y contenido de Cu y Ti conforme a la norma EN 988. En la Fig. 1a se muestra la microestructura observada en el microscopio óptico, en la que se destaca la distribución alineada de las partículas de  $TiZn_{16}$  en la dirección de laminación (RD). La textura cristalográfica se caracterizó a partir de las figuras de polos  $(0002)$ ,  $\{10\bar{1}0\}$ ,  $\{10\bar{1}1\}$  y  $\{10\bar{1}2\}$  obtenidas por difracción de

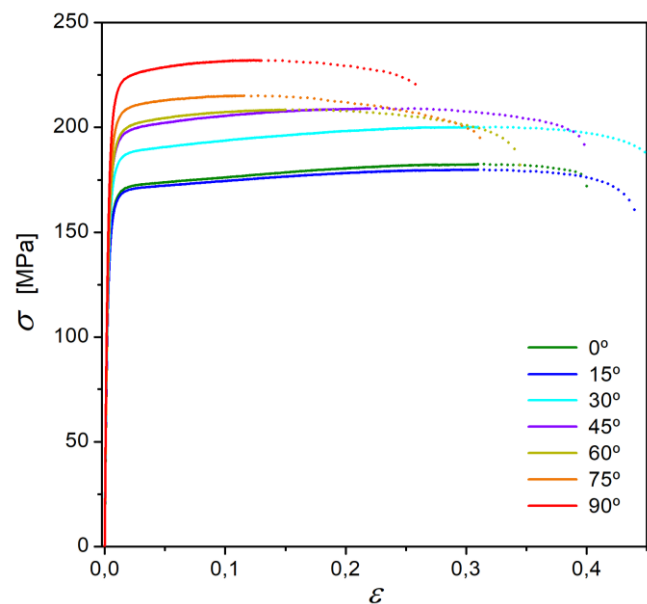
rayos X *in situ* con luz sincrotrón en geometría de transmisión (estación Petra III, DESY, Hamburgo) y posterior procesamiento mediante el programa de código abierto MTEX [9]. La textura inicial (Fig. 1b) presenta una orientación preferencial de los planos basales (0002) con sus polos inclinados  $\pm 22^\circ$  desde el eje normal de la chapa (ND) hacia la RD. Además, puede notarse una componente basal de menor intensidad alineada con la RD. La componente principal es característica de la laminación de metales HCP con relación  $c/a$  mayor a la ideal (1,633) y compatible con mecanismos de deslizamiento basal (0002)  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  y piramidal  $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$  [3,7,10]. La componente en RD sólo se ha registrado en casos en los que la laminación se efectuó sin recristalización (sea estática o dinámicamente) [11]. La presencia del intermetálico  $\text{TiZn}_{16}$  tiende a impedir la activación de mecanismos de maclado [11,12].

La caracterización mecánica se realizó mediante ensayos de tracción uniaxial efectuados a diferentes inclinaciones respecto de la dirección de laminación. Se tomaron probetas con la geometría y dimensiones indicadas en la norma ISO 6892-1, partiendo de la RD ( $\theta=0^\circ$ ) cada  $15^\circ$  hasta la dirección transversal (TD), ensayando tres réplicas por cada inclinación. Los ensayos se efectuaron mediante un equipo Instron 3382 con una velocidad de desplazamiento del barril de  $0,063 \text{ mm/s}$  ( $\dot{\varepsilon}_{ing} \cong 8,4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), a temperatura ambiente.

La medición de las deformaciones se realizó mediante la técnica de correlación de imágenes digitales (CID) [13], tomando una fotografía por segundo mediante una cámara Nikon D3300 con lente Micro-Nikkor 85mm f/3.5G. Para el procesamiento de las imágenes se utilizó el programa Ncorr v1.2 [14], adoptando los siguientes parámetros: radio del círculo de análisis (*subset*): 50 píxeles; espaciamiento entre *subsets*: 5 píxeles; radio del círculo de ajuste de deformaciones: 8 píxeles. Los valores de deformación reportados corresponden al promedio de los valores locales sobre el total de la zona calibrada de la probeta.



