

MODELIZACIÓN DE LA CURVA LÍMITE DE CONFORMADO DE UN ACERO DE FASE DUAL DP-780

Claudio D. Schwindt^a, María Bertinetti^b, Carlos Rossit^a y Javier W. Signorelli^b

^a *Departamento de Ingeniería, Universidad Nacional del Sur, Avenida Alem 1253 - Bahía Blanca(8000FTN), Argentina - CONICET, claudio.schwindt@uns.edu.ar*

^b *Grupo de Física y Micromecánica de Materiales Heterogéneos, Instituto de Física Rosario, Universidad Nacional de Rosario, Bv. 27 de Febrero 210b, Rosario, Argentina – CONICET, bertinetti@ifir-conicet.gov.ar; signorelli@ifir-conicet.gov.ar*

Palabras Claves: Curva Límite de Formabilidad, Plasticidad cristalina, MK-VPSC

Resumen. Los aceros de Fase-Dual (DP) pertenecen al grupo de Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS), los cuales han sido desarrollados con el propósito de reducir peso en los automóviles gracias a su excelente combinación de elevada resistencia y buen alargamiento, conferido por la coexistencia de fases duras y blandas en su microestructura. La evaluación de la formabilidad de estos aceros mediante la utilización de Curvas Límite de Conformado (CLC) es de importancia en el diseño de piezas y herramientas. Sin embargo, debido a que su incorporación en la industria automotriz es relativamente nueva y que el proceso de determinación de estas curvas es largo y tedioso, usualmente se encuentra información muy limitada respecto a su formabilidad. Por lo tanto, la necesidad de utilización del modelado numérico en los aceros AHSS se ha ido incrementando en los últimos años.

La conjunción del análisis propuesto por Marciniak-Kuczynski (MK) y una respuesta constitutiva descripta por un modelo policristalino viscoplástico autoconsistente (VPSC) ha mostrado resultados muy satisfactorios, tanto en la predicción de las deformaciones límites en chapas de aceros típicas de embutido (AKDQ) como en aleaciones de aluminio con fuerte textura de recristalización. Sin embargo, en este caso la presencia de dos fases (ferrita y martensita) hace que el proceso de calibración del modelo requiera realizar no sólo ajuste de la respuesta promedio, típicamente mediante un ensayo de tracción uniaxial, sino que se deben hacer suposiciones respecto al comportamiento de cada fase en forma individual. En el presente trabajo se discuten las predicciones obtenidas a nivel CLC para un acero DP-780, con una relación de fases de 70% de ferrita y 30% de martensita. Se observa que la plastificación de la martensita tiene efectos claros sobre la formabilidad, en particular frente a sollicitaciones de tipo tracción-compresión y expansión biaxial balanceada. La presencia de una distribución preferencial de orientaciones de los granos de martensita no son determinantes del valor de deformación límite.

1 INTRODUCCIÓN

En los últimos años, los aceros de Fase Dual (DP), pertenecientes al grupo de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS), han ganado una significativa atracción en la industria automotriz. Debido a su compleja microestructura este acero posee propiedades mecánicas excepcionales tales como una combinación de elevada resistencia, alta velocidad de endurecimiento, ductilidad y formabilidad, conferidas por la coexistencia de una fase dura (martensita) y una blanda (ferrita). Asimismo, con pequeños cambios en las técnicas de tratamientos térmicos durante el proceso de fabricación, la distribución y fracción en volumen de las fases pueden ser modificadas, resultando en diferentes comportamientos mecánicos.

Con el fin de aprovechar las propiedades de estos materiales en aplicaciones industriales, existe una creciente necesidad de modelos micromecánicos de base física que tengan en cuenta la relación entre la microestructura y la respuesta mecánica. En particular, la introducción de estos materiales trajo nuevos desafíos en los procesos de conformado de chapas metálicas, motivando que deban realizarse esfuerzos adicionales en las etapas de desarrollos teóricos, experimentales y numéricos.

Una amplia variedad de aproximaciones teóricas se han desarrollado para predecir las Curvas Límites de Conformado (CLC), destacándose las basadas en el modelo MK introducido por [Marciniak y Kuczynski, \(1967\)](#). Dentro de este marco de trabajo, se demostró que el modelo constitutivo empleado para describir el comportamiento del material tiene una fuerte influencia sobre los valores de deformación límite predichos. La conjunción del análisis MK y una respuesta constitutiva basada en un modelo policristalino viscoplástico autoconsistente (VPSC) ha mostrado resultados muy satisfactorios en la predicción de las deformaciones límites en chapas de acero electro-galvanizadas (AKDQ) típicas de embutido ([Signorelli et al., 2012](#)). Sin embargo, el empleo del modelo MK-VPSC en el caso de aceros DP requiere información adicional a la respuesta del agregado. Dado que los modelos policristalinos describen explícitamente el comportamiento de cada fase del material, es necesario definir las propiedades en cada una de ellas, así como su fracción en volumen y morfología.

La medición experimental del particionamiento de la deformación y/o tensión sufridas por cada una de las fases, en materiales multifásicos cuando poseen la misma estructura cristalográfica y diferentes microestructuras, no es un problema trivial y requiere de técnicas complejas, tales como difracción de rayos-X de alta energía ([Cong et al. 2009](#), [Jia et al. 2009](#), [Sun et al. 2009](#)), métodos magnéticos ([Radu et al. 2005](#)), aplicación de técnicas de correlación digital de imágenes en ensayos in-situ en microscopios electrónicos de barrido (SEM) ([Kang et al. 2007](#), [Ososkov et al. 2007](#), [Ghadbeigi et al. 2010](#), [Hoefnagels et al. 2010](#), [Tasan et al. 2010](#)). En este sentido, debido a la falta de una caracterización mecánica propia de cada fase, la calibración del modelo requiere realizar suposiciones respecto al comportamiento de cada una de ellas en forma individual. En el caso de aceros DP, dependiendo de la microestructura, en la literatura existe evidencia de una actividad plástica no despreciable de la martensita. [Shen et al. \(1986\)](#), utilizando ensayos in-situ en un microscopio SEM observaron que, en general, la ferrita deforma inmediatamente y a mucha mayor velocidad que la martensita. Para aceros DP con una baja fracción en volumen de martensita, sólo la ferrita deforma plásticamente. Sin embargo, cuando la fracción en volumen es alta, el corte producido en la interfase ferrita/martensita extiende la deformación a las islas de martensita. [Mazinani y Poole \(2007\)](#), determinaron experimentalmente el nivel de deformación plástica de la martensita en aceros DP tratados térmicamente de manera de obtener diferentes fracciones en volumen y morfologías, a través de una técnica de análisis de imágenes basada en la medición del espesor de las islas de martensita como función de la deformación macroscópica. Los mismos

encontraron un aumento sistemático de la plasticidad de la martensita a medida que se incrementa su fracción en volumen. Más recientemente, [Calcagnotto et al. \(2011\)](#), muestran claramente la posibilidad de deformación plástica de la martensita en aceros de similares características cuando su fracción en volumen es igual o mayor al 15% y de tamaño de grano pequeño.

