



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL SUR

TESIS DE DOCTOR EN INGENIERÍA

**DESARROLLO EXPERIMENTAL Y MODELADO
COMPUTACIONAL MULTIESCALA DE LA
CURVA LÍMITE DE FORMABILIDAD.
APLICACIÓN A UN ACERO DUAL-PHASE DE
ALTA RESISTENCIA**

CLAUDIO DANIEL SCHWINDT

BAHIA BLANCA

ARGENTINA

2015

Prefacio

Esta Tesis se presenta como parte de los requisitos para optar al grado Académico de Doctor en Ingeniería, de la Universidad Nacional del Sur y no ha sido presentada previamente para la obtención de otro título en esta Universidad u otra. La misma contiene los resultados obtenidos en investigaciones llevadas a cabo en el ámbito del Departamento de Ingeniería durante el período comprendido entre el 13 de Septiembre de 2011 y el 28 de Diciembre de 2015, bajo la dirección del Dr. Javier Walter Signorelli de la Universidad Nacional de Rosario y del Dr. Ing. Carlos Adolfo Rossit.

Claudio Daniel Schwindt



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL SUR
Secretaría General de Posgrado y Educación Continua

La presente tesis ha sido aprobada el...../...../....., mereciendo la calificación de (.....)

Agradecimientos

En estas breves líneas deseo expresar mi más profundo y sincero agradecimiento a todas aquellas personas que con su ayuda colaboraron en la elaboración de la presente Tesis.

En primer lugar a mis directores Javier Signorelli, Lucio Iurman y Carlos Rossit, por la orientación, motivación y el apoyo recibido a lo largo de estos años. Fue un privilegio trabajar bajo su supervisión, tanto en el aspecto humano como en el académico. Está de más decir, que sin ellos este trabajo no sería posible. Especialmente agradecer a Javier por el interminable tiempo dedicado y las infinitas discusiones en Skype, su buena disposición para explicar y transmitir conocimientos, y su interés por resolver los problemas.

En segundo lugar a todo el personal del Laboratorio de Metalurgia y Tecnología Mecánica de la UNS, por su apoyo, amistad y disposición. En particular a Fernando Schlosser y Mauro Puccinelli, quienes en más de una ocasión me acompañaron y ayudaron en la realización de los ensayos. Asimismo, agradecer a todo el personal del IFIR y del CEMEF que abrieron sus puertas y pusieron a disposición todos sus recursos. En especial a María de los Ángeles Bertinetti, que si bien su nombre no está presente en los papeles, la considero una directora y guía más de este trabajo. A Mike Stout, por su apoyo y dedicación en todo momento.

No quisiera olvidarme del Prof. Walter Tuckart, que me abrió las puertas del programa de doctorado. A Roberto Bruna, a través de quién dispusimos del material utilizado en esta Tesis.

A mis amigos, estén donde estén, por su respaldo, amistad y palabras de aliento en todo momento.

Y, por supuesto, el agradecimiento más profundo y sentido es para mi familia. A mis padres, Daniel y Marta, por su ejemplo de lucha y honestidad; a mi hermana Fabiana por su cariño y generosidad; y a mi novia Irina por quererme y apoyarme en todo momento. Sin su apoyo, cariño e inspiración habría sido imposible alcanzar esta difícil meta. El objetivo alcanzado también les pertenece.

Resumen

El interés industrial por la formabilidad de chapas de aceros de doble fase (DP) se ha incrementado en las últimas décadas, impulsado principalmente por la reciente popularidad de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) para reducir el peso de partes automotrices. Esto resulta en una fuerte necesidad de determinar la respuesta límite del material frente a sollicitaciones típicas de operaciones de conformado y el estudio de los factores que la influyen.

La presente Tesis Doctoral aborda el estudio numérico de los factores microestructurales que influyen en el diagrama límite de conformado (FLD) de chapas de acero DP-780. El comportamiento límite del material se modela mediante la técnica de Marciniak-Kuczynski (MK), la cual asume la presencia de una imperfección inicial precursora del proceso de localización; mientras que la descripción constitutiva del material se realiza en el marco de la plasticidad cristalina. El comportamiento anisótropo, la presencia de una distribución preferencial de orientaciones y el efecto de las fases constituyentes – ferrita/martensita – se obtiene mediante una homogeneización autoconsistente de la respuesta viscoplástica a nivel del cristal simple (VPSC). El acople de ambas técnicas (MK-VPSC) permite modelar exitosamente la respuesta límite de las chapas de acero DP-780.

Se investiga numéricamente el efecto de parámetros microestructurales típicos de aceros DP, la influencia de la anisotropía y su evolución, así como el efecto del comportamiento del endurecimiento post-estricción en las deformaciones límite. Tanto la fracción en volumen como la plasticidad de la martensita presentan una influencia significativa en la predicción del diagrama FLD, mientras que la evolución de la textura cristalográfica sólo afecta las deformaciones límite bajo sollicitaciones biaxiales. El mejor acuerdo con los datos experimentales se encuentra cuando se utiliza una ley de endurecimiento de saturación y cuando la deformación de la martensita es impedida o es retardada hasta el punto de estricción. Un

análisis de la actividad de los sistemas de deslizamiento sugiere que, dentro del marco de trabajo del modelo MK-VPSC, la localización ocurre mucho más rápido en la ferrita que en la martensita.

Se presenta una extensión del modelo MK-VPSC que permite evitar problemas de convergencia y reducir el costo computacional. Esto se alcanza aplicando directamente las condiciones en velocidad de deformación y tensión, resultantes de las restricciones de equilibrio y compatibilidad, en la banda de inestabilidad del modelo MK. Además, los estados mecánicos dentro y fuera de ésta se resuelven en el marco de referencia de la muestra, evitando rotar las orientaciones cristalográficas y las variables internas a la orientación de la banda para cada incremento, mejorando la eficiencia computacional. Las condiciones de borde generalizadas incorporadas al modelo permiten calcular diagramas FLD basados en trayectorias de carga en deformación (FLD_p) como en tensión (FLD_σ).

Abstract

Triggered by the recent popularity of advanced high strength steels (AHSS) for weight-reduction in automotive components, industrial interest in the formability of dual-phase (DP) steel sheets has increased in the last decades. Thus, there is a strong need in the determination of the material's limit behavior for typical loading conditions in sheet forming operations, as well as the analysis of the influencing factors.

This thesis addresses the numerical study of microstructural factors influencing the forming limit diagram (FLD) of DP-780 steel sheets. The material's limit behavior is modeled by the Marciniak-Kuczynski (MK) model, which assumes an initial imperfection, precursor of the localization process; whereas the material's constitutive description is performed within the crystal plasticity framework. The anisotropic behavior, the presence of preferred orientation distributions and the effect of the constituent phases – ferrite/martensite – is obtained by a self-consistent homogenization of the single crystal viscoplastic response (VPSC). The coupled techniques (MK-VPSC) can successfully model the limit response of the DP-780 steel sheet.

The effect of typical microstructural parameters of DP steels, the influence of anisotropy and its evolution with deformation, as well as the extrapolated post-necking hardening behavior, on the forming limits is numerically investigated. Both the martensitic volume fraction and plasticity have a significant influence on the FLD prediction, while the evolution of crystallographic texture only affects the limit strains under biaxial deformation. The best agreement with experimentation is found when using the saturation hardening law and when the martensite deformation is either not allowed or retarded to occur after the point of necking. An analysis of the slip systems activity suggests that, within the MK-VPSC framework, localization occurs much faster in the ferritic than in the martensitic phase.

An extension to the MK-VPSC model is presented in this thesis in order to avoid convergence problems and reduce the computational cost. This is achieved by directly applying the stress and strain-rate boundary conditions, resulting from the equilibrium and compatibility

restrictions, at the MK instability band. Moreover, the mechanical states outside and inside the groove are solved in the sample reference frame. This avoids rotating the crystallographic orientations and the internal variables to the current groove orientation for each increment, improving the computational performance. The generalized boundary conditions in the polycrystal model allow calculating either strain ratio (FLD_ρ) or stress ratio (FLD_σ) based FLDs.

Índice general

Prefacio	1
Agradecimientos	3
Resumen	5
Abstract	7

Capítulo 1

Introducción

1.1 Marco general.....	17
1.2 Objetivos de la tesis.....	20
1.3 Organización del trabajo	21
1.4 Referencias	23

Bloque I: Trabajo experimental

Capítulo 2

Caracterización mecánica y microestructural

2.1 Introducción	27
2.2 Material	28
2.3 Caracterización microestructural.....	30
2.3.1 Composición química.....	30

2.3.2 Topología granular	30
2.3.3 Tamaño de grano	33
2.3.4 Fracción en volumen de martensita	34
2.3.5 Textura cristalográfica	35
2.3.5.1 Representación de la textura	35
2.3.5.2 Textura en materiales BCC	37
2.3.5.3 Difracción de rayos X	39
2.3.5.4 Difracción de electrones retro-difundidos	40
2.3.5.5 Separación de la textura por fase	41
2.4 Caracterización mecánica	44
2.4.1 Ensayo de tracción uniaxial	44
2.4.2 Determinación de los coeficientes de anisotropía	45
2.5 Conclusiones	48
2.6 Referencias	49

Capítulo 3

Diagramas límite de conformado

3.1 Introducción	53
3.2 FLD: definición y conceptos	55
3.2.1 Factores limitantes	56
3.2.2 Factores que influyen el diagrama FLD	57
3.3 Determinación del diagrama FLD	58
3.3.1 Ensayos de formabilidad	58
3.3.2 Métodos experimentales para la medición de deformaciones	63
3.3.2.1 Técnica CGA	63
3.3.2.2 Técnica DIC	64
3.3.3 Determinación de las deformaciones límite	66
3.3.3.1 Método convencional	68
3.3.3.2 Método de Braggard	69

3.4 Formabilidad de los aceros DP.....	70
3.5 Conclusiones	72
3.6 Referencias	72

Bloque II: Resultados y aplicaciones experimentales

Capítulo 4

Adaptación de un equipo de acopado hidráulico para determinar curvas de carga

4.1 Introducción	81
4.2 Análisis del ensayo de acopado hidráulico.....	82
4.2.1 Radio de curvatura.....	84
4.2.2 Espesor en el domo.....	85
4.3 Procedimiento experimental.....	86
4.4 Resultados y discusión	88
4.5 Conclusiones	90
4.6 Anexo: Determinación de la incerteza en el ensayo de acopado hidráulico	90
4.7 Referencias.....	92

Capítulo 5

Análisis de la evolución del camino de deformación en ensayos Marciniak

5.1 Introducción	95
5.2 Procedimiento experimental.....	97
5.3 Resultados y discusión	100
5.4 Conclusiones	103
5.5 Referencias.....	104

Capítulo 6

Determinación de la curva límite de conformado de una chapa de acero DP-780

6.1 Introducción	105
6.2 Procedimiento experimental.....	106

6.2.1 Material	106
6.2.2 Determinación experimental de la curva límite de conformado.....	108
6.2.3 Medición de las deformaciones	110
6.3 Resultados y discusión	112
6.4 Conclusiones	113
6.5 Referencias.....	114

Bloque III: Modelado computacional

Capítulo 7

Modelos policristalinos

7.1 Introducción	119
7.2 Plasticidad del cristal simple	121
7.2.1 Cinemática de la plasticidad.....	122
7.2.2 Ley de Schmid.....	123
7.2.2 Regla de flujo	124
7.2.3 Descripción constitutiva del endurecimiento mecánico	125
7.3 Modelos de homogeneización.....	128
7.3.1 Modelo de Sachs.....	129
7.3.2 Modelo de Taylor	129
7.3.3 Modelos de condiciones relajadas (RC)	129
7.3.4 Modelos de granos múltiples.....	130
7.3.5 Modelos autoconsistentes	131
7.4 Formalismo viscoplástico autoconsistente	132
7.4.1 Comportamiento constitutivo local y homogeneización	132
7.4.2 Ecuaciones de interacción y localización	134
7.4.3. Ecuaciones del modelo autoconsistente	135
7.4.4 Linealización de la ecuación constitutiva del cristal simple.....	136
7.4.5 Actualización de las orientaciones cristalinas	137
7.4.6 Actualización de la forma del grano.....	138

7.4.7 Aplicación de condiciones de borde mixtas	138
7.4.8 Implementación numérica del modelo VPSC	139
7.5 Conclusiones	141
7.6 Referencias	141

Capítulo 8

Modelización de la estricción localizada

8.1 Introducción	147
8.2 Estricción localizada	148
8.3 Métodos lineales.....	149
8.3.1 Criterio de Considère.....	149
8.3.2 Criterio de Swift	150
8.3.3 Criterio de Hill.....	151
8.3.4 Criterio de fuerza máxima modificado.....	154
8.3.5 Criterio de Stören y Rice	157
8.3.6 Método de la perturbación lineal	158
8.3.7 Criterio de Rudniki-Rice	159
8.4 Métodos no lineales.....	160
8.4.1 Criterio de Marciniak-Kuczynski	160
8.5 Predicción del diagrama FLD en aceros DP	163
8.6 Conclusiones	166
8.7 Referencias	166

Bloque IV: Resultados y aplicaciones computaciones

Capítulo 9

Implementación robusta y eficiente del modelo MK: predicción de la formabilidad

9.1 Introducción	175
9.2 Modelo constitutivo	182
9.3 Modelo de inestabilidad de chapas: Marciniak-Kuczynski. Integración del modelo de dos zonas.....	185

9.3.1 Deformación fuera de la banda.....	187
9.3.2 Deformación dentro de la banda.....	188
9.3.2.1 Método de Newton-Raphson	188
9.3.2.2 Aproximación directa	190
9.3.3 Mejora en el desempeño numérico.....	194
9.3.4 Control del camino en MK: $\rho = D_{22}/D_{11}$ vs. $\alpha = \sigma_{22}/\sigma_{11}$	195
9.4 Aplicaciones.....	201
9.4.1 Caracterización de los materiales	201
9.4.2 Acero EDDQ	204
9.4.2.1 Calibración del modelo.....	205
9.4.2.2 Resultados y discusiones	206
9.4.3 Acero DP-780.....	210
9.4.3.1 Calibración del modelo.....	212
9.4.3.2 Resultados y discusiones	214
9.4.4 Zn20.....	217
9.4.4.1 Calibración del modelo.....	219
9.4.4.2 Resultados y discusiones	221
9.5 Conclusiones	224
9.6 Referencias.....	225

Capítulo 10

Estudio numérico de la influencia de la plasticidad de la martensita sobre la FLC

10.1 Introducción	237
10.2 Marco teórico	240
10.3 Trabajo experimental.....	245
10.3.1 Material	245
10.3.2 Determinación de la FLC	248
10.4 Calibración del modelo	249
10.5 Resultados y discusión	253

10.6 Conclusiones	264
10.7 Referencias	265

Capítulo 11

Conclusiones y perspectivas

11.1 Conclusiones generales	271
11.1.1 Extensión del modelo MK-VPSC.....	271
11.1.2 Influencia de la microestructura del acero DP-780 sobre su formabilidad.....	272
11.1.3 Influencia de la evolución de la anisotropía sobre el diagrama FLD	274
11.2 Perspectivas y trabajos en curso.....	275
11.3 Referencias	277

Capítulo 1

Introducción

1.1 Marco general

El análisis de la formabilidad de chapas metálicas es un tema tradicional en Ingeniería Mecánica, todavía caracterizado por numerosos interrogantes. A pesar de muchas décadas de investigación, este campo continúa desencadenando nuevos desafíos, especialmente impulsados por el avance de los requerimientos industriales. La creciente necesidad de una mayor precisión en los procesos de conformado y la explotación de procesos de fabricación más complejos requieren una mejor comprensión de los procesos micromecánicos y metalúrgicos relevantes y el desarrollo de herramientas de ingeniería más sofisticadas, motivando esfuerzos adicionales en las etapas de desarrollos teóricos, experimentales y de modelado computacional. En particular, la industria automotriz se enfrenta desde hace años a la necesidad de desarrollar vehículos cada vez más livianos para disminuir el consumo de combustible y las emisiones contaminantes, así como también para cumplir con nuevas y exigentes normativas en materia de seguridad frente a impactos. Una de las estrategias adoptadas es el empleo de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) en reemplazo de los aceros convencionales en componentes estructurales de chasis y carrocería de los automóviles (ver ejemplo en la Fig. 1.1). Esto permite reducir los espesores de las piezas, logrando una reducción del peso total, economizando el consumo de combustibles y disminuyendo la generación de gases contaminantes (Sperle y Olsson, 1994; Lee et al., 2010).