**Figura 1.** (a) Micrografía óptica. (b) Figuras de polo basal y prismática del material en estado inicial.

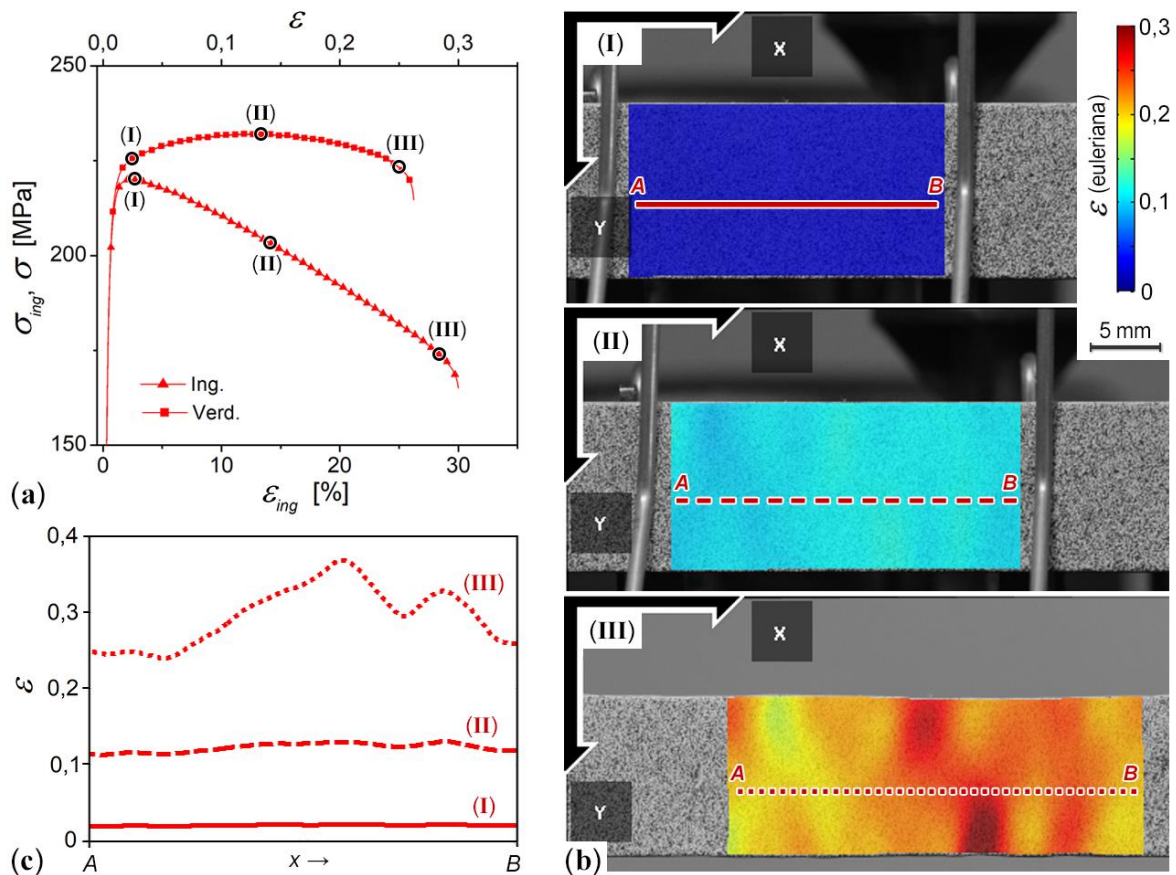


**Figura 2.** Curvas tensión-deformación verdadera para cada dirección de sollicitación respecto de RD.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la Fig. 2 se muestran las curvas de tensión-deformación verdadera ( $\sigma$ - $\varepsilon$ ), calculadas a partir de los valores de carga registrados por la máquina de ensayo y el análisis CID, donde se observa la marcada anisotropía en la respuesta mecánica de la aleación. La tensión necesaria para desarrollar el flujo plástico aumenta si el ensayo se realiza a ángulos crecientes respecto de RD; mientras que la ductilidad (elongación a ruptura) presenta el comportamiento inverso. A partir del máximo de tensión se discontinúa el trazo de las curvas ya que dicho valor se corresponde aproximadamente con el final de la deformación homogénea. La Fig. 3a muestra la curva de fluencia ingenieril ( $\sigma_{ing}$ - $\varepsilon_{ing}$ ) para la probeta ensayada a  $\theta=90^\circ$ , cualitativamente representativa del resto de