En el presente trabajo se discuten las predicciones obtenidas a nivel CLC para un acero DP-780, con una relación de fases de 70% de ferrita y 30% de martensita. Se observa que la plastificación de la martensita tiene efectos claros sobre la formabilidad, en particular frente a sollicitaciones de tipo tracción-compresión y expansión biaxial balanceada. La presencia de una distribución preferencial de orientaciones de los granos de martensita no es determinante en los valores de deformación límite predichos.

2 MARCO TEÓRICO

2.1 Modelo VPSC

En el presente trabajo, las simulaciones de plasticidad cristalina son desarrolladas mediante un modelo viscoplástico (VP) autoconsistente (SC). Propuesto inicialmente por [Molinari et al. \(1987\)](#); y [Lebensohn y Tomé, \(1993\)](#); los modelos VPSC consisten en representar cada grano como una inhomogeneidad elipsoidal viscoplástica embebida e interactuando con un medio efectivo homogéneo, el cual representa completamente sus propiedades anisotrópicas. 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 viscoplástica 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 \mathbf{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 :

$$\mathbf{D} = \dot{\gamma}_0 \sum_s \frac{\mathbf{m}^s \otimes \mathbf{m}^s}{\tau_c^s} \left| \frac{\mathbf{m}^s : \mathbf{S}}{\tau_c^s} \right|^{1/m-1} : \mathbf{S} = \mathbf{M} : \mathbf{S} \quad (1)$$

donde \mathbf{M} es el módulo secante viscoplástico, $\mathbf{m}^s = \frac{1}{2} (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s + \mathbf{b}^s \otimes \mathbf{n}^s)$ es el tensor simétrico de Schmid, el cual describe la geometría del sistema de deslizamiento s , \mathbf{n}^s y \mathbf{b}^s son los vectores normal y tangencial al plano de deslizamiento respectivamente, $\dot{\gamma}_0$ es la velocidad de corte de referencia, m es el parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación y \mathbf{S} es el tensor de tensiones desviadoras en el grano. En el modelo VPSC, la velocidad de deformación y tensión desviadoras en cada grano están relacionadas a las promedio del policristal ($\bar{\mathbf{D}}$, $\bar{\mathbf{S}}$) a través de la siguiente ecuación de interacción:

$$\mathbf{D} - \bar{\mathbf{D}} = -\tilde{\mathbf{M}} (\mathbf{S} - \bar{\mathbf{S}}) \quad (2)$$

donde $\tilde{\mathbf{M}}$ es el tensor de interacción, que es función de \mathbf{M} y de la forma y orientación del elipsoide que representa al grano embebido. El módulo secante macroscópico $\bar{\mathbf{M}}$ puede ser ajustado iterativamente utilizando la siguiente ecuación autoconsistente:

$$\bar{\mathbf{M}} = \langle \mathbf{M} : (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\bar{\mathbf{M}} + \tilde{\mathbf{M}}) \rangle \quad (3)$$

$$\bar{\mathbf{D}} = \bar{\mathbf{M}} : \bar{\mathbf{S}} \quad (4)$$

donde $\langle \rangle$ indica un promedio ponderado sobre todos los granos del policristal. Estas ecuaciones fueron derivadas a partir de imponer que el promedio de las velocidades de deformación locales coincida con la velocidad de deformación macroscópica aplicada. Si todos los elipsoides tienen la misma forma y orientación, puede demostrarse que las mismas ecuaciones son obtenidas partiendo de la condición de que el promedio de tensiones locales coincida con la tensión macroscópica. Si los granos elipsoidales tienen entre sí diferente forma, como es en el caso de aleaciones multifásicas, los tensores de interacción no pueden obtenerse a partir de los promedios. Para tal caso, las siguientes expresiones autoconsistentes son utilizadas (Walpole, 1969; Lebensohn et al. 1996):

$$\bar{\mathbf{M}} = \langle \mathbf{M} : (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\bar{\mathbf{M}} + \tilde{\mathbf{M}}) \rangle : \langle (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\bar{\mathbf{M}} + \tilde{\mathbf{M}}) \rangle^{-1} \quad (5)$$

El modelo constitutivo se completa con la ley de endurecimiento, la cual describe el endurecimiento del material en base a los sistemas de deslizamiento que se han activado. Dado que es un hecho comprobado que durante el proceso de deformación más de un sistema de deslizamiento es activado simultáneamente, y que la activación de cada sistema implica una mayor dificultad en la activación del resto, se introduce una matriz de endurecimiento que exprese tal comportamiento. En este trabajo, el endurecimiento es descrito por la ley de Voce (Kocks et al. 1998):

$$\tau_c^s(\Gamma) = \tau_0^s + (\tau_1^s + \theta_1^s \Gamma) \left[1 - \exp\left(-\frac{\theta_0^s \Gamma}{\tau_1^s}\right) \right] \quad (6)$$

donde τ_0^s , τ_1^s , θ_0^s y θ_1^s son parámetros que describen el endurecimiento como función del corte acumulado sobre todos los sistemas de deslizamiento, Γ .

2.2 Modelo MK

La formulación anterior fue implementada en conjunto con el criterio de inestabilidad de MK, una herramienta comúnmente utilizada para predecir los límites de formabilidad de chapas metálicas debido a la aparición de estricción localizada durante los procesos de conformado. Este criterio supone la preexistencia de una imperfección en la chapa consistente en una pequeña banda a través del ancho de la misma, tal como puede apreciarse en el esquema de la Figura 1, donde la orientación de la banda se describe mediante el ángulo ψ_0 formado con la dirección x_1 . A continuación se presentan las ecuaciones y condiciones relevantes del modelo. Una descripción detallada de la formulación puede encontrarse en ediciones previas del congreso (Schwindt et al., 2012) o en la literatura (Serenelli et al., 2011; Signorelli et al., 2012).

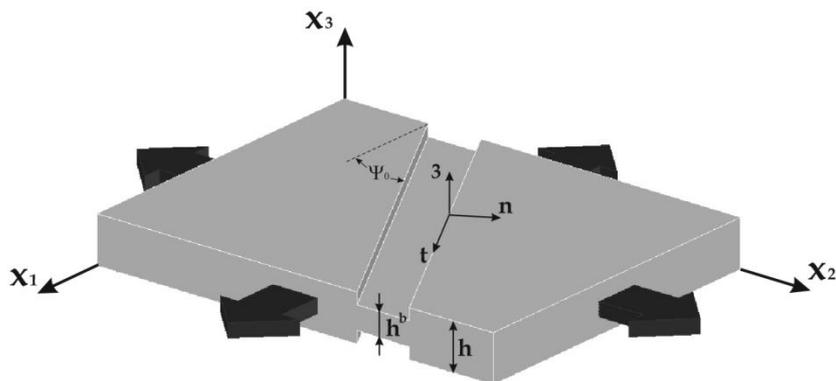


Figura 1: Esquema del modelo de Marciniak-Kuczynski.