La principal diferencia entre los aceros AHSS y los aceros convencionales de alta resistencia (HSS) es su microestructura. Los HSS son aceros monofásicos con una estructura ferrítica, mientras que los AHSS son de múltiples fases, que pueden contener ferrita, martensita, bainita y/o austenita retenida en cantidades suficientes para producir distintas propiedades mecánicas. En este último grupo se encuentran los aceros DP (Dual-Phase), TRIP (Transformation Induced Plasticity), CP (Complex-Phase) y MART (Martensitic), los cuales

Figura 1.1 Uso de materiales en chasis y carrocería de un automóvil moderno.

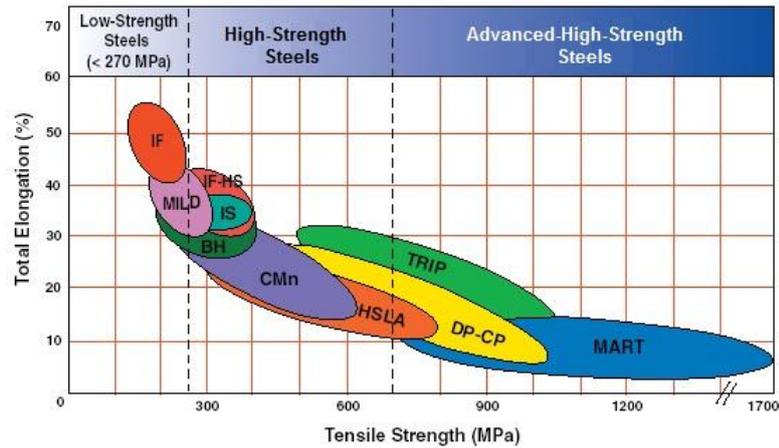


son superiores en combinaciones de resistencia y ductilidad en comparación con los aceros HSS y por lo tanto facilitan la absorción de energía durante el impacto y garantizan una mayor seguridad (Heller et al., 1998; Senuma, 2001). La Fig. 1.2 compara los aceros AHSS respecto a los HSS en función del alargamiento a la rotura y la resistencia a la tracción.

Los aceros DP, objeto de estudio de la presente tesis, consisten en una dispersión de islas duras de martensita en una matriz blanda de ferrita. Las propiedades mecánicas de éstos dependen principalmente del tamaño de grano de la ferrita y de la fracción en volumen, distribución, morfología y contenido de carbono de la martensita. La fracción en volumen de la martensita se aumenta con el aumento de la resistencia deseado del acero. La fase ferrítica blanda es generalmente continua, proveyendo una buena ductilidad y una baja tensión de fluencia inicial. Cuando estos aceros se conforman, la deformación se concentra en la fase ferrítica blanda, rodeando las islas de martensita, lo que genera una alta tasa de endurecimiento por deformación para estos materiales. Si bien estos aceros se han convertido en el emblema de los aceros AHSS, la enorme literatura respecto a ellos demuestra la inmensa complejidad de la física de la microestructura en estas aleaciones multifásicas. Aproximadamente 50 años después de los primeros reportes de aceros ferrítico-martensíticos, todavía existe un creciente interés científico en estas aleaciones. Afortunadamente, la última década fue testigo de enormes avances en el desarrollo de experimentos y técnicas de simulación que mejoraron significativamente el entendimiento de los aceros DP.

La formabilidad de una chapa metálica es la medida de su habilidad para deformar plásticamente durante un proceso de conformado con el fin de producir una pieza bajo ciertos requerimientos mecánicos, dimensionales y de apariencia estética, sin alcanzar la falla del material. Tanto en el sector industrial como en los laboratorios de investigación, el concepto de diagrama límite de conformado (FLD) es ampliamente utilizado para caracterizar la formabilidad de las chapas metálicas. En dicho diagrama se dibuja la curva límite de conformado (FLC), la cual representa los valores límite de deformaciones principales máximas y mínimas en el plano de la chapa, necesarios para producir la falla de la misma bajo distintas

Figura 1.2 Comparación del alargamiento a la rotura con la resistencia a la tracción entre aceros de baja resistencia, HSS y AHSS¹.



trayectorias de deformación proporcionales. Esta curva establece una frontera entre los estados de deformación que permiten el correcto conformado de la chapa y los que no.

De los varios factores que afectan la formabilidad de una chapa metálica, la anisotropía plástica es una de las propiedades que generan mayor interés por parte de los ingenieros de manufactura debido a que influencia las deformaciones límite, las formas finales y las dimensiones de los productos en los procesos de conformado, por ejemplo, a través del orejado y el efecto sobre la recuperación elástica. La anisotropía exhibida por los materiales es principalmente originada por la presencia de una distribución preferencial de orientaciones cristalinas (textura cristalográfica). El monitoreo de la anisotropía inicial de las chapas, y su evolución durante los procesos de deformación, es de vital importancia en el entendimiento de la formabilidad de los materiales. Sin embargo, en la mayoría de los casos, esto requiere de grandes esfuerzos experimentales, lo que conlleva a disponer de equipamiento muy específico, elevados tiempos y costos asociados. En respuesta a ello, la simulación numérica viene ganando, desde hace años, un rol muy importante en las etapas de evaluación y diseño de los procesos de conformado.

El estado actual del modelado de la anisotropía en ingeniería es, naturalmente, diferente entre aplicaciones industriales y de ciencia básica. En la primera de ellas se generaliza el uso de ecuaciones polinomiales empíricas o semi-empíricas de la superficie de fluencia, de carácter fenomenológico. La ventaja de estas aproximaciones en la práctica industrial radica en el hecho de que proveen bajos tiempos computacionales y permiten el ingreso de datos mecánicos simples, sin tener en cuenta explícitamente la naturaleza cristalina de la anisotropía plástica del material. En la segunda de ellas, los modelos de plasticidad cristalina consideran al material como un agregado de muchos granos e incluyen los diferentes mecanismos físicos de deformación plástica, como deslizamiento y/o maclado, la reorientación de la red cristalina causada por la deformación, así como el endurecimiento de los cristales simples bajo

¹ <http://www.searchautoparts.com/abrn/maintenance-repair/complicated-fix>

condiciones de carga complejas. La respuesta del policristal puede ser calculada utilizando métodos de homogeneización, los cuales proveen un puente para determinar el comportamiento macroscópico del policristal a partir del comportamiento de los granos constituyentes. Dentro de los varios modelos propuestos, el esquema viscoplástico autoconsistente (VPSC) (Lebensohn y Tomé, 1993), es uno de los más difundidos y utilizados para el modelado de propiedades mecánicas en materiales policristalinos.

El modelado de la localización en materiales metálicos fue abordado de diversas formas en el área de la Ciencia de los Materiales. Dentro de los modelos existentes, el método de defecto inicial (MK), introducido por Marciniak y Kuczynski (1969), ha mostrado una gran capacidad para predecir el inicio de la inestabilidad plástica en los procesos de conformado de chapas metálicas. Dentro de este marco de trabajo, los modelos policristalinos son una herramienta útil, como descripción constitutiva del material, para lograr una mejor comprensión de la relación entre la localización de la deformación y la microestructura desarrollada por el material.

En la literatura puede encontrarse un número de investigaciones, basadas en diferentes aproximaciones teóricas, enfocadas a la modelización del diagrama FLD de aceros DP. Una gran limitación que presentan estas investigaciones es que describen al material como homogéneo, despreciando su naturaleza bifásica, a pesar de que las excelentes propiedades que presentan estos aceros provienen de la heterogeneidad que introducen ambas fases a nivel microscópico. Más importante aún, ninguno de estos estudios se basa en formulaciones de plasticidad cristalina y, por lo tanto, no consideran las orientaciones cristalográficas iniciales de las fases constituyentes, ni su evolución durante la deformación plástica. Estas carencias en el modelado del comportamiento límite de chapas de aceros DP, son la principal motivación para el desarrollo de la presente tesis doctoral.

1.2 Objetivos de la tesis

El presente trabajo de tesis tiene como objetivo estudiar numéricamente el efecto de la microestructura en la localización plástica de chapas de acero DP-780. Para ello se desarrollan experiencias de laboratorio en conjunto con tareas de modelización, en el marco de la plasticidad cristalina. De este modo se pretende estudiar la influencia de la anisotropía y su evolución durante la deformación plástica, así como la sensibilidad de parámetros microestructurales propios de los aceros DP, como la fracción en volumen y plasticidad de la martensita sobre la formabilidad del material. A su vez, se aborda una problemática inherente a la modelización del diagrama FLD mediante plasticidad cristalina: los tiempos de cálculo involucrados. El modelo acoplado MK-VPSC de partida (Signorelli et al., 2009) es extendido y su formulación revisada, con el fin de obtener una implementación más robusta, eficiente y con una significativa reducción del costo computacional.

1.3 Organización del trabajo

Para alcanzar los objetivos propuestos, el presente manuscrito de tesis se estructura en los siguientes cuatro bloques.

El primer bloque se dedica al §**Trabajo experimental** realizado. En éste se presentan los diferentes procedimientos y ensayos experimentales empleados en la caracterización mecánica y microestructural del material (*Capítulo 2*), a partir de los cuales se obtiene información relevante tanto para el entendimiento del material como para calibrar el modelo computacional propuesto. El *Capítulo 3* reseña el concepto de diagrama límite de conformado, los factores que limitan la formabilidad, así como las técnicas experimentales más utilizadas en su determinación, poniendo un mayor énfasis en aquellas empleadas en esta tesis.

El segundo bloque presenta los §**Resultados y aplicaciones experimentales**. El enfoque es dado a la mejora e implementación de nuevas funcionalidades en equipos de ensayo y a la determinación del diagrama FLD del acero DP-780. El *Capítulo 4* presenta la implementación de un sistema de adquisición de datos, en tiempo real, en un equipo de acopado hidráulico. Esto permite determinar la respuesta tensión-deformación bajo sollicitación de carga biaxial, a niveles de deformación plástica muy superiores a los disponibles en un ensayo de tracción simple. Este punto resultará de vital importancia en la calibración del modelo de endurecimiento del material (*Capítulo 10*). El *Capítulo 5* consiste en el diseño, fabricación y puesta en funcionamiento de un sistema de registro a través de imágenes que permite calcular los caminos de deformación obtenidos en el ensayo Marciniak mediante la utilización de la técnica de correlación digital de imágenes. Esto permite analizar la evolución de la proporcionalidad de las deformaciones hasta su valor límite, correspondiente a la aparición de la estricción localizada, y la homogeneidad de las deformaciones sobre la superficie de la probeta para distintos niveles de deformación en este ensayo. En el *Capítulo 6* se evalúa la FLC de la chapa de acero DP-780 empleando ensayos de tracción en probetas planas entalladas (en el rango de tracción-compresión) y ensayos Nakajima con un punzón semiesférico de dimensiones reducidas y probetas con diferentes geometrías (en el rango completo de deformaciones). Los capítulos mencionados son reproducidos de las siguientes publicaciones:

- **Schwindt C.D.**, Puccinelli M., Signorelli J.W. Adaptación de un equipo de acopado hidráulico para la determinación de la curva de carga bajo tracción equibiaxial en chapas metálicas. III Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica. Buenos Aires, Argentina, 2-5 de Octubre, 2012. Ref J-007, 1-11. ISBN 978-987-1978-09-0.
- **Schwindt C.**, Puccinelli M., Insausti J., Ziegler D., Bergé G., Iurman L., Lucaioli A., Volzone D., 2013. Análisis de la evolución del camino de deformación en ensayos Marciniak. 19ª Conferencia del Acero IAS, 5-7 de Noviembre de 2013, Rosario, Argentina.

- **Schwindt C.D.**, Stout M., Iurman L., Signorelli J.W., 2015. Forming limit curve determination of a DP-780 steel sheet. *Procedia Materials Science* 8, 978-985.

En el tercer bloque se presenta el marco del §**Modelado computacional**; se describen los modelos de comportamiento material de base policristalina que permiten examinar el problema del conformado de chapas metálicas. El *Capítulo 7* reseña los principales desarrollo de modelos materiales en el marco de trabajo de la plasticidad cristalina, dando una especial atención al modelo VPSC. El *Capítulo 8* resume los progresos en los desarrollos teóricos del modelado de la inestabilidad plástica, en aplicaciones de conformado de chapas metálicas. Asimismo, se describen las estrategias utilizadas en la modelización del diagrama FLD en aceros DP.

El cuarto bloque resume los §**Resultados y aplicaciones computacionales**. El *Capítulo 9* detalla la implementación de una aproximación directa, robusta y eficiente de resolución del modelo acoplado MK-VPSC, reduciendo significativamente el tiempo computacional en el cálculo del diagrama límite de formabilidad. Se extiende la formulación MK-VPSC de formar de evaluar no solo la FLD_p , sino la posibilidad de establecer caminos de deformación en tensión FLD_a . Finalmente, en el *Capítulo 10* se predice el diagrama FLD del acero DP-780 utilizando la nueva implementación del modelo MK-VPSC. A través de diferentes ajustes en la calibración del modelo se analiza la influencia de la plasticidad de la martensita sobre la FLC del material. Se discute el efecto de la extrapolación de la curva de fluencia del material en la forma de las FLCs predichas, se estudia la correlación entre la orientación del grano y la deformación que éste acomoda, y se analiza la influencia de la fracción en volumen de martensita sobre el diagrama FLD. Asimismo, se confirma la capacidad predictiva del modelo comparando las texturas cristalográficas medidas y simuladas cerca de la estricción. Ambos capítulos corresponden a artículos publicados en revistas internacionales.