los casos. El máximo de tensión ingenieril (punto I, correspondiente con la carga máxima) ocurre para una deformación relativamente pequeña. En la mayoría de los metales de uso común en ingeniería se encuentra que a partir de la carga máxima la deformación deja de ser homogénea ya que ésta comienza a localizarse en una región reducida de la probeta. Sin embargo, en el campo de deformaciones obtenido mediante CID (Fig. 3b) puede verse que la deformación se mantiene relativamente uniforme en etapas posteriores al punto I, particularmente hasta el máximo de la curva verdadera (punto II). Para cuantificar la heterogeneidad de la deformación, en la Fig. 3c se grafican los valores de  $\epsilon$  medidos sobre los píxeles contenidos en una recta trazada sobre la región de análisis para las tres imágenes correspondientes a los instantes I, II y III. En el instante II existe una desviación máxima de la deformación del 6,6% respecto del promedio. Aplicando el mismo análisis a los casos  $\theta=0^\circ$  y  $45^\circ$  se obtuvo una desviación del 8,5% y 5%, respectivamente. Estas discrepancias pueden considerarse menores, lo que confirma que si bien la carga se reduce en etapas tempranas del ensayo, la deformación comienza a localizar aproximadamente a partir del valor máximo de tensión verdadera, desarrollando múltiples bandas durante dicho proceso.



**Figura 3.** Evolución de la deformación en la muestra TD: (a) Curvas de fluencia ingenieril y verdadera. (b) Campo de deformaciones en las tres etapas indicadas. (c) Deformación verdadera sobre la recta AB en el campo de la probeta.

La anisotropía observada en la Fig. 2 puede analizarse con mayor claridad mediante la Fig. 4, la cual muestra para cada inclinación la tensión verdadera máxima ( $\sigma_{m\acute{a}x}$ ) y el valor de deformación verdadera correspondiente,  $\epsilon(\sigma_{m\acute{a}x})$ . Los valores y tendencias encontrados coinciden con lo reportado en trabajos previos sobre aleaciones similares [4-7]. Las barras de error asociadas a los valores promedio mostrados en la Fig. 4 reflejan la dispersión hallada entre los valores medidos para cada réplica. Cabe aclarar que para la Fig. 2 se seleccionó entre las réplicas ensayadas una única curva representativa del comportamiento del material en cada inclinación. Desviaciones similares en la respuesta mecánica del zinc laminado han sido reportadas previamente [3-5]. Milesi *et al.* [8] encontraron una importante sensibilidad de la formabilidad a pequeñas

variaciones en la composición química y los parámetros de proceso. Más allá de la dispersión estadística en el comportamiento mecánico, las tendencias comentadas son claras: la tensión máxima promedio de las muestras TD es aproximadamente un 20% más alta que la de las RD, mientras que la deformación correspondiente se reduce 2,5 veces. Una excepción a esta tendencia la exhibe la probeta solicitada a  $\theta=15^\circ$ , cuyo nivel de tensión cae levemente por debajo del de la RD; Fundenberger *et al.* [4] reportaron un comportamiento similar de la tensión de fluencia para dicho ángulo.

Considerando la textura inicial (Fig. 1b), el incremento de la tensión a medida que la dirección de sollicitación se alinea con TD se explica por la menor fracción de cristales favorablemente orientados para activar el deslizamiento basal y una mayor actividad del piramidal [3,7]. Esta afirmación es sustentada por el uso de modelos de plasticidad cristalina [15], donde la actividad plástica de sistemas no basales (asumiendo relaciones de tensiones críticas resueltas  $\tau^{prism} / \tau^{basal} = 12,5$  y  $\tau^{prism} / \tau^{basal} = 9,5$ ) alcanza al inicio de la deformación el 22%, 32% y 45% para los ensayos  $\theta=0^\circ$ ,  $45^\circ$  y  $90^\circ$ , respectivamente; y disminuye levemente para  $\sigma_{m\acute{a}x}$  (21%, 31% y 44%). Asimismo, resultados de la simulación indican que el endurecimiento geométrico deja de contribuir para  $\theta=90^\circ$ , lo que es compatible con el menor grado de endurecimiento observado en la curva.

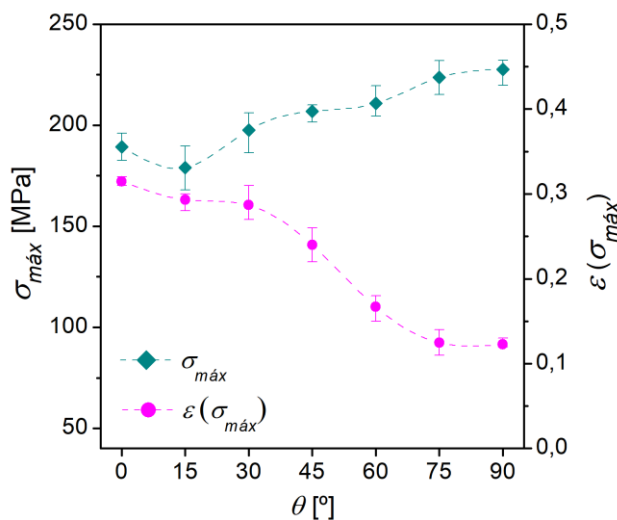


Figura 4. Valores de tensión verdadera máxima y deformación verdadera correspondiente.