Las cantidades en la zona de la banda se notan utilizando un supraíndice b. El espesor de la chapa en la zona de menor sección es $h^b(t)$, asumiendo un valor inicial igual a $h^b(0)$. El factor de imperfección inicial f_0 se define como el cociente entre el valor del espesor en la zona de la banda respecto al valor inicial en la zona homogénea $h(0)$:

$$f_0 = \frac{h^b(0)}{h(0)} \quad (7)$$

Condiciones de equilibrio y compatibilidad deben verificarse en la interface entre ambas zonas. En el sistema x_i , $i=1,2,3$ el tensor gradiente velocidad de deformación \mathbf{L} adopta la forma siguiente:

$$\mathbf{L} = \begin{bmatrix} 1 & L_{12}/D_{11} & 0 \\ 0 & \rho_{22} & 0 \\ 0 & 0 & -(1+\rho_{22}) \end{bmatrix} D_{11} \quad (8)$$

siendo $\rho_{22} = D_{22}/D_{11}$, el cual describe los diferentes caminos de deformación que involucran el diagrama límite de conformado. Por su parte el tensor gradiente de velocidad de deformación asociado a la banda se calcula a partir del valor de \mathbf{L} , e incluso evoluciona con la deformación, aún bajo carga monotónicas. Asumiendo que durante un pequeño incremento éste puede ser considerado constante, es posible expresar el tensor \mathbf{L}^b en un sistema de referencia solidario a la banda en la forma siguiente:

$${}_{[b]}\mathbf{L}^b = \begin{bmatrix} L_{nn}^b & L_{nt}^b & 0 \\ L_{tn}^b & L_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & L_{33}^b \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} D_{nn}^b & D_{nt}^b + W_{nt}^b & 0 \\ D_{nt}^b - W_{nt}^b & D_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & D_{33}^b \end{bmatrix} \quad (9)$$

donde se aprecia claramente que la banda sufre una rotación rígida en el plano de la chapa caracterizada por el valor de ${}_{[b]}W_{nt}^b$. Asumiendo la incompresibilidad del material se tiene que

$$D_{33}^b = -D_{nn}^b - D_{tt}^b = -D_{11}^b - D_{22}^b \quad (10)$$

La condición de equilibrio de fuerzas implica que se verifiquen las siguientes igualdades:

$$\begin{aligned} \sigma_{nn}^b h_b &= \sigma_{nn} h \\ \sigma_{nt}^b h_b &= \sigma_{nt} h \end{aligned} \quad (11)$$

Esta condición impone restricciones sobre ciertas componentes del tensor gradiente de velocidad de deformación (expresado éste en el sistema de referencia solidario a la banda):

$$\begin{aligned} L_{tt}^b &= L_{tt} \\ L_{nt}^b &= L_{nt} \end{aligned} \quad (12)$$

Las otras componentes del tensor ${}_{[b]}\mathbf{L}^b$, L_{nn}^b , L_{tn}^b y L_{33}^b , deben ser determinadas. Una vez dado un valor para ρ_{22} y para la inclinación ψ_0 de la banda de localización, los valores desconocidos D_{nn}^b , D_{tt}^b y W_{nt}^b deben ser determinados. Utilizando la relación constitutiva que describe el material, el conjunto de cuatro ecuaciones (Ec. 11 y 12) puede ser reducido a un sistema no lineal en términos de dos parámetros a determinar. Éstos permiten relacionar el tensor gradiente de velocidad de deformación en la zona homogénea y en la banda del siguiente modo:

$$\mathbf{L}^b = \mathbf{L} + \dot{\mathbf{c}} \otimes \mathbf{n} \quad (13)$$

Siendo $\dot{\mathbf{c}} = (\dot{c}_1, \dot{c}_2, 0)$ y $\mathbf{n} = (n, t, 3)$, respectivamente. Esquemas similares basados en la

resolución de un sistema no lineal de ecuaciones son empleados en la mayoría de las implementaciones numéricas reportadas en la bibliografía. Un algoritmo de resolución basado en la Ec. (13), en el marco de una ley constitutiva policristalina, puede verse en Signorelli et al. (2009). Más recientemente, en Serenelli et al. (2011); se muestra cómo evitar la resolución del mencionado sistema no lineal al disponer de un módulo constitutivo que permita imponer condiciones de borde mixtas, es decir en cada paso incremental no se impone completamente el incremento de deformación $\mathbf{D}\Delta t$ sino sólo se impone un conjunto de componentes del tensor gradiente de velocidad de deformación y las complementarias componentes del tensor de tensiones. En cada incremento, una vez determinado el estado de velocidad de deformación – tensión en la zona homogénea, se determina el correspondiente estado para la zona de la banda. Las condiciones de borde mixtas para la banda son resueltas en un sistema de referencia solidario a la banda de localización:

$${}_{[b]}\mathbf{L}^b = \begin{bmatrix} L_{nn}^b & L_{nt}^b & 0 \\ L_{tn}^b & L_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & L_{33}^b \end{bmatrix}, \quad {}_{[b]}\boldsymbol{\sigma}^b = \begin{bmatrix} \frac{1}{f}\sigma_{nn} & \frac{1}{f}\sigma_{nt} & \sigma_{n3}^b \\ & \sigma_{tt}^b & \sigma_{t3}^b \\ \text{sim.} & & 0 \end{bmatrix} \quad (14)$$

De no existir efectos en el espesor, los valores desconocidos σ_{n3}^b y σ_{t3}^b deben resultar idealmente iguales a cero (valores pequeños en dichas componentes pueden deberse a errores numéricos, falta de estadística en la determinación de la textura del material, o en el proceso de discretización de la misma a partir de la función de distribución de orientaciones ODF).

La orientación de la zona de localización en el estado deformado, caracterizada por el ángulo ψ , puede diferir del valor inicial ψ_0 . La orientación real de la banda puede ser calculada evaluando el vector normal a la banda (Kuroda y Tveergard, 2000):

$$\mathbf{n} = \frac{1}{\sqrt{t_1^2 + t_2^2}} \begin{pmatrix} -F_{11}t_1^0 - F_{12}t_2^0 \\ F_{21}t_1^0 + F_{22}t_2^0 \end{pmatrix} \quad (15)$$

donde \mathbf{F} es el tensor gradiente de deformación.

Para determinar la CLC los cálculos fueron desarrollados sobre diferentes caminos de deformación. Los mismos están definidos en termino de la relación de ρ_{22} sobre el rango $-0.5 < \rho_{22} < 1$, con un paso de 0.25. Debido a que todas las direcciones en el plano son orientaciones potenciales para el comienzo de la estricción, una metodología conservadora para el cálculo de las deformaciones límites es aquella mediante la cual los cálculos son repetidos cada 5° de inclinación de la banda en un rango de $-90^\circ < \psi_0 < 90^\circ$. El valor mínimo obtenido es adoptado como el valor de deformación límite de la chapa para el camino de deformación impuesto. En el presente trabajo, la condición de falla se alcanza para una relación de $|D_{33}^b| > 20 |D_{33}|$.