- **Schwindt C.**, Schlosser F., Bertinetti M.A., Stout M., Signorelli J.W., 2015. Experimental and Visco-Plastic Self-Consistent evaluation of forming limit diagrams for anisotropic sheet metals: An efficient and robust implementation of the M-K model. *International Journal of Plasticity* 73, 62-99.
- **Schwindt C.D.**, Bertinetti M.A., Iurman L., Rossit C.A., Signorelli J.W., 2015. Numerical study of the effect of martensite plasticity on the forming limits of a dual-phase steel sheet. *International Journal of Material Forming*. En prensa ([doi:10.1007/s12289-015-1236-9](https://doi.org/10.1007/s12289-015-1236-9)), disponible online 23-04-2015.

Por último, las conclusiones del presente trabajo de investigación se resumen en el *Capítulo 11*, junto con las perspectivas y trabajos en progreso.

1.4 Referencias

- Heller T., End B., Ehrhardt B., irgenEsdohr J., 1998. New High Strength Steels Production, Properties & Applications. Proc. of 40th ISS Mechanical Working and Steel Processing (MWSP) Conference, 25-34.
- Lebensohn R.A., Tomé C.N., 1993. A self-consistent approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: application to Zr alloys. Acta Metallurgica et Materialia 41, 2611-2624.
- Lee H.W., Kim G., Park S.H., 2010. Lightweight Steel Solutions for Automotive Industry. Proc. of the 10th NUMIFORM International Conference, 55-62.
- Marciniak Z., Kuczynski K., 1969. Limit strains in the process of stretch-forming sheet metal. International Journal of Mechanical Sciences 9, 609-620.
- Senuma T., 2001. Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets. ISIJ International 41, 520-532.
- Signorelli J.W., Bertinetti M.A., Turner P.A., 2009. Predictions of forming limit diagrams using a rate-dependent polycrystal self-consistent plasticity model. International Journal of Plasticity 25, 1–25.
- Sperle J.O., Olsson K., 1994. High-Strength Automotive Sheet Steels for Weight Reduction and Safety Applications. High-Strength Steels for Automotive Symposium Proceedings, 65-77.

Bloque I

TRABAJO EXPERIMENTAL

Este bloque del trabajo está integrado por dos capítulos, donde se presentan los métodos utilizados y los resultados obtenidos respecto de la caracterización metalúrgica y propiedades mecánicas del material analizado (Capítulo 2), y se describen los métodos de ensayo y determinación de las deformaciones límite en chapas metálicas (Capítulo 3).

Capítulo 2

Caracterización mecánica y microestructural

2.1 Introducción

Entre las varias características que engloban la formabilidad de una chapa metálica se encuentran, principalmente, su curva de fluencia, su anisotropía plástica y su deformación límite. Estas propiedades dependen, a su vez, de la microestructura del material, especialmente del tamaño de grano, estructura cristalina, distribución y morfología de las fases, entre otros.

Existe una gran variedad de técnicas de caracterización mecánica y microestructural para evaluar los diferentes aspectos del comportamiento de chapas metálicas. Los datos obtenidos de estas pruebas proveen las bases para la identificación de los parámetros utilizados en la calibración de los modelos computacionales, así como para contrastar los resultados numéricos obtenidos. En consecuencia, la fiabilidad de los resultados computacionales depende, en gran medida, de la calidad de medición de las propiedades mecánicas de los materiales y su correcta caracterización microestructural.

En este capítulo se describen los principales procedimientos y ensayos experimentales utilizados en las etapas de caracterización mecánica y microestructural del material en estudio. En particular se abordan las técnicas metalográficas, determinación de la fracción en volumen de las fases, técnicas de rayos X para la determinación de la textura cristalográfica, ensayos de tracción uniaxial, y determinación de los coeficientes de anisotropía, entre otros. Asimismo, se describe brevemente el proceso termomecánico de obtención de las chapas de acero DP, así como la influencia de sus aleantes sobre las propiedades mecánicas del material.

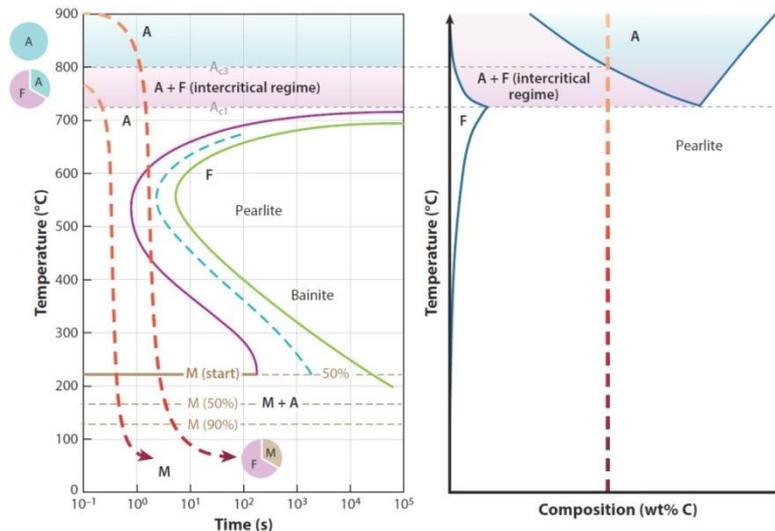


Figura 2.1 Figura esquemática indicando los métodos de tratamiento térmico para obtener una microestructura ferrítico-martensítica en aceros DP. Abreviaciones: A: austenita, F: ferrita, M: martensita (Tasan et al., 2015).

2.2 Material

En la presente tesis se investiga la formabilidad de una chapa de acero DP-780, producida industrialmente, laminada en frío hasta un espesor final de 1,1 mm. La forma más común de producir aceros DP es por medio de laminado en frío de aceros de baja aleación, seguido de un recocido intercrítico en una línea de recocido continua. El término intercrítico refiere al campo austenita/ferrita en el diagrama Fe-C. La austenita transforma a martensita durante el templado siempre que el acero posea la debida templabilidad y una suficiente velocidad de enfriamiento. Otra metodología involucra ajustar la velocidad de templado desde el régimen austenítico, de manera que la mayoría de la austenita transforme a ferrita, mientras que el resto se transforme en martensita. Ambas técnicas son ilustradas en la Fig. 2.1. El resultado es una estructura con una fase blanda y continua de ferrita, con partículas duras de martensita embebidas.

Si bien no se conoce la ruta exacta de procesamiento de la chapa estudiada, a continuación se describe brevemente la metodología más empleada, tomando como base la línea de producción de chapas DP de la empresa SSAB¹. El proceso de producción industrial completo se esquematiza en la Fig. 2.2. La temperatura en los hornos de recalentamiento, previos al tren de laminación en caliente, alcanza aproximadamente 1200°C, donde se obtiene una estructura completamente austenizada del acero. La temperatura y el tiempo en los hornos de recalentamiento dependen de la composición química y el grado del acero, y son ajustados para alcanzar la correcta disolución de diferentes partículas. Luego de la etapa de recalentamiento, los planchones son laminados en caliente en el intervalo de temperatura donde el acero es austenítico, y bobinado para obtener una estructura ferrítico-perlítica con el correcto tamaño de

¹ SSAB, Swedish Steel AB, Börlange, Suecia.

grano y distribución de partículas. Durante el enfriamiento posterior al laminado en caliente, se acumulan capas de óxido en la superficie de las chapas, que deben ser removidas para evitar defectos superficiales en las chapas finales, luego del laminado en frío. Para ello se utiliza ácido hidroc্লórico en la línea de decapado. La última etapa antes del recocido es la línea de laminado en frío, donde se reduce el espesor y se mejora la calidad superficial. Ésta es también la etapa de producción donde se preparan las condiciones para el subsecuente desarrollo microestructural durante el recocido en la línea de recocido continuo, la cual se esquematiza en la Fig. 2.3. Los mayores cambios microestructurales que suceden son la recrystalización y transformaciones de fases. Durante el laminado en frío, los granos de ferrita son deformados y alargados en la dirección de laminado. Cuando esta estructura deformada se calienta comienza a recrystalizar. La temperatura de comienzo de recrystalización depende del grado de deformación, composición química y velocidad de calentamiento. En la región de homogeneización suceden dos procesos importantes en paralelo: transformación de fase de ferrita a austenita y disolución de carburos. La cantidad de austenita formada depende de la temperatura de homogeneización, el tiempo de permanencia en esta sección y la composición química del acero.

Figura 2.2
Diagrama de flujo del proceso de producción de chapas de acero DP (Granbom, 2010).

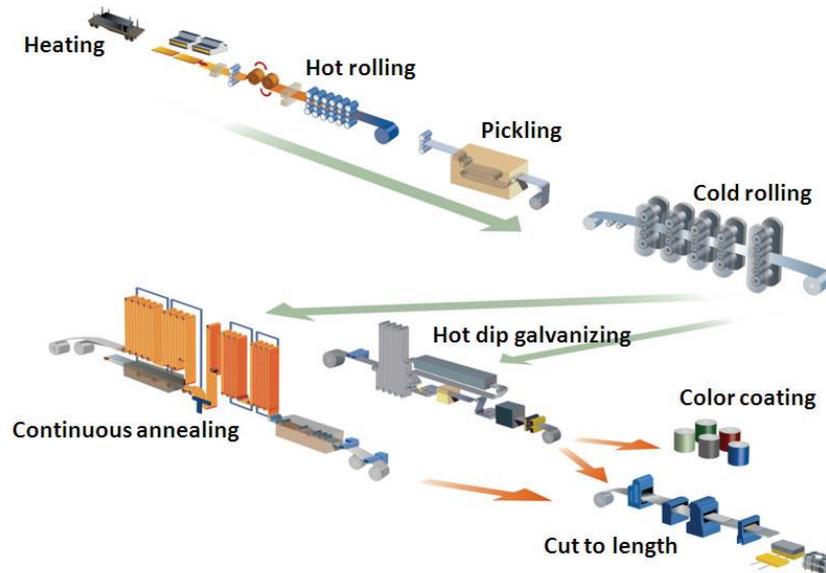


Figura 2.3
Esquema de la línea de recocido continuo (Granbom,2010).

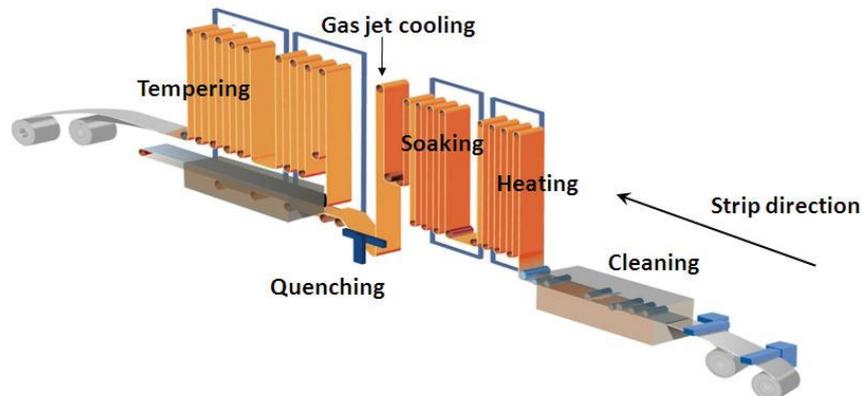


Tabla 2.1 Composición química del acero DP-780 (% en peso)

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Nb	V
%	0,16	0,235	1,95	0,022	0,007	0,32	0,024	0,105	0,132	0,027	<0.004	0.008

Posteriormente, el material pasa por la sección de enfriamiento por chorro de gas, previo al templado con agua. Incluso cuando el sistema de enfriamiento por chorro de gas se encuentra apagado, el pasaje de la chapa por esta sección implica una cierta re-transformación de austenita a ferrita, debido a la disminución de la temperatura. La austenita remanente transformará entonces en martensita durante el templado en agua. En la última sección de la línea de recocido continuo, la zona de recalentado, se desarrolla el revenido de la martensita. Una discusión detallada de los cambios microestructurales sufridos durante el recocido continuo se puede encontrar en Granbom (2010).

2.3 Caracterización microestructural

2.3.1 Composición química

El análisis de composición química se realizó mediante un espectrómetro de masas SPECTROMAX². El resultado obtenido se presenta en la Tabla 2.1. El bajo contenido de carbono asegura que estos aceros puedan ser soldados y controla el comportamiento mecánico a través de su efecto sobre la fracción de volumen y la resistencia de la fase martensítica. El manganeso es añadido para asegurar suficiente templabilidad, estabilizar la austenita y proporcionar endurecimiento por solución sólida. El silicio previene la formación de perlita y carburos, proporcionando también endurecimiento por solución sólida. El cromo y el molibdeno se añaden para mejorar el endurecimiento, suprimen la formación de perlita y promueven la formación de martensita. Las pequeñas cantidades de microaleantes, tales como vanadio, niobio y titanio, proporcionan endurecimiento por precipitación y controlan el tamaño de grano.

2.3.2 Topología granular

Para poder visualizar las características microestructurales del material es esencial utilizar técnicas metalográficas. El primer paso en la caracterización de cualquier microestructura es utilizar microscopía óptica que, a pesar de poseer la menor capacidad de magnificación, es en general el método más efectivo para observar granos, partículas de segunda fase, bordes de grano, etc. Para ello se utilizó un microscopio óptico Leica DM ILM².

² Laboratorio de Metalurgia y Tecnología Mecánica, Departamento de Ingeniería, UNS.

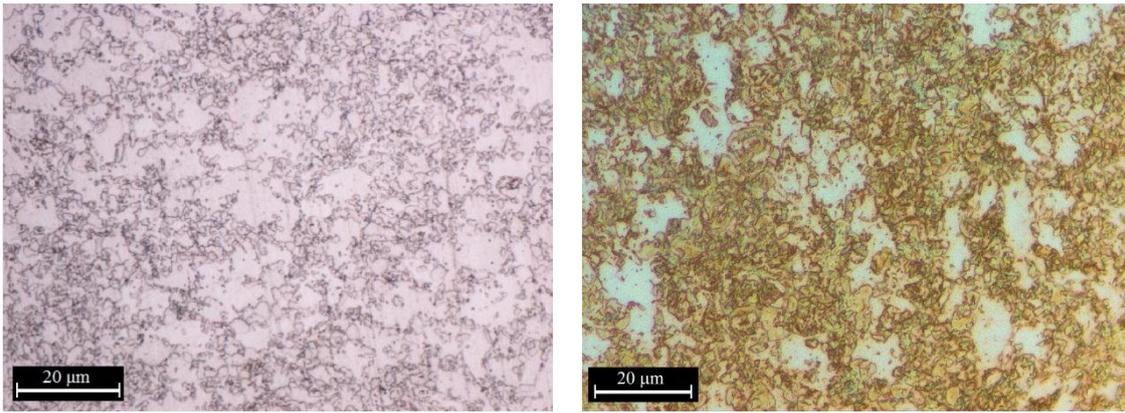


Figura 2.4 Micrografías (1000x) del plano RD-TD, con RD alineada verticalmente, utilizando diferentes reactivos químicos: Nital 10% (izq.) y LePera (der.). RD y TD hacen referencia a la dirección de laminado y transversal.