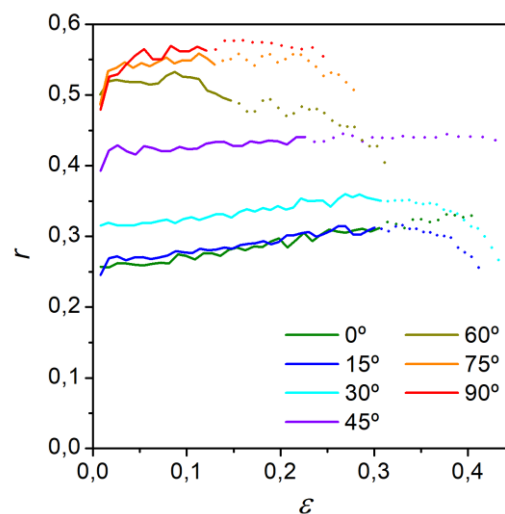
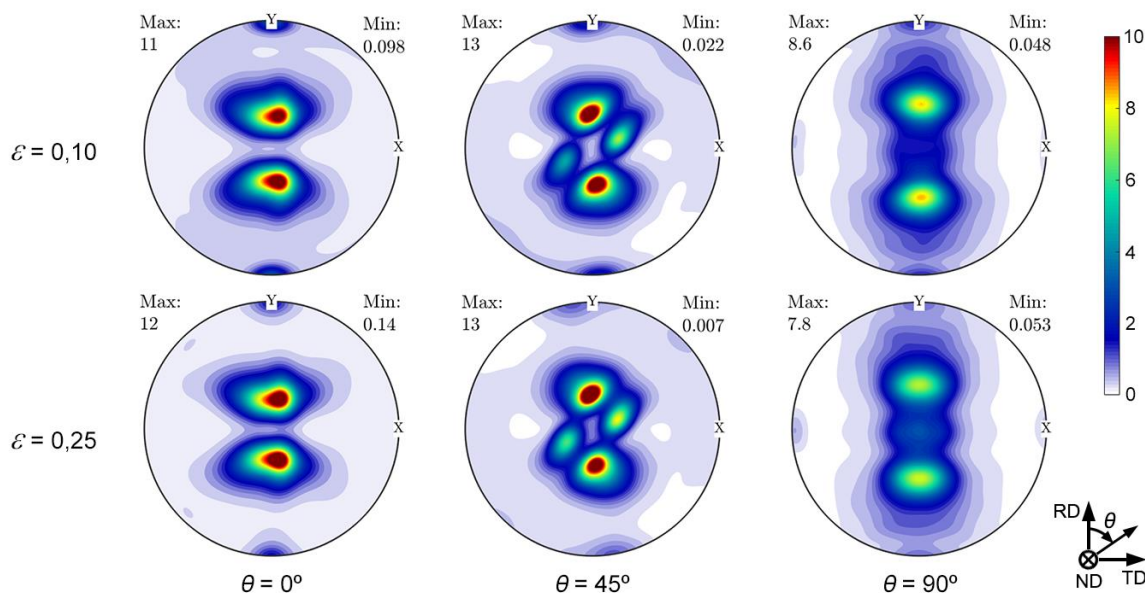


Figura 5. Evolución del coeficiente de anisotropía plástica con la deformación verdadera.