3 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Caracterización experimental

El material utilizado es una chapa de acero de Fase Dual de 780 MPa de resistencia a la tracción (DP-780) y un espesor de 1.1 mm. La microestructura del material consta de una estructura ferrito/martensítica, con una fracción en volumen de 70% y 30% respectivamente, granos equiaxiados y con la martensita formando bandas irregulares en la dirección de laminado. La textura cristalográfica se determinó utilizando un equipo Phillips X'Pert Pro-MPD provisto de un goniómetro de textura, radiación Cu $K\alpha$ y una lente de rayos X. Se midieron las figuras de polos $\{110\}$, $\{112\}$ y $\{100\}$. A partir de estas, y siguiendo la

metodología de Van Houtte, (1985); se calculó la función de distribución de orientaciones (ODF). Las figuras de polos completadas y corridas, conjuntamente con la sección $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF se muestran en la Figura 2. Se observa una textura típica de procesos de laminado en frío y recocido con baja intensidad.

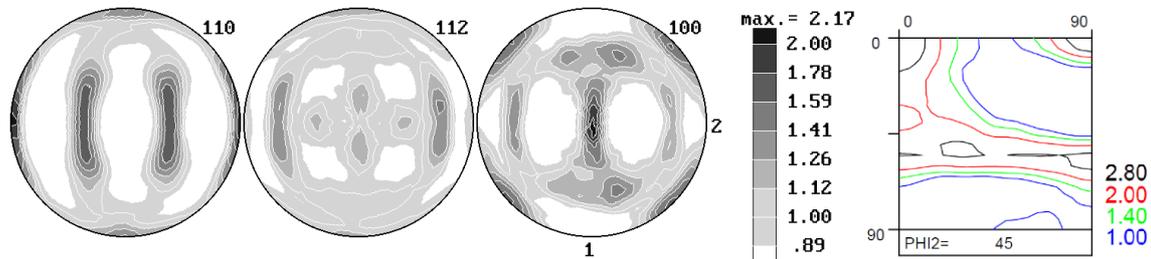


Figura 2: Figuras de polo experimentales $\{110\}$, $\{112\}$ y $\{100\}$ (izquierda); sección de ODF $\varphi_2=45^\circ$ (derecha)

Las propiedades mecánicas del material se determinaron siguiendo la norma ASTM E-8 para probetas planas de dimensiones reducidas (subsize) en un equipo de ensayos universal Instron 3382 de 100 kN de capacidad. Se ensayaron muestras duplicadas en la dirección longitudinal (DL), transversal (DT) y diagonal a 45° (DD) respecto a la dirección de laminado; los resultados promedios para cada dirección se informan en la Tabla 1. La velocidad de desplazamiento del cabezal de la máquina fue de 1.5 mm/min lo que corresponde a una velocidad de deformación de aproximadamente $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Las curvas de carga ingenieriles obtenidas se presentan en la Figura 3. No se observa una dependencia de la tensión de fluencia, ni elongación máxima con la inclinación de la probeta respecto de la dirección de laminado.

Dirección del Ensayo	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_T (MPa)	A%	K (MPa)	n	$R_{10\%}$
Longitudinal (DL)	507	832.5	12.5	1240	0.131	0.74
Diagonal (DD)	501.5	821.5	12.7	1235	0.135	1.00
Transversal (DT)	498.5	844	12.3	1263	0.133	0.87
Valor Medio	502.1	829.9	12.5	1243	0.134	0.90

Tabla 1: Propiedades mecánicas acero DP-780: $\sigma_{0.2}$ y σ_T son las tensiones de fluencia y tracción respectivamente, A% el alargamiento porcentual, K y n son los parámetros de endurecimiento para un ajuste de la ley de Hollomon en el rango de 5%-10% de deformación y $R_{10\%}$ al coeficiente de anisotropía promedio del material, a un 10% de deformación ingenieril.

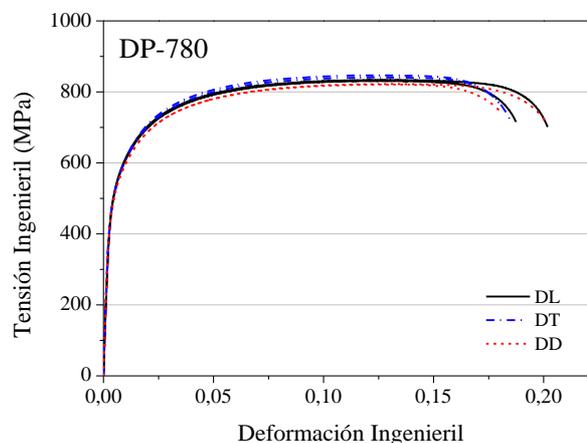


Figura 3: Curvas de carga acero DP-780.

La determinación experimental del Diagrama Límite de Conformado (DLC) en el rango de tracción-compresión se lleva a cabo mediante la utilización de ensayos de tracción en probetas planas entalladas. Se utilizaron cuatro tipos de muestras variando la geometría y profundidad de la entalla para lograr diferentes condiciones de deformación sobre la chapa, desde deformación uniaxial simple a deformación plana. En el rango tracción-tracción se realizaron ensayos de acopado hidráulico con máscaras elípticas de cuatro diferentes relaciones de aspecto (eje mayor 125 mm; eje menor 42 mm, 83 mm, 97 mm y 125 mm respectivamente). Las deformaciones límite determinadas a partir de los dos tipos de ensayos mencionados se comparan con las obtenidas mediante ensayos Nakajima. Este método consiste en deformar muestras de diferentes geometrías utilizando un punzón semiesférico hasta la aparición de la fractura variando la geometría de probeta. La factibilidad de utilizar estos ensayos en la caracterización de las deformaciones límite está en la geometría del punzón utilizado. Normalmente el punzón tiene un diámetro de 110 mm (NF ISO 12004-2, 2008), sin embargo es de interés la utilización de dispositivos sub-norma, dadas las ventajas que presenta en cuanto a la cantidad de material que se debe disponer y la menor carga máxima que se requiere en el equipamiento de ensayo. Debido a que la chapa presenta un espesor definido, y que los radios de curvatura de los empalmes en el diseño de la matriz no pueden ser arbitrarios, la reducción en las dimensiones induce un mayor doblado sobre la chapa. Independientemente de la geometría de probeta, el inicio de la deformación corresponde a una expansión biaxial, la cual evoluciona a medida que progresa el ensayo hacia el camino de deformación impuesto por la geometría de probeta elegida. En el presente caso los ensayos Nakajima se han realizado con una reducción del 60% de las dimensiones del ensayo normalizado (NF ISO 12004-2, 2008). La variación del ancho de las probetas ($W=20$ mm, 40 mm, 50 mm, 55 mm, 60 mm, 70 mm, 80 mm) permite obtener múltiples caminos de deformación en el rango completo de solicitaciones analizadas. La Figura 4 resume los valores de deformación límite medidos en una chapa de acero DP-780 de 1.1 mm de espesor. Detalles de desarrollo experimental pueden verse en Schwindt et al. (2013).