La preparación de las muestras incluyó los procesos convencionales de corte, inclusión en resina, desbaste, pulido y ataque de las muestras. La etapa de desbaste mecánico se efectuó manualmente utilizando papeles esmeriles de carburo de silicio de granulometría variable (600, 800, 1000 y 2000), mientras que la etapa de pulido final se realizó con alúmina de 3 µm. Para poder diferenciar la ferrita de la martensita se encuentran varias técnicas de ataque metalográfico en la literatura (De et al., 2003), de las cuales se utilizó el clásico reactivo Nital 10% y el reactivo LePera (LePera, 1979). El primero de ellos se trata de una disolución de 10 ml de HNO₃ en 90 ml de alcohol etílico. A través de este reactivo se revela la microestructura del acero, ya sea martensítica, bainítica o ferrítico-perlítica. El reactivo LePera consta de porciones iguales de metabisulfito de sodio 1% (Na₂S₂O₅ en dilución acuosa) y picral 4% (4gr de ácido pícrico en 100 ml de etanol). En ambos casos el tiempo de ataque aproximado fue de 10 s.

Los resultados obtenidos se presentan en la Fig. 2.4. Resulta claro que ninguno de los ataques químicos proporciona suficiente claridad para determinar las características microestructurales principales del material. Por un lado, la micrografía correspondiente al ataque con Nital 10% (Fig. 2.4, izq.) delinea correctamente los bordes de grano. Sin embargo, la distinción entre ferrita y martensita resulta muy difícil. Por otro lado, en el caso del ataque con LePera (Fig. 2.4, der.), si bien se observan dos fases bien definidas (granos en color blanco y marrón), el ataque no produjo una buena distinción de los bordes de grano. Según la literatura, el coloreado que produce este ataque sobre aceros DP lleva a obtener granos de ferrita en tonos amarillentos/marrones y granos de martensita en color blanco (De et al., 2003). Sin embargo, como se verá en la micrografía obtenida mediante la técnica SEM, la morfología y tamaño de los granos de martensita no se corresponde con lo mostrado por el ataque LePera, por lo que estos resultados quedan desestimados.

Dado que el acero DP-780 en estudio posee una estructura de granos muy pequeños, sobre todo en el caso de la martensita, se necesita una mayor magnificación, la cual es provista por medio de microscopía de barrido electrónico (SEM). El microscopio SEM es un instrumento

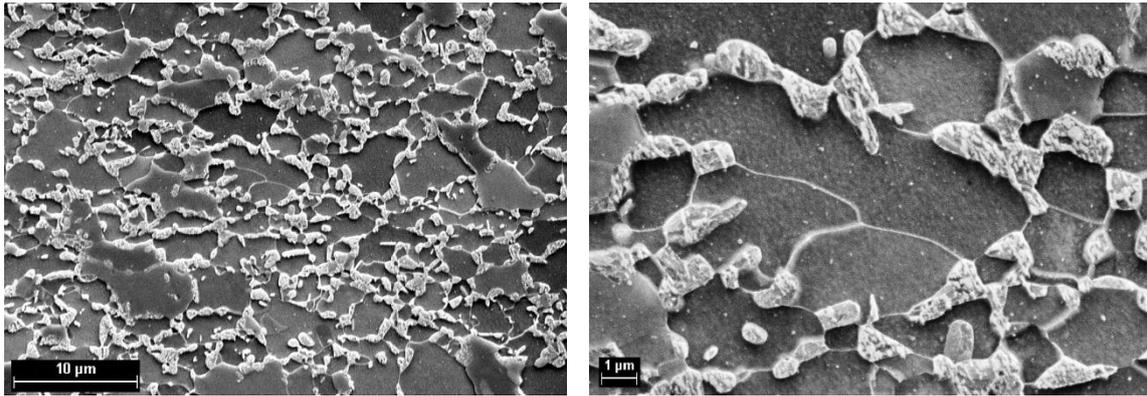


Figura 2.5 Micrografía SEM del plano RD-ND con RD alineada horizontalmente: 2500x (izq.) y 10000x (der.). ND Hace referencia a la dirección normal de la chapa.

que barre o escanea la superficie de objetos con un fino haz de electrones y reconstruye una imagen de esa superficie muy ampliada a partir de los electrones secundarios emitidos por la superficie del objeto. Se utilizó un microscopio Zeiss Supra 40³ de alta resolución.

La preparación de las muestras incluyó las mismas etapas que en el caso de microscopía óptica, con algunas diferencias a resaltar. Debido a que se utilizan mayores magnificaciones, las etapas de desbaste mecánico y, sobre todo, de pulido, son cruciales en los resultados finales. La etapa de desbaste mecánico se efectuó utilizando una pulidora Presi Mecatech 334, que funciona refrigerada por agua y a una velocidad seleccionable entre 20 y 600 rpm. Se emplearon discos esmeriles de carburo de silicio ($\Phi=250$ mm) de granulometría variable (600, 800, 1200, 2400 y 4000). La etapa de pulido se realizó mediante paños con pasta de diamante de 3 y 1 μm y lubricación mediante un diluyente específico de base de alcohol y una etapa de pulido final con sílice Presi SPM. El ataque químico se realizó con Nital 2%, en un tiempo aproximado de 10 s.

Las micrografías SEM (Fig. 2.5) son claramente más precisas, permitiendo diferenciar ambas fases, determinar su morfología y tamaños de grano. Debido a la diferente velocidad de ataque químico entre la ferrita y la martensita, las micrografías muestran a ambas fases bien diferenciadas. La martensita, que prácticamente no fue disuelta por el Nital, aparece en color blanco y visiblemente por encima de la superficie de los granos ferríticos oscuros. A su vez, los granos de martensita se encuentran conectados entre ellos formando una estructura de red de tipo collar, distribuidos uniformemente sobre los bordes de grano de la ferrita. Tomota y Tamura (1982) encontraron que este tipo de estructura en la martensita contribuye a aumentar el endurecimiento por deformación de los aceros DP, en comparación a aceros DP con granos de martensita aislados. Del mismo modo, este tipo de estructura promueve un significativo particionamiento de la tensión dentro de la martensita y aumenta su plasticidad (Park et al., 2014). Los granos de ferrita poseen, en promedio, una forma equiaxiada, mientras que los granos de martensita son claramente alargados, sin una orientación topológica preferencial.

³ Centre de Mise en Forme des Matériaux (CEMEF), MINES ParisTech, Sophia Antipolis, Francia.

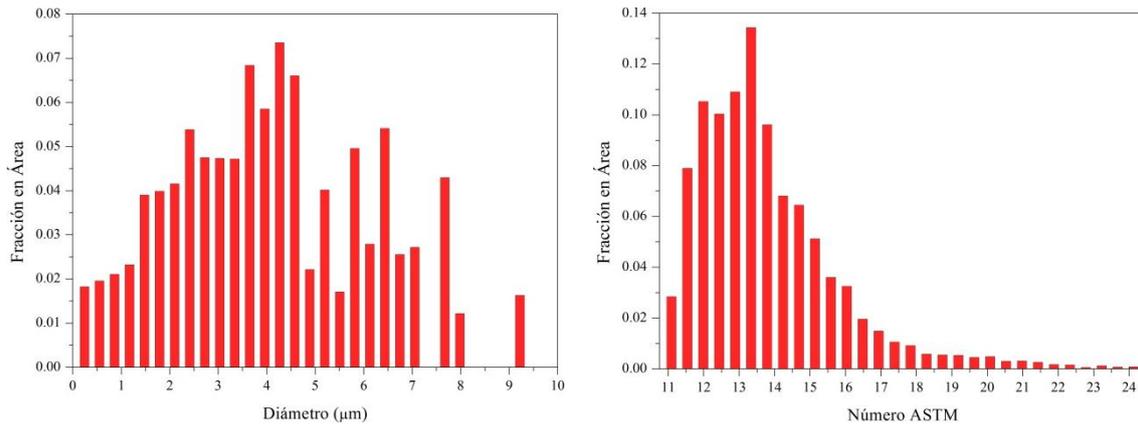


Figura 2.6 Histogramas del tamaño de grano del acero DP-780: diámetro (izq.) y número ASTM (der.)

2.3.3 Tamaño de grano

Existen dos metodologías estandarizadas para determinar el tamaño de grano en una muestra pulida: *método de intercepción lineal* y *método de intercepción circular*. El primero de ellos se basa en contar la cantidad de granos que interceptan una o más líneas rectas suficientemente largas. El tamaño de grano se determina entonces dividiendo el largo total de la línea por el número de intercepciones. De manera similar, el segundo método utiliza una línea circular en lugar de una línea recta. Los detalles de ambos procedimientos se pueden encontrar en la norma ASTM E 112-96.

Alternativamente, se está generalizando cada vez más el uso de la técnica de difracción de electrones retro-difundidos (EBSD) para obtener, además de la textura y microtextura⁴ del material, varios de sus parámetros microestructurales, como por ejemplo, el tamaño de grano. La definición de granos en esta técnica es ligeramente diferente a la de las técnicas metalográficas convencionales en el sentido que, en la técnica EBSD, los granos se definen en base a un criterio cristalográfico (Vander Voort, 1999). Mientras la orientación de puntos/píxeles sucesivos no difiera en más de un cierto valor mínimo, éstos se consideran parte de un único grano. El tamaño de grano en mapeos EBSD se puede especificar de manera sencilla como el área calculada sumando número de puntos/píxeles en un grano, multiplicado por la raíz cuadrada del tamaño de paso y un factor dependiente del tipo de grilla (cuadrada o hexagonal) de escaneo utilizada (Humphreys, 2001; Mingard et al., 2007). Asimismo, se puede calcular el diámetro de cada grano y su número ASTM, ambos en función de su área.

En la presente investigación se determinó el tamaño de grano a través de la técnica EBSD, que será explicada en el apartado 2.3.5.4 junto con la metodología de preparación de las muestras, analizando los resultados obtenidos por medio del software TSL OIM Analysis 6.0®. Se utilizó una magnificación de 1500x (ver Fig. 2.16, izq.). Los histogramas de la Fig. 2.6

⁴ El término microtextura se refiere a la textura local del material, en un número significativo de granos cristalinos, sin ser estadísticamente representativos del material en sí.

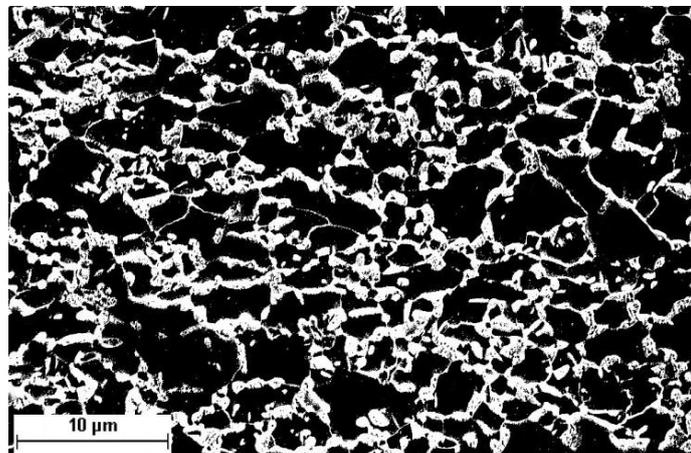
ilustran la variación del tamaño de grano (diámetro y número ASTM) en la chapa de acero DP-780 en función de su fracción en área. Los promedios ponderados correspondientes al diámetro y número ASTM, resultaron en 4,09 μm y 13,77, respectivamente. Adicionalmente, a partir de la Fig. 2.5 se observa que el tamaño de grano en la ferrita varía aproximadamente entre 1 y 10 μm , mientras que en la martensita se encuentra en el orden de 1 a 2 μm .

2.3.4 Fracción en volumen de martensita

La determinación de la fracción en volumen de la segunda fase, en una aleación bifásica, es una medición importante, ya que ésta puede tener una influencia significativa en las propiedades y el comportamiento mecánico del material. Asimismo, es un parámetro de entrada necesario en el modelado constitutivo de aleaciones multifásicas. La obtención de la fracción en volumen se realiza usualmente empleando diferentes métodos manuales, los cuales siguen en vigencia en la actualidad, e involucran la medición de la fracción en área, la medición de intercepción lineal y/o el conteo de puntos. Se ha demostrado que, si las mediciones se hacen aleatoriamente y sobre un área representativa de la muestra, los tres métodos son equivalentes a determinar la fracción en volumen (ASM, 2000).

En el caso de materiales con tamaño de grano muy pequeño, como el material en estudio, la determinación manual de la fracción en volumen de la segunda fase requiere un gran esfuerzo y tiempo para obtener mediciones con precisión aceptable. Para evitar este problema, se utilizan programas de análisis de imágenes, donde la computadora escanea el número de píxeles contenidos en la variable de interés, y lo divide por el número total de píxeles en la imagen. Esta operación se realiza fácilmente visualizando el histograma de escala de grises y controlando hasta qué punto la variable de interés debe ser contabilizada. Para ello se utilizó el software ImageJ®. Los resultados sobre la micrografía SEM (Fig. 2.5, izq.) se muestran en la Fig. 2.7, resultando una fracción en volumen promedio de aproximadamente un 30%.

Figura 2.7 Metodología para determinar la fracción en volumen de martensita. Ferrita color negro y martensita color blanco.



2.3.5 Textura cristalográfica

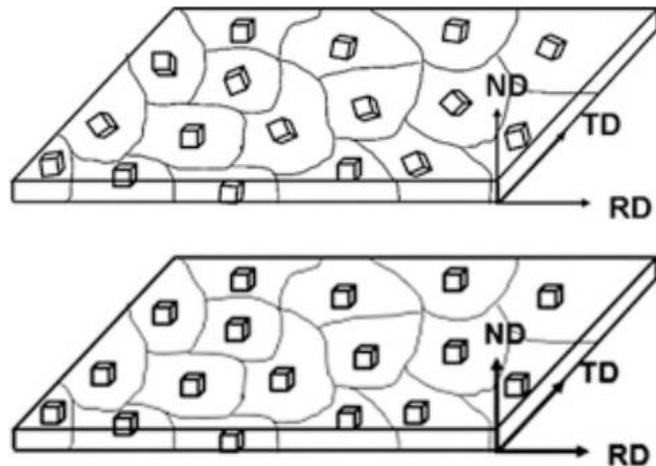
La textura cristalográfica u orientación preferencial de los cristales es uno de los aspectos primarios que caracterizan la estructura de un policristal. Su importancia se liga a que muchas de las propiedades físicas y mecánicas de los cristales simples varían con la dirección cristalográfica. Sumado a ello, la mayoría de los procesos de obtención de materiales son anisótropos, es decir, poseen una o más direcciones características, por ejemplo el laminado en los metales. La anisotropía en las propiedades de los materiales, generada por la textura cristalográfica, puede o no ser una característica deseable desde el punto de vista práctico, lo que depende del uso del material en cuestión. Para aprovechar positivamente esta anisotropía, es necesario adaptar, siempre que sea posible, la ruta de procesamiento del material, en búsqueda de la textura cristalográfica adecuada para el uso particular del mismo. Por lo tanto, una completa caracterización microestructural de los materiales debe incluir el conocimiento de las orientaciones cristalográficas de los granos constituyentes.