La anisotropía en deformación se estudió mediante el coeficiente de anisotropía plástica o coeficiente de Lankford, definido como la relación entre los incrementos instantáneos de la deformación verdadera en el ancho y en el espesor de la muestra,  $r = \dot{\epsilon}_w / \dot{\epsilon}_t$ , [2]. La evolución de  $r$  con la deformación para cada  $\theta$  se muestra en la Fig. 5. Allí puede apreciarse que el coeficiente es menor que uno en todos los casos, lo que implica una reducida embutibilidad. Nuevamente, a mayor actividad de sistemas no basales para ángulos de sollicitación crecientes, se tiene una mayor resistencia al adelgazamiento y por lo tanto un aumento del coeficiente  $r$ . Se observa asimismo un incremento leve de  $r$  con la deformación, consistente con la evolución de la textura. En la Fig. 6 se muestran las figuras de polo basales de las muestras ensayadas a  $\theta=0^\circ$ ,  $45^\circ$  y  $90^\circ$ , a deformaciones de 0,10 y 0,25. Para el caso  $\theta=0^\circ$  la distribución de polos basales no cambia apreciablemente respecto del estado inicial, registrándose un leve incremento en las intensidades. Para  $\theta=45^\circ$  se observa una separación de dos componentes menores, asociadas a la desalineación del eje de carga con los ejes principales de anisotropía. Por último, en la muestra a  $\theta=90^\circ$  se produce una disminución de las intensidades de las componentes iniciales y el desarrollo de un fibrado en el plano RD-ND, con una incipiente concentración de orientaciones basales paralelas a ND. Si bien la textura evoluciona con la deformación, los polos basales se distribuyen fundamentalmente en el plano RD-ND, hecho que modifica escasamente la forma en que los cristales acomodan la deformación impuesta. Simulaciones de plasticidad cristalina dan cuenta de que el bajo valor de  $r$  de esta aleación se origina por la alta actividad de los modos basales, la cual es modificada sólo ligeramente por

el cambio de textura debido a una tracción simple [15]. Finalmente, la caída de los valores de  $r$  en las últimas etapas del ensayo se debe al efecto de la estricción, caracterizada por una reducción abrupta del espesor.



**Figura 6.** Figuras de polos basales (0002) de las muestras ensayadas a  $\theta=0^\circ$ ,  $45^\circ$  y  $90^\circ$  en dos niveles de deformación.

#### 4. CONCLUSIONES

Se analizó la anisotropía mecánica en tracción de una chapa comercial de Zn-Cu-Ti, confirmando los resultados reportados en la literatura. El mayor nivel de tensión observado al variar la dirección de sollicitación desde RD a TD se debe a la fuerte preferencialidad en la distribución de polos basales en el plano RD-ND originada en el proceso de laminación, conjuntamente con la mayor dificultad relativa de activar sistemas basales a medida que la dirección de carga se alinea con la TD. La diferencia entre los valores del coeficiente de anisotropía para las distintas direcciones de ensayo también tiene relación directa con la textura inicial y con la repartición de la deformación en términos de sistemas de deslizamiento activos.

#### 5. REFERENCIAS

- [1]. Davis JR. Alloying: Understanding the Basics, 1a Ed. Ohio (EE.UU.): ASM International, 2001, p. 520-527.
- [2]. Banabic D. Sheet Metal Forming Processes, 1a Ed. Berlin (Alemania): Springer-Verlag, 2010, p. 30-35.
- [3]. Bramley AN, Mellor PB. Int. J. Mech. Sci. 1968; 10: 211-219.
- [4]. Fundenberger JJ, Philippe MJ, Wagner F, Esling C. Acta Mater. 1997; 45 (10): 4041-4055.
- [5]. Jansen Y, Logé RE, Milesi M, Massoni E. J. Mater. Process. Technol. 2013; 213: 851-855.
- [6]. Milesi M, Logé RE, Jansen Y. J. Mater. Process. Technol. 2014; 214: 2869-2876.
- [7]. Schlosser F, Schwindt C, Fuster V, Tommasi A, Signorelli JW. Metall. and Mat. Trans. A 2017; 48 (6): 2858-2867.
- [8]. Milesi M, Logé RE, Pino Muñoz D, Jansen Y, Bouchard P-O. J. Mater. Process. Technol. 2017; 245: 134-148.
- [9]. Bachmann F, Hielscher R, Schaeben H. Solid State Phenom. 2010; 160: 63-68.
- [10]. Wang YN, Huang JC, Materials Chemistry and Physics 2003; 81:11-26.
- [11]. Philippe MJ, Wagner F, Mellab F, Esling C, Wegria J. Acta Metall. Mater. 1994; 42 (1): 239-250.
- [12]. Faur M, Cosmeleată G. U.P.B. Sci. Bull. A, 2006; 68 (1): 67-74.
- [13]. Sutton M, Orteu J, Schreier H. Image Correlation for Shape, Motion & Deform. 1a Ed. NY (EE.UU): Springer, 2009.
- [14]. Blaber J, Adair B, Antoniou A. Experimental Mechanics. 2015; 55 (6): 1105-1122.
- [15]. Schwindt C, Schlosser F, Bertinetti MA, Stout M, Signorelli JW, Int. J. Plast. 2015; 73: 62-99.