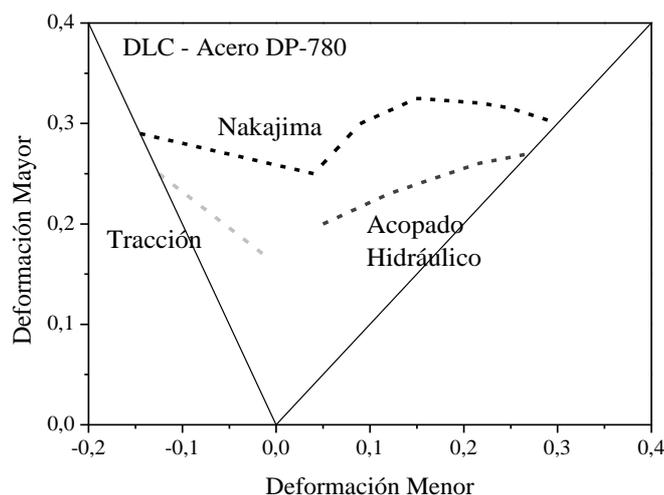


Figura 4: CLC para una chapa de acero DP-780. Deformaciones límites obtenidas mediante ensayos de tracción con entallas; acopado hidráulico con máscaras elípticas y ensayos Nakajima.

Puede notarse de la comparación de las deformaciones límites obtenidas mediante los diferentes ensayos, que los valores obtenidos mediante ensayos Nakajima subnorma sobreestiman los valores límites en un valor que varía entre un 15% a 60% dependiendo de la solicitación. Si bien la pre-deformación biaxial introducida por el ensayo Nakajima favorece

el incremento de deformación límite no explica por sí sólo la magnitud de la diferencia observada. Un punto adicional, que es motivo de trabajo actualmente, es la metodología de medición de las deformaciones principales mediante grilla en oposición a la técnica de correlación de imágenes utilizadas en las probetas planas y en los ensayos de acopado hidráulico. Debido a esta incerteza en las mediciones realizadas mediante ensayos Nakajima, la confrontación del modelo se realiza con las deformaciones límite obtenidas mediante ensayos de tracción en probetas entallas y acopado hidráulico. Otros efectos que pueden contribuir a un aumento de la deformación límite lo constituyen la presencia de un gradiente de deformación en el espesor debido a la dimensión reducida del punzón utilizado y por otra parte, aunque menos probable, la presencia de corte en el espesor de la chapa.

3.2 Modelado computacional

Las simulaciones desarrolladas en la presente sección asumen que la deformación plástica tanto de la ferrita como de la martensita se origina por deslizamiento sobre planos y direcciones $\{110\}\langle 111\rangle$ y $\{112\}\langle 111\rangle$, con un valor de sensibilidad a la velocidad de deformación de $n=30$ para ambas fases. La velocidad de corte de referencia es de $\dot{\gamma}_0 = 1s^{-1}$. A partir de la ODF recalculada se aproxima mediante una textura discretizada de 2000 orientaciones con igual peso, la cual es utilizada como textura inicial. Dada la dificultad en separar mediante la técnica de rayos-X las orientaciones correspondientes a cada fase y visto la baja intensidad de la misma, se asume el mismo conjunto de orientaciones iniciales en ambas fases. Como se mencionó en secciones previas, la calibración del modelo VPSC en el caso de un material bifásico requiere de información adicional a la brindada por la curva de carga del material. En este sentido, es necesario definir las propiedades en cada una de ellas. La medición experimental del particionamiento de la deformación y/o tensión sufridas por cada una de las fases no es de simple solución. En este sentido, la calibración del modelo requiere realizar, por lo tanto, suposiciones respecto al comportamiento de cada fase en forma individual. En el caso de aceros DP-780, y en acuerdo a resultados experimentales encontrados en la literatura, la martensita muestra una actividad plástica no despreciable.

Con la finalidad de estudiar el efecto de la plastificación en la martensita sobre las deformaciones límite se realizaron tres diferentes ajustes de la curva de carga uniaxial asumiendo una deformación de la martensita de (I) $\epsilon=0.003$, (II) $\epsilon=0.08$ y (III) $\epsilon=0.10$ respectivamente. En la Figura 5 se presentan las curvas de carga experimental y las simuladas correspondientes a los 3 casos propuestos. En el ajuste se ponderó el rango de 5 al 15% de deformación.

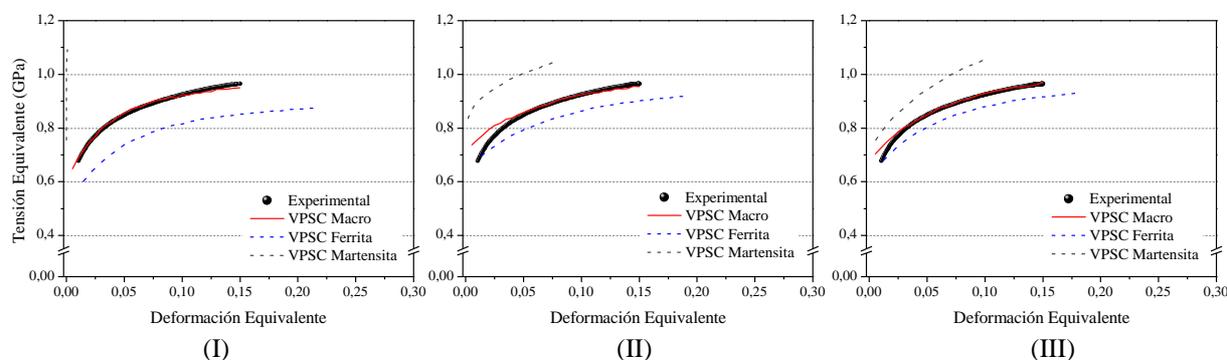


Figura 5: Ajuste de la curva de carga experimental en función de la deformación alcanzada por la martensita: (I) $\epsilon=0.003$, (II) $\epsilon=0.07$ y (III) $\epsilon=0.10$.

La Tabla 2 muestra los valores óptimos de ajuste para cada uno de los casos mencionados.

Parámetro (MPa)	Microestructura (I)		Microestructura (II)		Microestructura (III)	
	Ferrita	Martensita	Ferrita	Martensita	Ferrita	Martensita
τ_0^s	220	630	268	430	265	350
τ_1^s	100	350	100	350	100	350
θ_0^s	1100	1000	800	500	1100	1000
θ_1^s	50	5	40	5	50	5

Tabla 2: Parámetros de ajuste de las curvas de carga simuladas para el acero DP-780 según las diferentes microestructuras propuestas. Los parámetros corresponden a la ley de Voce (ver Ec.(6)).