Las texturas de los materiales se desarrollan y/o sufren modificaciones durante casi todas las etapas del procesamiento del material, siendo una compleja función del tratamiento termomecánico al cual fue sometido, así como de la naturaleza propia del material en sí. De acuerdo con esto, las texturas cristalográficas se clasifican en cuatro grupos: (1) *texturas de solidificación*, que se desarrollan durante la fusión y colada; (2) *texturas de deformación*, que se desarrollan durante los varios procesos de deformación, como laminado, forjado, extrusión, etc.; (3) *texturas de recristalización*, que se desarrollan cuando materiales fuertemente deformados son recocidos a temperaturas lo suficientemente altas y por períodos de tiempo prolongados; y (4) *texturas de transformación*, que son producto de transformaciones cristalográficas, y dependen sólo de la textura de la orientación de partida. A modo de ejemplo, en la Fig. 2.8 se muestra esquemáticamente un policristal sin textura (izq.) y un policristal altamente texturado (der.).

2.3.5.1 Representación de la textura

En términos generales existen tres formas de representar la textura: mediante *figuras de polo*, mediante *figuras de polo inversas* y mediante la *función de distribución de orientaciones* (ODF). Las *figuras de polo* son utilizadas tradicionalmente para describir la textura mediante orientaciones ideales. Son representaciones de determinadas familias de planos (hkl), en una proyección estereográfica cuyos ejes son paralelos a los ejes de la muestra (RD y TD). Aunque las figuras de polo proporcionan una descripción útil de la textura presente en un material, la información que puede ser extraída a partir de éstas es insuficiente, ya que es difícil distinguir orientaciones secundarias de la textura, y no proporcionan información cuantitativa acerca de las fracciones de volumen de las distintas componentes. Esto se debe al hecho de que el cristal

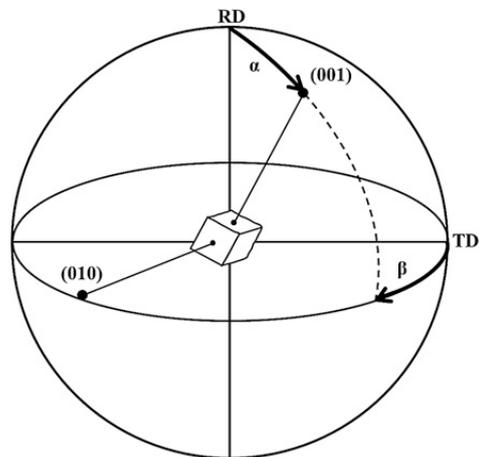
Figura 2.8 Chapa laminada mostrando diferentes ejemplos de textura: textura aleatoria (arriba) y textura fuerte con orientación (100)[010] (abajo). Los cubos representan la orientación del grano.



es una entidad tridimensional y la representación de la figura de polo tiene sólo dos ángulos (α , β) para describir la orientación de los cristales (Fig 2.9), lo que conduce a una mala resolución de la distribución de las orientaciones en una figura de polo. En ocasiones es útil conocer la distribución de una dirección perteneciente a la muestra (por ejemplo, el eje de tracción), en relación a los ejes del cristal. Para ello se utilizan las *figuras de polo inversas*, en las que, como su nombre lo indica, la representación de la textura es exactamente inversa a la de una figura de polo.

Con el fin de obtener una descripción más completa de la textura se introdujo hacia 1960 la *función de distribución de orientaciones*, $f(g)=f(\varphi_1,\Phi,\varphi_2)$ (Ec. 2.1), definida en un espacio tridimensional de Euler. Los ángulos $(\varphi_1,\Phi,\varphi_2)$, llamados ángulos de Euler, son los giros que se debe realizar sobre el sistema de referencia de una red cristalina dada, para hacerlo coincidir con el sistema de referencia de la muestra. Existen varias notaciones para los ángulos de Euler, siendo la más utilizada la de Bunge (Bunge, 1982), la cual es adoptada en este trabajo de investigación. La ODF especifica entonces la frecuencia o probabilidad de que una determinada orientación g se encuentre en un punto dado del espacio de orientaciones.

Figura 2.9 Esquema mostrando los dos grados de libertad (α , β) para una orientación en una figura de polo (Suwas y Ray, 2014).



$$f(g) = \frac{dV_g/V}{dg} \quad (2.1)$$

donde dV_g engloba a los elementos de volumen de la muestra que poseen una orientación g o están comprendidos dentro de un elemento de orientación dg alrededor de ésta, y V es el volumen total de la muestra. La función $f(g)$, por lo tanto, no sólo permite distinguir todas las componentes de la textura, sino que además proporciona una descripción estadística de la fracción de volumen de cada una de ellas. La forma más usual de representar las ODFs es mediante cortes $\varphi_2 = \text{cte.}$ ó $\varphi_1 = \text{cte.}$ del espacio de Euler.

2.3.5.2 Textura en materiales BCC

La mayoría de los estudios referidos a las texturas de metales y aleaciones BCC se han enfocado al estudio de aceros, especialmente aceros de bajo y extra-bajo contenido de carbono, debido a su amplia aplicación industrial. Dentro de sus varias aplicaciones, la más importante es el embutido profundo de chapas de acero laminadas en frío y recristalizadas. Con el fin de simplificar la descripción y facilitar las comparaciones cuantitativas, la distribución tridimensional de orientaciones cristalográficas se divide en componentes ideales, definidas 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. La Tabla 2.2 resume las principales componentes de textura encontradas en materiales BCC laminados y recocidos. Estas componentes tienen la particularidad de que se pueden representar en la sección $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF, tal como se observa en la Fig. 2.10 (der.). A menudo, muchas de estas orientaciones están presentes al mismo tiempo, formando lo que se conoce como familias o fibras de textura, las cuales forman una línea (o un tubo) a través del espacio de Euler. En materiales de estructura BCC se encuentran generalmente tres fibras: α ($\langle 110 \rangle // \text{RD}$), γ ($\langle 111 \rangle // \text{ND}$) y ϵ ($\langle 110 \rangle // \text{TD}$), las cuales son esquematizadas en el espacio de Euler de la Fig. 2.10 (izq.).

Tabla 2.2 Orientaciones relevantes en materiales BCC

Componente	$\{khl\}$	$\langle uvw \rangle$	φ_1	Φ	φ_2
Cube	{001}	$\langle 100 \rangle$	45°	0°	45°
Shear	{001}	$\langle 110 \rangle$	0°	0°	45°
γ_1	{111}	$\langle 110 \rangle$	0°	55°	45°
γ_3	{111}	$\langle 110 \rangle$	60°	55°	45°
γ_2	{111}	$\langle 1\bar{1}\bar{2} \rangle$	30°	55°	45°
γ_4	{111}	$\langle 1\bar{1}\bar{2} \rangle$	90°	55°	45°
α_3	{112}	$\langle \bar{1}10 \rangle$	0°	35°	45°
-	{554}	$\langle \bar{2}\bar{2}\bar{5} \rangle$	90°	$60,5^\circ$	45°
Goss	{110}	$\langle 001 \rangle$	90°	90°	45°

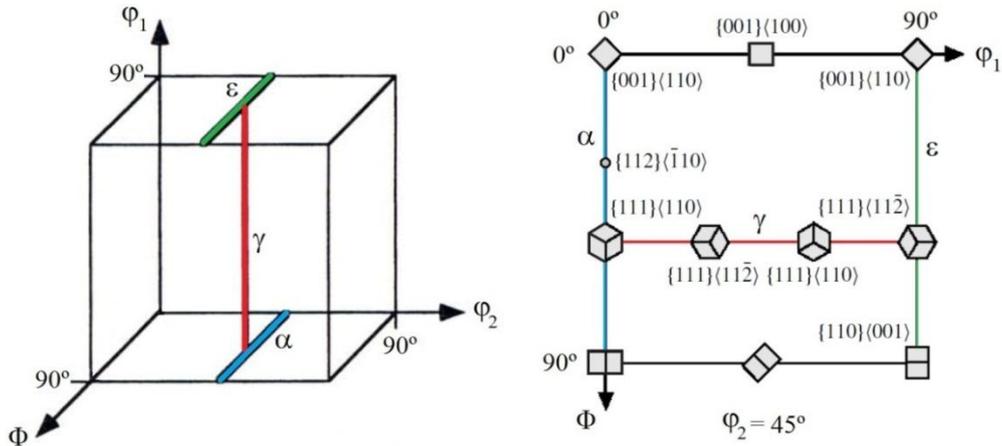


Figura 2.10 Fibras y componentes de textura en metales BCC laminados en frío y recocidos, mostrados en: espacio de Euler (izq.) y la sección $\phi_2=45^\circ$ de la ODF (der.).

En términos generales, los aceros de bajo contenido de carbono laminados en caliente poseen una textura muy débil e incluso cercana a aleatoria. Por otro lado, luego de ser laminados en frío, la textura se compone de una fibra γ casi perfecta y dos componentes adicionales centradas en $\{001\}\langle 110 \rangle$ y $\{112\}\langle \bar{1}10 \rangle$, que se encuentran sobre la fibra α . Esta textura se concentra aún más a medida que se aumenta el porcentaje de laminado en frío, tal como se observa para un acero IF laminado en frío hasta reducciones del 70 y 85% en la Fig. 2.11. Luego del laminado en frío, los aceros bajos en carbono recristalizan durante la etapa de recocido. En esta etapa, la fibra γ se ve fortalecida y la densidad de orientaciones sobre la fibra α disminuye, particularmente sobre la componente $\{112\}\langle \bar{1}10 \rangle$. Asimismo se observan intensidades no despreciables en torno a la orientación $\{554\}\langle \bar{2}25 \rangle$, cercana a la orientación $\{111\}\langle 11\bar{2} \rangle$. La textura de recocido, en particular la fibra γ , depende fuertemente de la textura de laminado en caliente, el tamaño de grano y ciertas variables de los procesos, tales como la cantidad de laminado en frío y la química de la aleación. En el caso de aceros DP se encuentran texturas similares, aunque la intensidad total se ve, en general, disminuida (Kang et al., 2009).

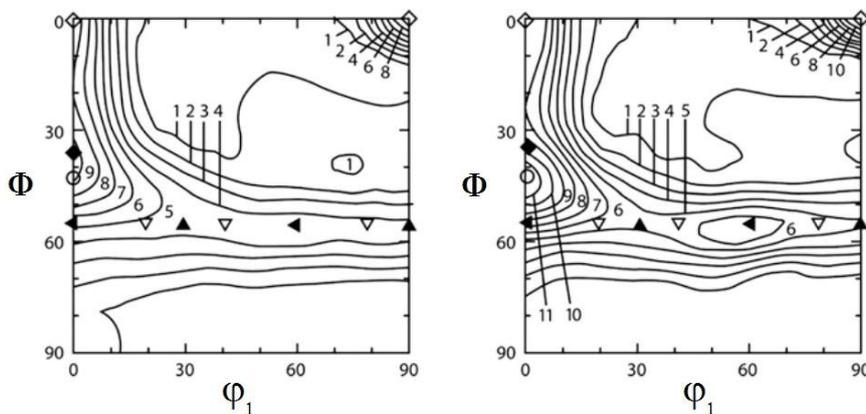


Figura 2.11 Sección $\phi_2=45^\circ$ de la ODF de un acero IF aleado con Ti-Nb (Urabe y Jonas, 1994) laminado en frío hasta una reducción del: 70% (izq.) y 85% (der.).

2.3.5.3 Difracción de rayos X

Una de las técnicas más empleadas para determinar la textura cristalográfica de un material es la difracción de rayos X, que consiste en hacer incidir un haz de rayos X sobre el sólido sujeto a estudio. A partir de la intensidad del haz de rayos X difractado por determinadas familias de planos en un volumen de material, que contiene decenas de miles de granos, es posible determinar las figuras de polo calculando la función de densidad de polos, $P_{\mathbf{h}}$, donde $\mathbf{h}=(hkl)$ es un vector unitario fijo en el sistema de referencia de la red cristalina. Esta función, que es proporcional a la intensidad del haz difractado, representa la fracción de volumen de cristales cuyo vector \mathbf{h} es paralelo a una determinada dirección \mathbf{y} en el sistema de referencia de la muestra (es decir, cuyo haz de planos (hkl) es perpendicular a \mathbf{y}), y comúnmente se denota por $P_{\mathbf{h}}(\mathbf{y})$. La ODF se calcula de forma analítica a partir de un conjunto adecuado de figuras de polo⁵ y se relaciona con $P_{\mathbf{h}}(\mathbf{y})$ de la siguiente manera:

$$P_{\mathbf{h}}(\mathbf{y}) = \frac{1}{2\pi} \int_{\mathbf{h}/\mathbf{y}} f(g) dg \quad (2.2)$$

La integral se extiende a todas las orientaciones del espacio en las cuales la orientación del plano (hkl) respecto al sistema de referencia de la muestra es la misma. Por lo tanto, las figuras de polo son proyecciones de la ODF en un espacio de dos dimensiones.

En esta investigación se empleó un goniómetro Philips X-pert pro MPD⁶, con radiación de Cu, $K\alpha_1/K\alpha_2$, intensidad de corriente 30 mA y tensión 40 kV. Las longitudes de onda son 1,54056 y 1,54439 Å, respectivamente, que, en aleaciones con alto contenido de Fe, tiene una penetración de aproximadamente 10 μm debajo de la superficie de la muestra. El procedimiento general consiste en la obtención de un difractograma para determinar los ángulos 2θ para los planos (hkl) de la muestra, barrido con el goniómetro de texturas para medir las intensidades de determinados planos para armar las figuras de polo, y el procesamiento de esas intensidades con el programa popLA®. En base a las figuras de polo medidas, se calcula la ODF y ésta se discretiza en una colección finita de orientaciones para su utilización en las simulaciones, utilizando la metodología propuesta por Van Houtte (1995) o el toolbox MTEX de Matlab®.

La preparación de la superficie de las probetas, de aproximadamente 15 mm x 10 mm, se llevó a cabo mediante desbaste mecánico y pulido. En el primer caso, se utilizaron discos esmeriles de carburo de silicio de granulometría variable (400, 600, 800, 1000 y 1200), mientras que el pulido se realizó con pasta de diamante de 9, 6, 3 y 1 μm , y una etapa final de pulido con sílice común.

⁵ Se utilizó el método WIMV. Una descripción detallada del mismo puede consultarse en Kocks et al. (1998).

⁶ Instituto de Física Rosario, IFIR-CONICET.