La Figura 6 muestra los resultados de las simulaciones de los coeficientes de anisotropía R realizadas para los tres ajustes mencionados junto con los resultados experimentales. Si bien estos últimos fueron medidos en direcciones a 0°, 45° y 90° con respecto a la dirección de laminado, las simulaciones fueron llevadas a cabo en un mayor número de inclinaciones (0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75° y 90°) con el objetivo de disponer mayor información con respecto a la direccionalidad de los valores de R predichos. Los resultados computacionales reproducen cualitativamente el perfil de variación de R con θ para todos los ajustes considerados. En general, sobreestiman los valores experimentales en todo el rango de inclinaciones, mostrando la mayor desviación para $\theta=45^\circ$. Mínimas diferencias se encuentran entre las tres microestructuras consideradas para las simulaciones VPSC.

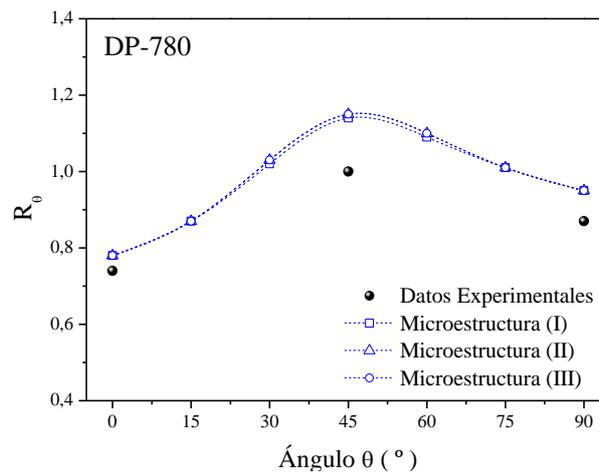


Figura 6: Valores de anisotropía predichos utilizando el modelo VPSC en función de la orientación.

En las simulaciones de la CLC se utilizó un valor de imperfección inicial de 0.98, el cual se ajusta de manera que el valor de deformación límite simulado para la microestructura (I), en deformación plana ($\rho_{22}=0$), coincida con el resultado experimental de $\epsilon_1(\rho_{22}=0) = 0.16$. Para facilitar la comparación se utiliza el mismo factor de imperfección, consecuentemente los valores de deformación límite predichos en deformación plana no es el mismo para todos los casos. El paso incremental en deformación se varía en un valor mínimo de 10^{-4} hasta un valor máximo de 10^{-2} en forma automática en función de la eficiencia de la convergencia del paso precedente.

Las CLC predichas se muestran en la Figura 7. Las deformaciones principales mayores son graficadas a lo largo del eje de las ordenadas y las menores sobre el eje de abscisas. Puede observarse que las deformaciones límites predichas para los casos en que la martensita deforma plásticamente de manera apreciable (microestructuras II y III) reproducen cualitativamente y cuantitativamente mejor la forma y niveles de la CLC experimental obtenida mediante ensayos de tracción en probetas planas entalladas y de acopado hidráulico. Esto último está en acuerdo con lo reportado en la bibliografía respecto a la posibilidad de

deformación de la martensita en aceros DP cuando su fracción en volumen es superior al 15%. Contrariamente, las deformaciones límites predichas por el modelo MK-VPSC para la microestructura (I) (no plastificación de la martensita) son muy superiores a las observadas experimentalmente para sollicitaciones de tracción-compresión. Esta sensibilidad a la deformación plástica de la martensita pierde influencia en prácticamente todo el rango de sollicitaciones tracción-tracción, exceptuando cargas biaxiales balanceadas, donde la plastificación de la martensita induce una disminución en la deformación límite.

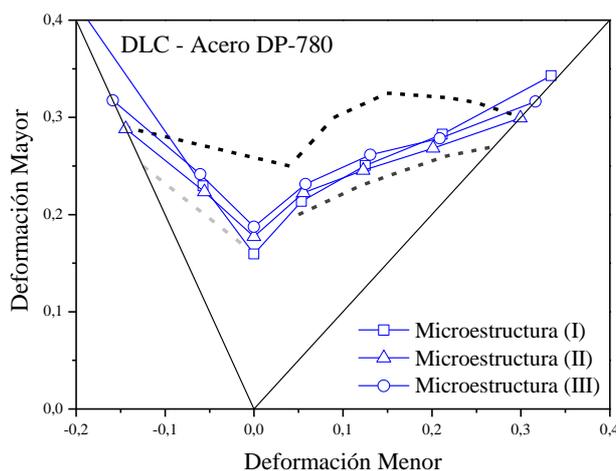


Figura 7: CLC simuladas utilizando MK-VPSC asumiendo diferentes microestructuras.

Como se mencionó en la sección 3.1, el ensayo Nakajima introduce una primera etapa de deformación biaxial balanceada al inicio del proceso de contacto entre la chapa y el punzón sin importar la geometría de la probeta utilizada. Este hecho hace que el mínimo de la CLC se desplace hacia la derecha del diagrama límite de formabilidad. Repetición de las simulaciones desarrolladas para la construcción de la Figura 8 (izquierda) incluyendo una pre-deformación biaxial balanceada de un 5% son plenamente consistentes con este corrimiento. No obstante, como era de esperar, los valores de deformación límite no varían sustancialmente de los predichos sin utilizar una pre-deformación. Otro efecto que puede estar presente, aunque no hay razón aparente para que sea de una magnitud apreciable, es la presencia de efectos de corte en el espesor. A modo de ejemplo, utilizando la extensión del modelo MK-TTS-VPSC que permite tener en cuenta efectos de corte fuera del plano (Schwindt et al., 2012), se impone un corte $\rho_{TTS}=0.4$ y $\alpha_{TTS}=45^\circ$, de este modo el mismo se distribuye uniformemente en las componentes 13 y 23. El valor de 0.4 corresponde al ajuste necesario de forma de reproducir el valor de deformación límite en condiciones de deformación plana para la microestructura (I). Los resultados obtenidos indican que la presencia de componentes de corte fuera del plano podrían explicar el aumento en el valor de deformación límite observado en los ensayos Nakajima (ver Figura 8 derecha). Sin embargo, el valor de $\rho_{TTS}=0.4$ parece excesivo dadas las condiciones del ensayo. Nuevos ensayos Nakajima están previstos con el objeto de validar o refutar los resultados obtenidos hasta el momento.

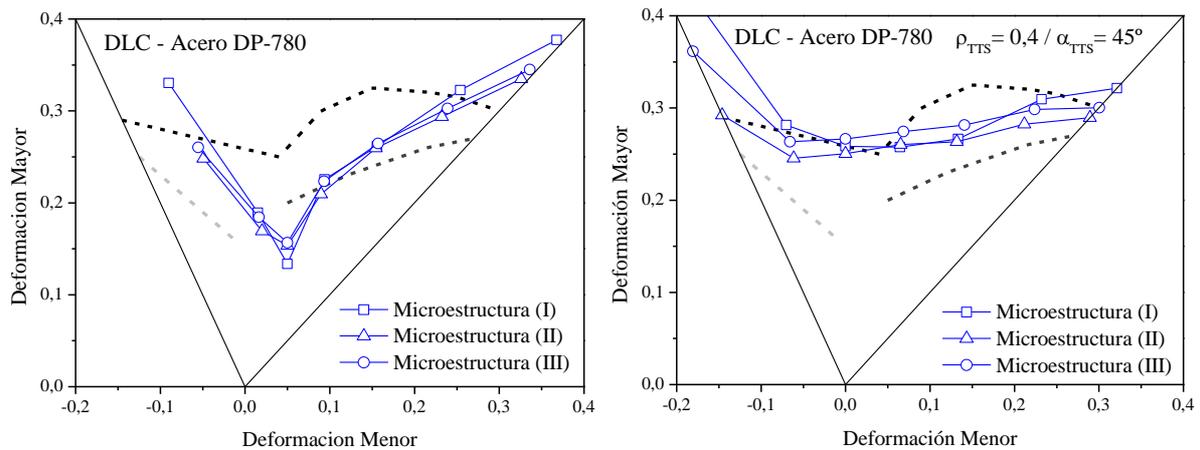


Figura 8: CLC simuladas asumiendo: (izquierda) una pre-deformación biaxial balanceada de 5%, (derecha) corte fuera del plano $\rho_{TTS}=0.4$ y $\alpha_{TTS}=45^\circ$

En comparación con las CLCs presentadas en la Figura 7, resulta evidente que la introducción de corte en el espesor repercute en un incremento de formabilidad para todos los modos de deformación, excepto bajo condiciones de estirado biaxial puro ($\rho=1$). La mayor influencia es observada en condiciones de deformación plana, disminuyendo su efecto a medida que los caminos de deformación se aproximan a los extremos del diagrama. Del mismo modo que cuando el modelo MK-VPSC es utilizado, la plasticidad de la martensita no muestra ser de relevancia en los valores de deformación predichos en el sector derecho del CLC. Sin embargo, su influencia resulta aún más notoria con la introducción de corte sobre el espesor en condiciones de deformación uniaxial.

Complementariamente, se muestra la sensibilidad del modelo MK-VPSC sobre la CLC con la fracción de volumen asumida de martensita. Las propiedades mecánicas de cada una de las fases no fueron modificadas para ninguno de los ajustes y el factor de imperfección del modelo MK-VPSC se mantuvo en un valor de $f_0 = 0.98$. Se analizan las CLC predichas para 10%, 20% y 30% de fracción de volumen de martensita. Se observa una influencia muy baja de la fracción volumétrica de esta fase sobre el modelo en el sector derecho del DLC para los tres casos considerados (ver Figura 9), lo cual concuerda con lo encontrado previamente en la Figura 7 y Figura 8. Sin embargo, la disminución del porcentaje de martensita en el sector izquierdo resulta en una disminución de las deformaciones límites del material, encontrándose la mayor influencia sobre la microestructura (I).

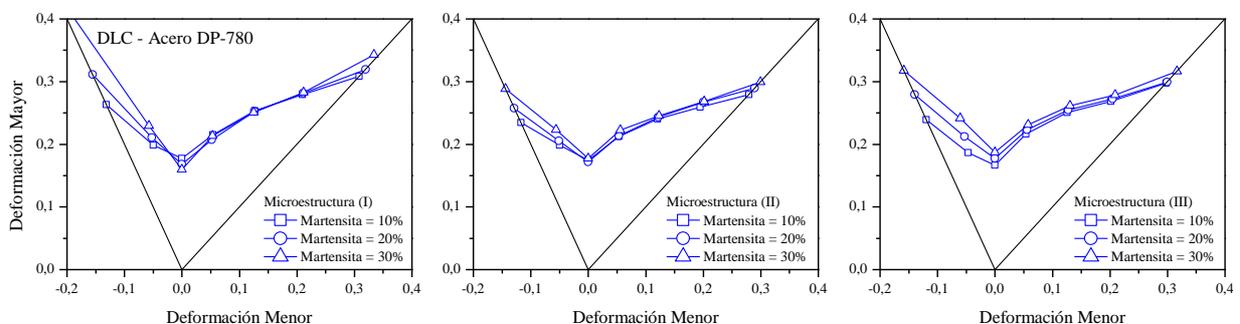


Figura 9: Influencia de la fracción en volumen de martensita sobre el DLC del acero DP-780 predicha por el modelo MK-VPSC

Finalmente, se analiza el efecto de la textura cristalográfica inicial de la martensita sobre la CLC. Para ello, los resultados obtenidos previamente se comparan con los correspondientes al

de un acero DP en el cual las dos fases poseen diferentes texturas: la ferrita mantiene la textura medida experimentalmente mediante rayos-X, mientras que a la martensita se le asigna una textura aleatoria (Figura 10). Independientemente de la microestructura analizada las deformaciones límites no muestran sensibilidad apreciable al realizar esta imposición

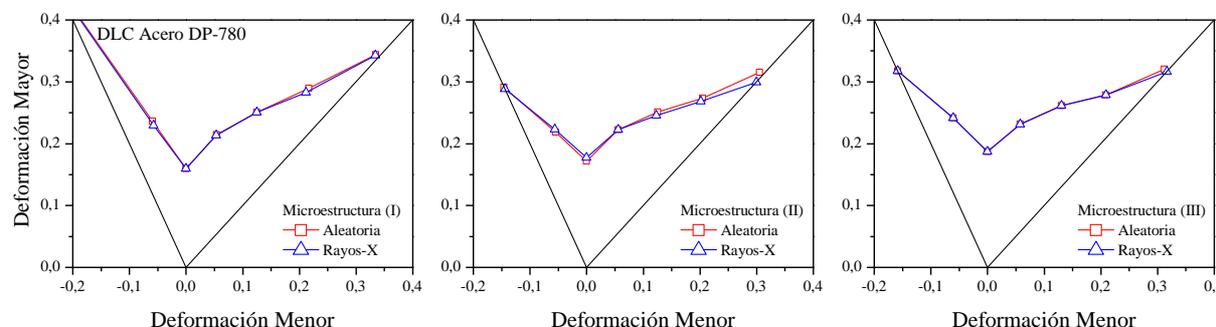


Figura 10: Influencia de la textura inicial sobre la CLC.

4 CONCLUSIONES

En el presente trabajo se estudió la factibilidad de modelizar la respuesta límite de una chapa de acero bifásico de alta resistencia DP-780 utilizando el modelo MK-VPSC. Se analizó el efecto del comportamiento plástico asumido para la martensita sobre las deformaciones límite, por medio de la asunción de tres diferentes particionamientos de las tensiones entre ambas fases.