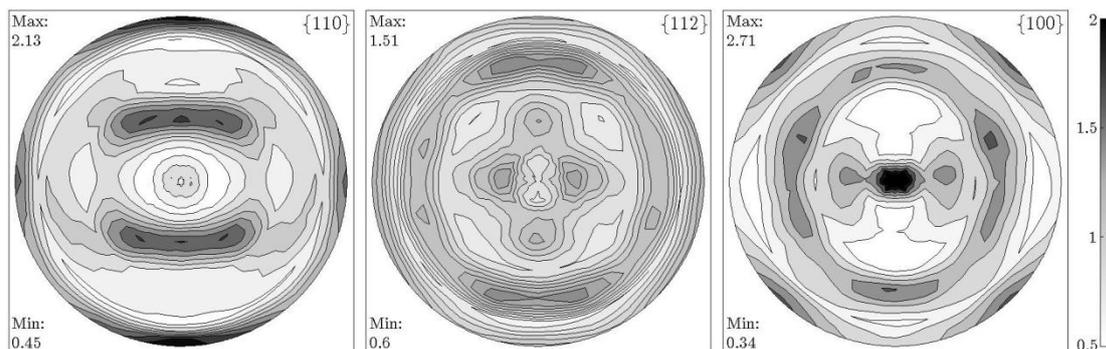


Figura 2.12 Figuras de polo experimentales {110}, {112} y {100} para la chapa de acero DP-780. RD y TD alineadas en la dirección vertical y horizontal, respectivamente.

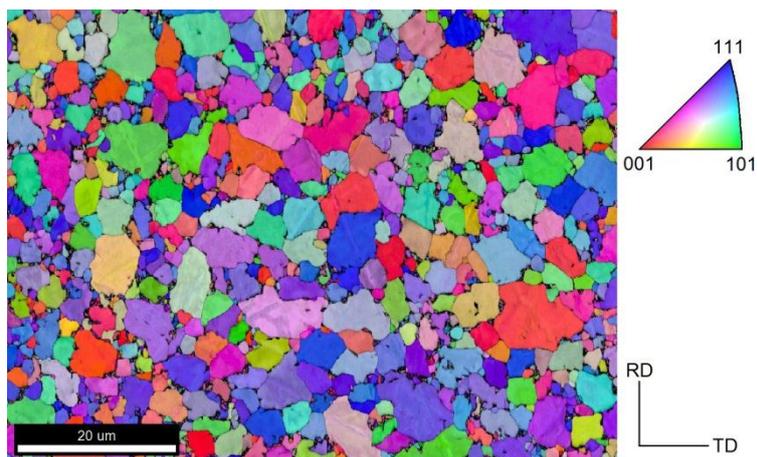
Las figuras de polo de los picos de difracción {110}, {112} y {100}, obtenidas para la chapa de acero DP-780 no deformada, se presentan en la Fig. 2.12. Éstas muestran una textura típica de aceros laminados en frío y recocidos, y de muy baja intensidad. Un análisis más exhaustivo en términos de la ODF será realizado en el Capítulo 10.

2.3.5.4 Difracción de electrones retro-difundidos

La difracción de electrones retro-difundidos es una de las técnicas más utilizadas en el análisis de aspectos relacionados con la cristalografía y microestructura de materiales en ingeniería. La técnica EBSD se basa en el análisis de patrones de difracción conocidos como líneas, bandas o patrones de Kikuchi, que están directamente relacionadas con la estructura reticular de la red cristalina del material analizado. Estas líneas son bandas de alta intensidad obtenidas por la difracción de electrones retro-difundidos que resultan cuando la superficie del material en estudio es impactada con un haz de electrones. Estos interactúan con los átomos ubicados en los planos atómicos favorecidos por la ley de Bragg, haciendo que muchos de ellos sufran difracción (Randle, 1992). La información obtenida a través del detector de electrones retro-difundidos se analiza mediante el software del sistema para calcular aspectos relacionados con la cristalografía del material. Una vez que las líneas de Kikuchi son identificadas el sistema calcula su posición mediante la transformada de Hough, que transforma las líneas en puntos de dicho espacio y los compara con patrones teóricos que el sistema contiene en una base de datos. Una descripción más detallada de la técnica puede encontrarse en Suwas y Ray (2014).

El uso de la técnica EBSD exige que la superficie de las muestras que van a ser analizadas sea preparada muy cuidadosamente para evitar efectos topográficos (muestra rugosa) y para garantizar la obtención de patrones fuertes. Esto se debe a que la técnica utiliza información de las primeras capas de átomos de la superficie por lo que cualquier imperfección o deformación va en detrimento de los patrones obtenidos. Por lo tanto, la preparación de las muestras fue la misma que la empleada para las muestras analizadas con el microscopio SEM, con una última etapa adicional de pulido en una vibradora BUEHLER VibroMet 2 con sílice coloidal OPS, con

Figura 2.13 Mapa de distribución de orientaciones cristalográficas sobre una muestra de acero DP-780. El color en cada punto de la imagen representa la orientación de los ejes cristalográficos, tal como se observa en la figura de polo inversa sobre la derecha de la imagen.



un tamaño del grano de aproximadamente $0,04 \mu\text{m}$, durante 2 horas. Para las mediciones se utilizó un microscopio SEM-EBSD Zeiss Supra 40⁷ de alta resolución.

El mapa de distribución de orientación presentado en la Fig. 2.13 corresponde a los resultados obtenidos para la muestra de acero DP-780 sin deformar. Este mapa permite representar visualmente la orientación cristalográfica, determinada por la técnica EBSD, en cada punto indexado. Se utilizó un paso de 55 nm en la medición. La escala de colores observada corresponde a diferentes orientaciones, tal como se observa en la figura inversa de polo a la derecha del mapa. Por ejemplo, los puntos coloreados de azul son aquellos que presentan el eje [111] normal a la superficie, mientras que los puntos coloreados de rojo y verde presentan el eje [001] y [101] normal a la superficie, respectivamente.

2.3.5.5 Separación de la textura por fase

La importancia de separar la textura cristalográfica para la ferrita y la martensita, no sólo radica en el hecho de discriminar qué componentes de textura aportan cada fase individualmente al material, sino también, de proveer información necesaria para desarrollar simulaciones basadas en plasticidad cristalina, que serán realizadas en capítulos posteriores. Para ello se aplicaron diferentes técnicas experimentales.

Una herramienta convencional muy utilizada es el análisis de perfiles de difracción obtenidos utilizando rayos X, la cual se basa en la diferencia en la simetría de red entre las diferentes fases de un material. Sin embargo, cuando se intenta discriminar entre diferentes fases de aceros, que se forman por descomposición de la austenita, el método no brinda resultados satisfactorios. Esto se debe a que estas fases, tales como ferrita, bainita y martensita, poseen, en la mayoría de los casos, estructuras de red muy similares. En el caso de aceros DP, la ferrita posee una estructura cúbica, mientras que la martensita posee una estructura tetragonal;

⁷ Centre de Mise en Forme des Matériaux (CEMEF), MINES ParisTech, Sophia Antipolis, Francia.

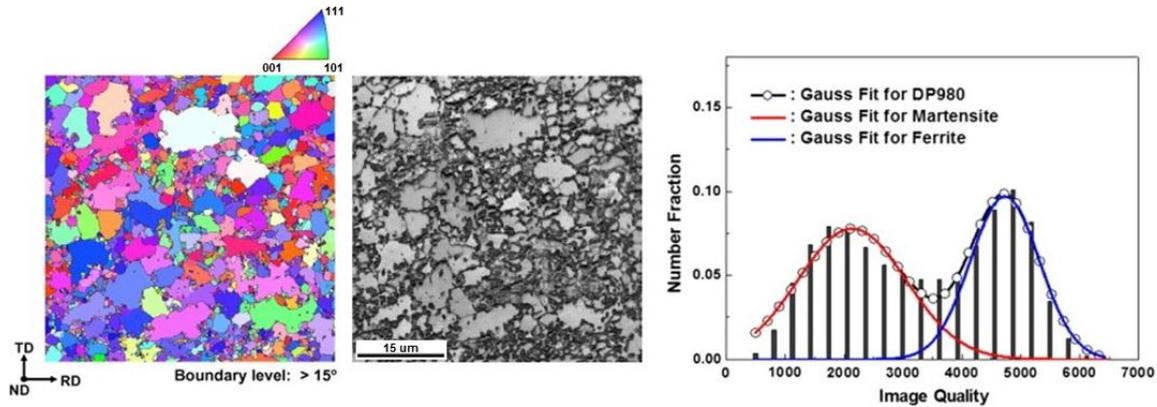


Figura 2.14 Figura de polo inversa (izq.), mapa IQ (centro) y distribución de los valores IQ (der.), medidos sobre la región intermedia en la sección RD-TD de un acero DP-980 (Choi et al., 2013).

no obstante, debido a la baja tetragonalidad de la martensita, sus picos de difracción se solapan con los de la ferrita. Por lo tanto, no fue posible caracterizar la textura de ambas fases por medio de esta técnica.

Recientemente se demostró que la medición cuantitativa de la calidad de los patrones de Kikuchi (IQ) obtenidos en mediciones EBSD es muy útil para el mapeo de microestructuras (Wilson et al., 2001). Dado que la calidad de los patrones es sensible a cualquier distorsión en la red cristalina y a la topología de la superficie, el mapa IQ muestra detalles de varias características de la microestructura. Las fases que se forman a baja temperatura, como la bainita y la martensita, tienen usualmente mayores densidades de dislocaciones, lo que lleva a degradar los patrones EBSD, reduciendo el valor IQ. Normalmente, para aceros DP, la distribución espacial de los valores IQ puede ser descrita por dos picos simétricos diferentes de la función de Gauss. La Fig. 2.14 muestra un ejemplo para un acero DP-980 tomado de la bibliografía. El primer pico, en la región de valores bajos de IQ, corresponde a los granos duros de martensita, y el segundo pico, corresponde a la matriz blanda de ferrita. Para identificar las fases constituyentes se determina el valor umbral en la región de solapamiento entre ambos picos de Gauss, mientras se compara con los resultados de la identificación de las fases usando la imagen SEM. Luego de finalizar estas etapas, los granos individuales y las orientaciones cristalográficas de la ferrita y la martensita se pueden identificar en base a los valores IQ a la izquierda y derecha del valor umbral, respectivamente (ver ejemplo en la Fig. 2.15).

En el caso del acero DP-780 utilizado en la presente tesis, resultó muy difícil distinguir la ferrita de la martensita en base a la calidad del patrón EBSD, debido a la baja tetragonalidad de la martensita. Se observa a partir del mapa IQ de la Fig. 2.16 (izq.) que algunos granos de martensita aparecen en colores claros y pueden ser confundidos con los granos de ferrita, y viceversa. Como resultado, no fue posible identificar el pico correspondiente a la fase martensítica (ver Fig. 2.16, der.) y, por lo tanto, la determinación directa de la textura cristalográfica de ambas fases no resultó factible. Vale la pena mencionar que también se intentó separar la textura por medio de la técnica EDS, en base a la diferencia en contenido de

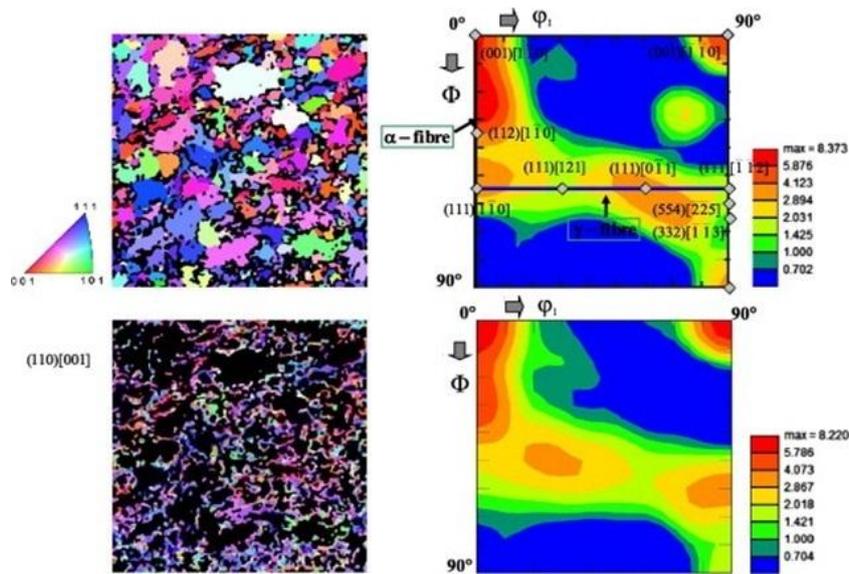


Figura 2.15 Figuras de polo inversa y sección $\phi_2 = 45^\circ$ de la ODF para las fases constituyentes en la región intermedia de un acero DP-980 (Choi et al., 2013) sin deformar: ferrita (arriba) y martensita (abajo).

carbono entre ambas fases, y por topografía AFM, en base a la diferencia en altura sobre la superficie de la muestra, en conjunto con el análisis EBSD.

Aunque la aplicación de estas técnicas no aportó los resultados esperados, trabajos de la literatura indican que ambas fases poseen orientaciones cristalográficas similares. Por ejemplo, Choi et al. (2013) encontraron que la microtextura de un acero DP-980 se caracteriza por la presencia de las fibras α y γ . Sin embargo, la intensidad de la fibra α en la martensita es levemente más débil que en la fibra correspondiente a la ferrita. Woo et al. (2012) encontraron el mismo resultado, también para un acero DP-980, aunque la intensidad de la fibra α fue levemente mayor en la martensita que en la ferrita. Barbé y Verbeken (2009) determinaron microtexturas muy similares para ambas fases en una chapa de acero DP-600. Por el contrario, Schwarzer y Weiland (1988) estudiaron un acero DP con un 20% de fracción en volumen de martensita y determinaron que la textura de la ferrita es similar a la de recristalización de aceros bajos en carbono, mientras que la martensita mostró sólo una textura débil, casi aleatoria.

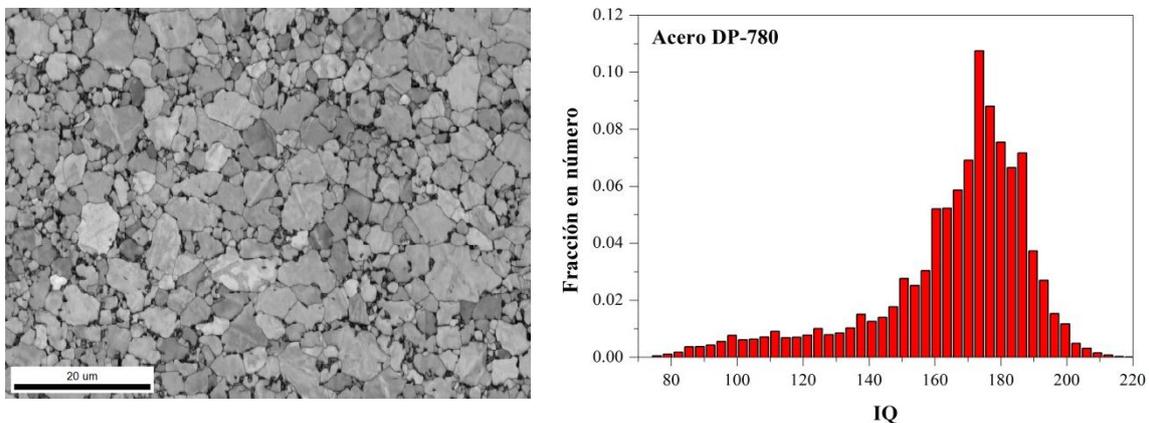


Figura 2.16 Mapa IQ (izq.) y distribución de los valores IQ (der.) para la chapa de acero DP-780.

Tabla 2.3 Propiedades mecánicas de la chapa de acero DP-780.

Dirección	σ_0 (MPa)	σ_T (MPa)	A%	K (MPa)	n
RD	507	832,5	12,5	1240	0,131
DD	501,5	821,5	12,7	1235	0,135
TD	498,5	844	12,3	1263	0,133
\bar{X}	502,1	829,9	12,5	1243	0,134

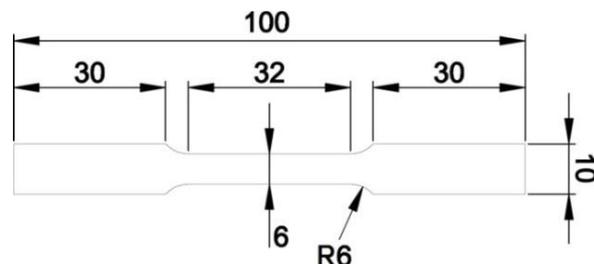
2.4 Caracterización mecánica

2.4.1 Ensayo de tracción uniaxial

Por razones históricas y debido a la facilidad de ejecución de este ensayo, muchas de las propiedades principales de los materiales se basan todavía en mediciones hechas sobre probetas uniaxiales. En la presente tesis, los ensayos se realizaron siguiendo la norma ASTM E8-04 para probetas planas de dimensiones reducidas (subsize), cuyas dimensiones se muestran en la Fig. 2.17. Mediante la utilización de probetas cortadas por láser CNC en la dirección de laminado (RD), transversal (TD) y diagonal a 45° (DD), se evaluaron tensiones de fluencia (σ_0), resistencia a la tracción (σ_T), alargamiento uniforme (A%), coeficiente de resistencia (K) y de endurecimiento por deformación (n). Estos valores proporcionan las bases para la calibración de la mayoría de los modelos computacionales y leyes de endurecimiento. Los parámetros de endurecimiento correspondientes a la ley de Hollomon ($\sigma = K\varepsilon^n$) se obtienen a partir de aproximar las curvas de tensión-deformación verdadera entre 5 y 12% de deformación para cada una de las tres orientaciones de muestra.

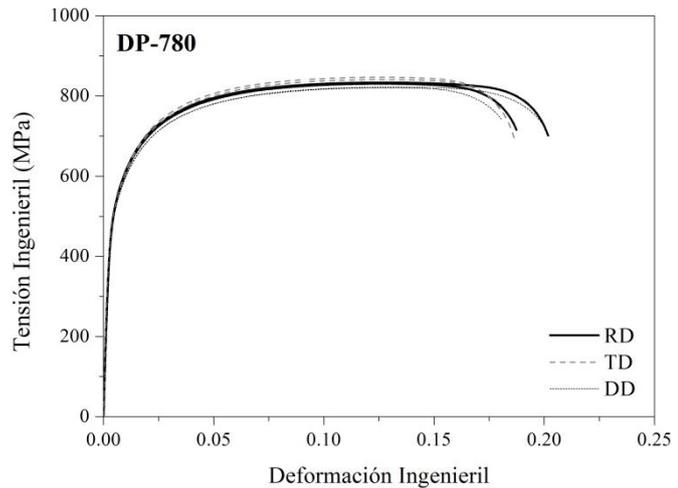
Durante la ejecución de las pruebas, los datos de fuerza y desplazamiento de cabezal fueron registrados continuamente mediante el software BlueHill 3.0®. Todos los ensayos se desarrollaron a temperatura ambiente en un equipo de ensayos universal Instron 5984⁸ de 150 kN de capacidad. Se seleccionó una velocidad de desplazamiento del cabezal de la máquina de 1,5 mm/min, lo que corresponde a una velocidad de deformación de aproximadamente 10^{-3} s^{-1} . Se obtuvieron datos de al menos dos ensayos válidos para cada dirección considerada y los resultados fueron promediados. Las curvas de carga ingenieriles obtenidas, se muestran en la Fig. 2.18, mientras que las propiedades mecánicas medidas se resumen en la Tabla 2.3.

Figura 2.17 Esquema de probeta subsize según norma ASTM E8-04 para el ensayo de tracción (dimensiones en mm).



⁸ Laboratorio de Metalurgia y Tecnología Mecánica, Departamento de Ingeniería, UNS.

Figura 2.18 Curvas de tracción ingenieriles experimentales para las chapas de acero DP-780.



2.4.2 Determinación de los coeficientes de anisotropía

En el campo de la ciencia de los materiales, la anisotropía es la dependencia direccional de las propiedades físicas y mecánicas de los materiales. De modo general, las características mecánicas distintivas de los materiales metálicos vienen dadas por su resistencia, su capacidad de endurecimiento por deformación y su ductilidad. En el caso de chapas metálicas, la anisotropía es un parámetro de igual nivel de importancia, y se considera atribuible exclusivamente a la componente plástica. La importancia de este parámetro en el conformado de chapas metálicas se ha reconocido por muchos años debido a su gran influencia en las formas y dimensiones finales de los productos en un proceso de fabricación. A modo de ejemplo, la Fig. 2.19 muestra la formación de irregularidades (orejado) en el borde superior de una pieza embutida, causada por anisotropía en la chapa metálica. Tal como fue mencionado anteriormente, la causa más importante de la anisotropía plástica en los metales es la distribución preferencial de las orientaciones cristalinas, es decir, su textura cristalográfica.

La anisotropía plástica se evalúa por medio del coeficiente de Lankford (R) (Lankford et al., 1950), definido por la relación entre la deformación en el ancho (ϵ_w) y la deformación en el espesor (ϵ_t) (Ec. 2.3). Por lo tanto, R cuantifica la capacidad de una chapa a resistir adelgazamiento o engrosamiento cuando es sometida a esfuerzos en el plano de la misma.

Figura 2.19 Efecto de la anisotropía en el orejado de una chapa de aluminio luego de ser embutida: material isotrópico (izq.) vs material anisotrópico (der.).



$$R_{\alpha} = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (2.3)$$

Debido a las dificultades para medir deformaciones en el espesor con suficiente precisión, en la práctica se recurre a la hipótesis de constancia de volumen durante la deformación plástica para cuantificar $\varepsilon_t = -(\varepsilon_l + \varepsilon_w)$, siendo ε_l la deformación verdadera de la probeta en la dirección longitudinal. Los coeficientes de Lankford son usualmente obtenidos a través de tres ensayos de tracción uniaxial realizados a 0°, 45° y 90° respecto a la dirección de laminado para determinar los coeficientes R_0 , R_{45} y R_{90} , respectivamente. Para especificar el grado de conformabilidad de un material, y facilitar la lectura de los coeficientes de Lankford, se define un valor promedio para las tres direcciones, denominado *anisotropía normal*, a partir de la siguiente expresión:

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (2.4)$$

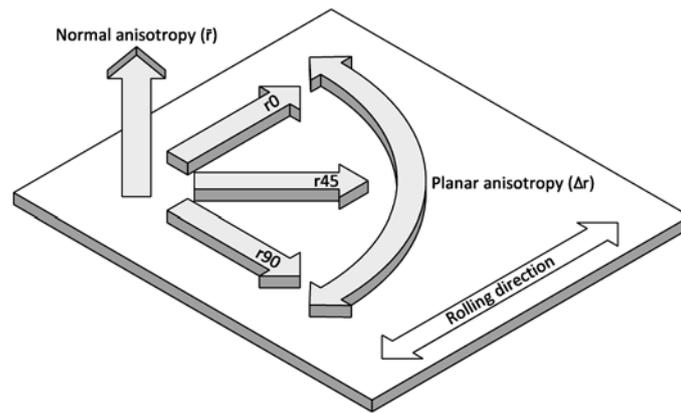
En materiales isotrópicos, R_{α} toma el valor unitario, mientras que los aceros de bajo carbono presentan, en general, valores entre 1,2 y 3,0 (Ray et al., 1994a). Valores elevados de anisotropía normal mejoran las propiedades de embutido, ya que se tiene mayor deformación en el ancho en comparación con la del espesor, por lo que la aparición de la estricción y rotura se retarda. Una medida de la variación de la anisotropía normal con el ángulo de la dirección de laminado viene dada por la *anisotropía planar*:

$$\Delta\bar{R} = \frac{R_0 - 2R_{45} + R_{90}}{2} \quad (2.5)$$

Este parámetro está directamente relacionado a la formación de orejado. Un valor positivo de $\Delta\bar{R}$ indica la formación de orejas a 0° y 90° con respecto a la dirección de laminado, mientras que un valor negativo lleva a la formación de orejas a 45° respecto a RD (Ray et al., 1994b). Lamentablemente, un material con anisotropía normal alta posee, en general, una alta anisotropía planar. Muchos fabricantes de aceros están trabajando en obtener chapas metálicas con un alto valor \bar{R} y un $\Delta\bar{R}$ nulo. La Fig. 2.20 esquematiza las diferencias entre los valores de anisotropía planar y normal.

Hay que notar que la determinación de dichos coeficientes se restringe al rango que comprende desde el comienzo de la plastificación, hasta el inicio de la estricción. Para la gran mayoría de los materiales, estos coeficientes presentan diferencias a distintos niveles de deformación (Gilmour et al., 2004). Por lo tanto, se debe indicar el nivel de deformación, en la dirección de aplicación de la carga, en el cual se evalúa. Varios autores (Lin et al., 1995; Vankudre y Date, 1997; Gilmour et al., 2004) sostienen que los resultados se deben obtener para

Figura 2.20 Determinación de los coeficientes de Lankford (Granbom, 2010)

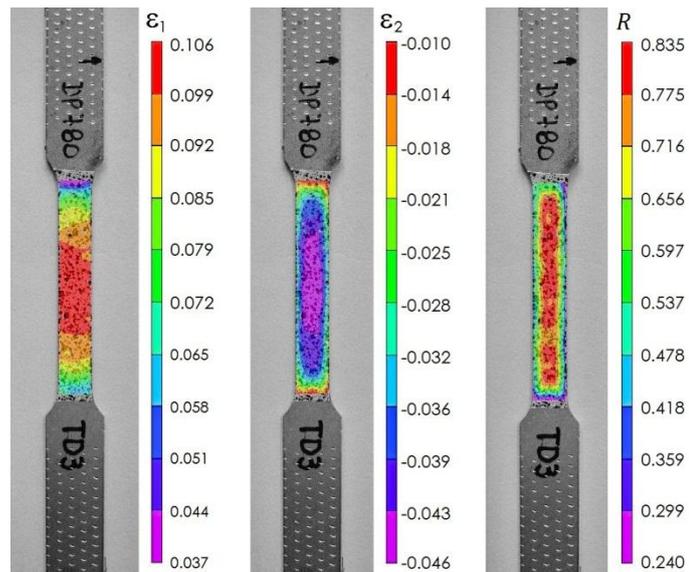


los mayores valores de deformación dentro del rango admisible de trabajo, ya que niveles de deformación más bajos presentan grandes dispersiones en los resultados. Por otro lado, Hill (1950, 1980) propuso definiciones similares para estos coeficientes, definiéndolos inicialmente en términos de incrementos de deformación plástica para posteriormente hacerlo en función de velocidades de deformación plástica. Lege et al. (1989) propuso el uso de la medida de la deformación media desde el inicio de la plastificación hasta el límite de deformación uniforme como una alternativa a la obtención de dichos coeficientes a un nivel de deformación específico. Sin embargo, una de las conclusiones fundamentales en el trabajo de Gilmour et al. (2004) fue que las mejores correlaciones entre los modelos numéricos y los resultados experimentales se obtenían cuando se evaluaban los coeficientes de anisotropía basados en deformaciones plásticas y en niveles de deformación lo más cercanos al límite superior del rango de deformación uniforme.

En la presente tesis se optó por considerar las recomendaciones de la normativa ASTM E517, en consonancia con lo anteriormente expuesto. La misma establece que el nivel de deformación ingenieril en la dirección de la carga más adecuado para la evaluación de los coeficientes es el más cercano al límite superior admisible, recomendando de forma general valores por encima del 15%, siempre que el material lo permita. En el presente caso, los coeficientes de anisotropía se determinaron en probetas adicionales de tracción, estiradas hasta un 10% de deformación ingenieril. Los ensayos fueron realizados por duplicado, para verificar la repetitividad, a temperatura ambiente y con velocidades de desplazamiento del cabezal del equipo de $0,5 \text{ mm/min}$ ($\sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

Para la evaluación de las deformaciones longitudinales y transversales en la probeta se empleó la técnica de correlación digital de imágenes (DIC), que será explicada posteriormente en el apartado 3.3.2.2. Este método permite obtener el campo completo de deformaciones sobre la superficie de la muestra, tal como se observa en la Fig. 2.21. Resulta claro que la deformación no se distribuye homogéneamente a lo largo de la probeta, lo que tiene un efecto no despreciable sobre los valores R medidos (Van Bael et al., 1994). Por lo tanto, para obtener

Figura 2.21 Distribución de la deformación (Hencky) mayor (ϵ_1), menor (ϵ_2) y del coeficiente de Lankford (R), medidos mediante la técnica DIC, sobre una probeta uniaxial de acero DP-780 deformada en TD. El ensayo fue realizado hasta un 10% de deformación ingenieril.



resultados confiables, se hace necesario estudiar una sección reducida de la probeta que esté lo suficientemente alejada de las zonas de sujeción a las mordazas del equipo, para no experimentar efectos restrictivos de deformación, y lo suficientemente alejada de los bordes de la probeta, los cuales fueron posiblemente endurecidos durante el corte de las probetas. Se optó por promediar los valores de deformaciones en la zona marcada por un rectángulo negro ubicado aproximadamente en el tercio medio de la probeta (Fig. 2.22). En esta zona, los valores de deformación y del coeficiente de Lankford se mantienen prácticamente constantes, tal como también se ilustra en la Fig. 2.22. Allí, se presenta la evolución de los parámetros de interés (ϵ_1 , ϵ_2 y R) sobre dos líneas de inspección, una longitudinal y otra transversal (ver líneas blancas sobre la probeta, Fig. 2.22). Los coeficientes de Lankford obtenidos (Tabla 2.4) son inferiores a la unidad en las tres direcciones de carga consideradas, lo cual es típico en aceros DP, y se relaciona directamente a la presencia de orientaciones Cube y mayormente orientaciones Shear en la textura del material de partida (Ray y Jonas, 1990; Hutchinson, 1994).