- Las CLCs predichas reproducen cualitativamente y cuantitativamente mejor la forma y niveles de la CLC experimental obtenida mediante ensayos de tracción en probetas planas entalladas y de acopado hidráulico para los casos en que la martensita deforma plásticamente de manera apreciable, compatible con lo reportado en la literatura para aleaciones de DP-780 de grano fino.
- La anisotropía del material es adecuadamente reproducida por el modelo policristalino.
- Las diferencias observadas al comparar las deformaciones límites predichas con las correspondientes al ensayo Nakajima no pueden ser explicadas solamente por la presencia de una pre-deformación biaxial balanceada de un 5% inducida por la geometría del punzón. Se observó que numéricamente, utilizando una extensión del modelo MK-TTS-VPSC, que el incremento en la deformación límite puede ser compatible con la presencia de componentes de cortes fuera del plano. Sin embargo, la magnitud del corte introducido ($\rho_{13}=\rho_{23}=0.28$) no es un resultado esperado.
- El modelo es sensible al comportamiento plástico y respuesta mecánica asumida para la martensita, en particular frente a sollicitaciones del tipo tracción-compresión y expansión biaxial balanceada.
- En el rango analizado la fracción volumétrica tiene una influencia muy baja sobre las deformaciones límites predichas en el sector derecho del DLC para los tres casos considerados. En contraste, bajo sollicitaciones de tracción-compresión la deformación límite predicha presenta una clara sensibilidad a la fracción de volumen de la martensita.
- La presencia de una distribución preferencial de orientaciones de los granos de martensita resultaron no ser determinantes del valor de deformación límite.

Finalmente, si bien parte de los resultados obtenidos son alentadores, una adecuada modelización del fenómeno de deformaciones límites en materiales bifásicos debe ser profundizada. Así también las experiencias y ensayos necesarios a fin de validar y realimentar al modelo de cálculo propuesto.

REFERENCIAS

- Bertinetti, M.A., Turner, P.A., and Signorelli, J.W., Investigation of the effect of cube texture on formability of face center cubic sheet metals. *Mecánica Computacional Vol XXVII*, 899–907, 2008.
- Calcagnotto, M., Adachi, Y., Ponge, D., and Raabe, D., Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging, *Acta Materialia*, 59:658–670, 2011.
- Cong, Z. H., Jia, N., Sun, X., Ren, Y., Almer, J., and Wang, Y. D., Stress and Strain Partitioning of Ferrite and Martensite during Deformation, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40:1383-1387, 2009.
- Ghadbeigi, H., Pinna, C., Celotto, S., and Yates, J.R., Strain Evolution Measurement at the Microscale of a Dual Phase Steel Using Digital Image Correlation, *Applied Mechanics and Materials*, 24-25:201-206, 2010.
- Hoefnagels, J.P.M., Vossen, B.G., and Tasan, C.C., Electron Micrographic Digital Image Correlation: Method Optimization and Microstructural banding Case Study. *Proceedings of the 2010 Annual Conference on Experimental and Applied Mechanics*, pp.71-77, 2010.
- Jia, N., Cong, Z.H., Sun, X., Cheng, S., Nie, Z.H., Ren, Y., Liaw, P.K., and Wang, Y.D., An in situ high-energy X-ray diffraction study of micromechanical behavior of multiple phases in advanced high-strength steels, *Acta Materialia*, 57:3965–3977, 2009.
- Kang, J., Ososkov, Y., Embury, J.D., and Wilkinson, D.S., Digital image correlation studies for microscopic strain distribution and damage in dual phase steels. *Scripta Materialia*, 56:999–1002, 2007.
- Kocks, U.F., Tomé, C.N., and Wenk, H.R., *Texture and anisotropy*, Cambridge University Press, 1998.
- Kuroda, M. and Tvergaard, V., Forming limit diagrams for anisotropic metal sheets with different yield criteria. *Int. J. Solids Structures*, 37:5037-5059, 2000.
- Lebensohn, R.A., and Tome, 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.
- Lebensohn, R.A., Solas, D., Canova, G.R., and Brechet, Y., Modelling damage of Al-Zn-Mg alloys, *Acta Mater.*, 44:315-325, 1996.
- Marciniak Z, and Kuczynski K. Limit strains in the process of stretch-forming sheet metal. *International Journal of Mechanical Sciences*, 9:609–620, 1969.
- Mazinani, M., and Poole W.J., Effect of Martensite Plasticity on the Deformation Behavior of a Low-Carbon Dual-Phase Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38:328-339, 2007.
- Molinari, A., Canova, G.R., and Ahzi, S., A self-consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity, *Acta Metall*, 35:2983–2994, 1987.
- NF ISO 12004-2:2008-12 *European Standard. Metallic materials Sheet and strip. Determination of forming-limit curves*. ISSN 0335-3931.
- Ososkov, Y., Wilkinson, D.S., Jain, M., and Simpson, T., In-situ measurement of local strain partitioning in a commercial dual-phase steel, *International Journal of Materials Research*, 98:664-673, 2007.
- Radu, M., Valy, J., Gourgues, A.F., Le Strat, F., and Pineau, A., Continuous magnetic method for quantitative monitoring of martensitic transformation in steels containing metastable austenite. *Scripta Materialia*, 52:525–530, 2005.

- Schwindt, C., Bertinetti, M.A., Signorelli, J.W., Influencia de estados de tensión de corte fuera del plano de la chapa en la curva límite de formabilidad. *Mecánica Computacional Vol XXXI*, 1767-1778, 2012.
- Schwindt, C.D., Stout, M., Iurman, L., y Signorelli, J.W., Determinación de la curva límite de conformado de una chapa de acero DP-780, *13º Congreso Internacional en Ciencia y Tecnología de Metalurgia y Materiales*, SAM-CONAMET, 2013.
- Serenelli, M.J., Bertinetti, M.A., and Signorelli, J.W., Study of limit strains for FCC and BCC sheet metal using polycrystal plasticity. *Int. J. Solids Struct.*, 48:1109-1119, 2011.
- Shen, H.P., Lei, T.C., and Liu, J.Z., Microscopic deformation behavior of martensitic-ferritic dual phase steels, *Mater. Sci. Technol*, 2:28-33, 1986.
- Signorelli, J.W., Bertinetti, M.A., and Turner, P.A., Predictions of forming limit diagrams using a rate-dependent polycrystal self-consistent plasticity model. *International Journal of Plasticity*, 25:1–25, 2009.
- Signorelli, J.W., Predicción de la curva límite de formabilidad utilizando un modelo autoconsistente viscoplastico, *Mecánica Computacional Vol XXV*, 2082–2096, 2006.
- Signorelli, J.W., Serenelli, M.J., and Bertinetti, M.A., Experimental and numerical study of the role of crystallographic texture on the formability of an electro-galvanized steel sheet, *J. of Mat. Proc. Tech.*, 212:1367– 1376, 2012.
- Sun, X., Choi, K.S., Liu, W.N., and Khaleel, M.A., Predicting failure modes and ductility of dual phase steels using plastic strain localization, *International Journal of Plasticity*, 25:1888–1909, 2009.
- Tasan, C.C., Hoefnagelsb, J.P.M., and Geers, M.G.D., Microstructural banding effects clarified through micrographic digital image correlation. *Scripta Materialia*, 62:835–838, 2010.
- Van Houtte, P., *Manual of the MTM-FHM software*. Department MTM, K.U. Leuven. 1995.
- Walpole, L.J., On the overall elastic moduli of composite materials, *J. Mech. Phys. Solids*, 17:235-251, 1969.