2.5 Conclusiones

En este capítulo se describieron los diferentes procedimientos y ensayos experimentales empleados en la caracterización mecánica y microestructural de una chapa de acero DP-780 de 1,1 mm de espesor. Asimismo se obtuvo información relevante que será utilizada posteriormente para calibrar el modelo computacional propuesto. Los resultados arrojaron que el material posee una fracción en volumen de martensita de aproximadamente 30% y una baja

Tabla 2.4 Coeficientes de anisotropía del acero DP-780

R_0	R_{45}	R_{90}	\bar{R}	$\Delta\bar{R}$
0,74	1,00	0,87	0,90	-0,19

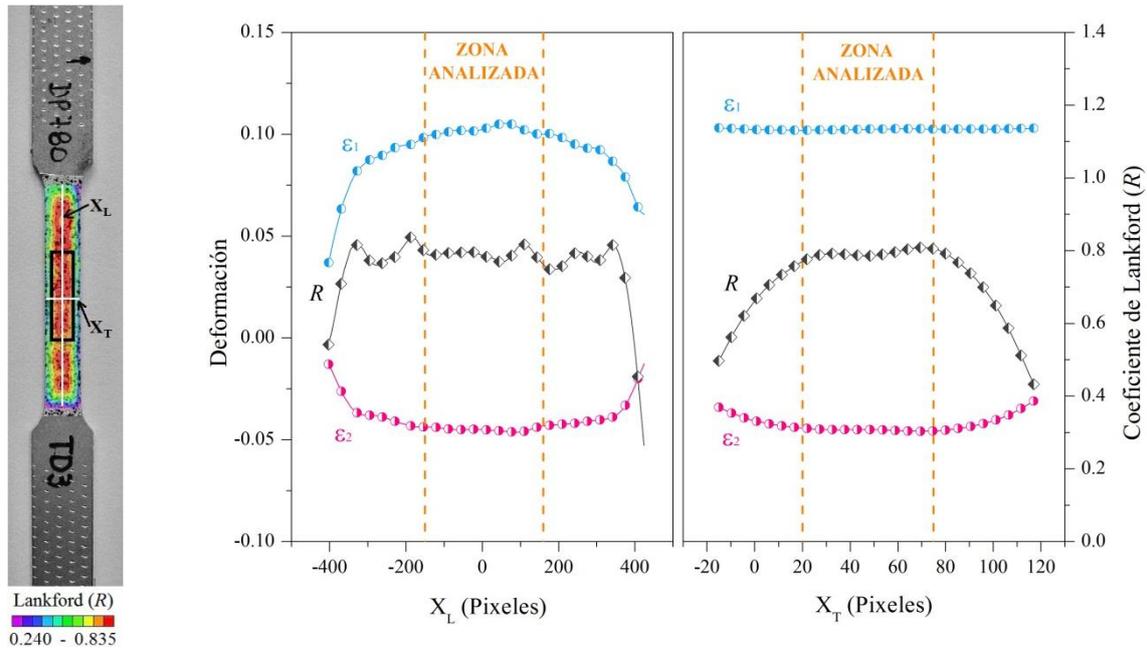


Figura 2.22 Variación de la deformación (Hencky) mayor (ϵ_1), menor (ϵ_2) y del coeficiente de Lankford (R), sobre una línea longitudinal y transversal en una probeta uniaxial de acero DP-780 deformada ($e=10\%$) en TD.

anisotropía, lo que tiene relación directa a la textura de baja intensidad observada en la chapa. A través del análisis microestructural se determinó que los granos de ferrita poseen, en promedio, una forma equiaxiada y un tamaño de grano de $4 \mu\text{m}$. Por otro lado, los granos de martensita, con un tamaño de grano del orden de 1 a $2 \mu\text{m}$, se encuentran conectados entre ellos formando una estructura de red de tipo collar, distribuidos uniformemente sobre los bordes de grano de la ferrita, sin una orientación topológica preferencial.

2.6 Referencias

- ASM International, 2000. Practical guide to image analysis. Materials Park, OH, USA.
- ASTM E 112-96, 1996. Standard test methods for determining average grain size. ASTM International.
- ASTM E 517-00, 2010. Standard test method for plastic strain ratio r for sheet metal. ASTM International.
- ASTM E 8-04, 2004. Standard test methods for tension testing of metallic materials. ASTM International.
- Barbé L., Verbeken K., 2009. Microstructural characterization of dual phase steels by means of electron microscopy. Materials Processing and Texture: Ceramic Transactions 200, 71-77.
- Bunge H.J., 1982. Texture analysis in materials science: mathematical methods. London, Butterworths.

- Choi S.-H., Kim E.-Y., Woo W., Han S.H., Kwak J.H., 2013. The effect of crystallographic orientation on the micromechanical deformation and failure behaviors of DP980 steel during uniaxial tension. *International Journal of Plasticity* 45, 85-102.
- De A.K., Speer J.G., Matlock D.K., 2003. Color tint-etching for multiphase steels. *Advanced Materials & Processes*, 27-30.
- Granbom Y., 2010. Structure and mechanical properties of dual phase steels – An experimental and theoretical analysis. PhD Thesis, Royal Institute of Technology Stockholm, Sweden.
- Gilmour K.R., Leacock A.G., Ashbridge M.T.J., 2004. The influence of plastic strain ratios on the numerical modelling of stretch forming. *Journal of Materials Processing Technology* 152, 116-125
- Hill R., 1950. *The mathematical theory of plasticity*. Oxford, Clarendon Press.
- Hill R., 1980. Basic stress analysis of hyperbolic regimes in plastic media. *Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society* 88, 359-369
- Humphreys F.J., 2001. Review grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction. *Journal of Materials Science* 36, 3833-3854.
- Hutchinson, W.B., 1994. Practical aspects of texture control in low carbon steels. *Materials Science Forum* 157-162, 1917-1928.
- Kang J.-Y., Kim D.-I., Lee H.-C., 2009. Texture development in low carbon sheet steels for automotive application. *Microstructure and Texture in Steels*, Springer London, 85-101.
- Kocks U., Tomé C., Wenk R., 1998. *Texture and anisotropy: preferred orientations in polycrystals and their effect on materials properties*. Cambridge University Press, Cambridge, UK, 405-408.
- Lankford W.T., Snyder S.C., Bauscher J.A., 1950. New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets. *Transactions of American Society of Metals* 42, 1197–1225.
- Lege D.J., Barlat F., Brem J.C., 1989. Characterisation and modelling of the mechanical behaviour and formability of a 2008-T4 sample. *International Journal of Mechanical Sciences* 31, 549-563.
- Lepera F.S., 1979. Improved etching techniques for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steel. *Metallography* 12, 79-81.
- Lin S.B., Ding J.L., Brem J.C., 1995. Experimental study of the plastic yielding of rolled sheet metals with the cruciform plate specimen. *International Journal of Plasticity* 11, 583-604.
- Mingard K.P., Roebuck B., Bennett E.G., Thomas M., Wynne B.P., Palmiere E.J., 2007. Grain size measurement by EBSD in complex hot deformed metal alloy microstructures. *Journal of Microscopy* 227, 298-308.

- Park K., Nishiyama M., Nakada N., Tsuchiyama T., Takaki S., 2014. Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel. *Materials Science and Engineering A* 604, 135-141.
- Randle V., 1992. *Microtexture determination and its applications*. London: The Institute of materials.
- Ray R.K., Jonas J.J., 1990. Transformation textures in steels. *International Materials Reviews* 35, 1-36.
- Ray R., Jonas J., Butron-Guillen M., Savoie J., 1994a. Transformation textures in steel. *ISIJ International* 34, 927-942.
- Ray R.K., Jonas J.J., Hook R.E., 1994b. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. *International Materials Reviews* 39, 129-172.
- Schwarzer R.A., Weiland H., 1988. Texture analysis by the measurement of individual grain orientations-Electron microscopical methods and application on dual-phase Steel. *Textures and Microstructures* 8, 551-577.
- Suwas S., Ray R.K., 2014. *Crystallographic Texture of Materials*. Springer-Verlag London.
- Tasan C.C., Diehl M., Yan D., Bechtold M., Roters F., Schemmann L., Zheng C., Peranio N., Ponge D., Koyama M., Tsuzaki K., Raabe D., 2015. An overview of dual-phase steels: advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. *Annual Review of Materials Research* 45 (In Press)
- Tomota Y., Tamura I., 1982. Strength and ductility related with structure of dual phase high strength steel sheet. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan* 22, 1147-1158.
- Urabe T, Jonas JJ (1994) Modeling texture change during the recrystallization of an IF steel. *ISIJ International* 34, 435–442
- Vander Voort G., 1999. *Metallography: principles and practice*. ASM International, Materials Park.
- Vankudre H.V., Date P.P., 1997. Some investigations on the variation of the normal anisotropy during the forming of sheet metal. *Proc. of the Shemet Conference*, 167-178.
- Van Bael A., Winters J., Van Houtte P., 1994. *Proceedings of 15th RISØ International Symposium on Materials Science*, 225-230.
- Van Houtte P., 1995. *Manual of the MTM-FHM software*. Department MTM, K.U. Leuven.
- Wilson A.W., Madison J.D., Spanos G., 2001. Determining phase volume fraction in steels by electron backscattered diffraction. *Scripta Materialia* 45, 1335-1340.
- Woo W., Em V.T., Kim E.-Y., Han S.H., Han Y.S., Choi S.-H., 2012. Stress–strain relationship between ferrite and martensite in a dual-phase steel studied by in situ neutron diffraction and crystal plasticity theories. *Acta Materialia* 60, 6972-6981.

Capítulo 3

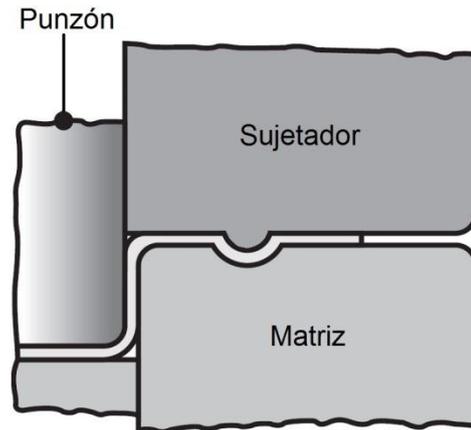
Diagramas límite de conformado

3.1 Introducción

Los procesos de conformado de metales comprenden un amplio grupo de operaciones de manufactura, en los cuales se usa la deformación plástica para cambiar las formas de las piezas metálicas. En función de la deformación producida, éstos pueden dividirse en procesos de *conformado volumétrico* y de *conformado de chapa*. En el *conformado volumétrico* la geometría original tiene un carácter tridimensional (barras, bloques, cilindros), y el cambio de forma es aproximadamente del mismo orden en las tres direcciones espaciales. Por otro lado, en el *conformado de chapas*, el cambio de forma de mayor magnitud se produce en las dos dimensiones del plano de la misma. El proceso elemental consiste en sujetar la chapa mediante algún mecanismo (matriz) y someterla a una deformación plástica a través de la fuerza aplicada por una herramienta (punzón) (Fig. 3.1), pudiendo ser dicha fuerza de compresión, de tracción, de corte o una combinación de ellas. La importancia del conformado de chapas metálicas, dentro de los procesos de deformación plástica, radica en el amplio espectro de uso del mismo en la industria actual: automotriz, aeronáutica, electrodomésticos, construcción, envases, etc.

Una práctica usual e importante en esta industria es la determinación de la metodología a llevar a cabo durante el proceso de conformado. Ello implica la selección de materiales, condiciones de lubricación, velocidad de deformación, diseño y puesta a punto del herramental para las operaciones, entre otros. Adicionalmente, es necesario definir de antemano cuáles son las áreas críticas donde la rotura de la chapa es inminente. En este sentido, el conocimiento de las deformaciones límites del material, y por lo tanto del diagrama límite de conformado, juega un rol esencial para los ingenieros de diseño y producción.

Figura 3.1 Elementos de conformado: punzón, matriz y sujetador. La fuerza se aplica sobre el punzón y el material fluye hacia el hueco de la matriz, adquiriendo la forma final.



El origen del análisis de las deformaciones límite se remonta a la década de 1940, donde Gensamer (1946) fue el primer investigador que desarrolló un análisis exhaustivo del fenómeno de localización en chapas metálicas, deformadas bajo diferentes caminos de deformación. Éste presentó un diagrama de formabilidad que puede ser considerado como el precursor al diagrama FLD. El concepto de FLD, como es conocido hoy en día, fue desarrollado por Keeler y Backofen (1963). Su principal descubrimiento fue que la deformación principal mayor, antes de que se produjera estricción localizada en la chapa, se incrementaba a medida que el grado de biaxialidad aumentaba. Más adelante, Keeler (1965) encontró que las propiedades de los materiales tienen un efecto significativo en la distribución de la deformación durante el estirado biaxial de chapas metálicas, resaltando que cuanto mayor sea el exponente de endurecimiento por deformación, la distribución de la deformación será relativamente homogénea. Por el contrario, cuando los materiales poseen bajos valores de n desarrollan gradientes de deformación pronunciados y la deformación se concentra en muy pequeñas regiones causando la falla prematura del material. Keeler también construyó un mapa en el espacio de deformaciones principales ($\varepsilon_1, \varepsilon_2$) donde separó estados de deformaciones *sanos* de otros estados más severos que podrían llevar a la rotura de la chapa. Por definición, ε_1 y ε_2 son las deformaciones principales mayores y menores, respectivamente¹. Esta idea fue extendida por Goodwin (1968), donde el diagrama fue completado también para el lado izquierdo, en el que predominan estados de tensión-compresión, aunque su criterio de falla fue la aparición de la fractura. En los años siguientes la investigación se centró en el desarrollo y mejora de las técnicas utilizadas para la medición del campo de deformaciones en probetas y la definición de las deformaciones límite, así como en el desarrollo de equipos y metodologías adecuadas para explorar el rango completo de deformación en los diagramas FLD (Banabic et al., 2000; Banabic, 2010).

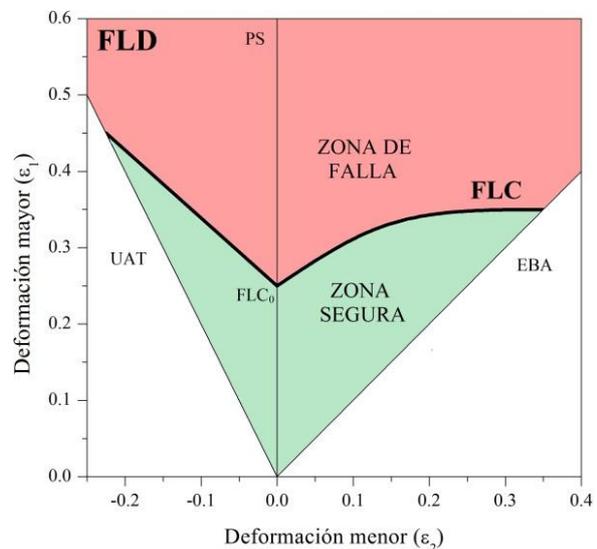
¹ En el caso del conformado de chapas, las deformaciones se suelen medir en el plano de la misma, dado que las variaciones en el espesor son difíciles de medir con precisión. Por lo tanto, cuando se habla de la relación de las deformaciones, se hace referencia a la mayor y menor que se producen en el plano de la chapa.

El objetivo de este capítulo es presentar una reseña del concepto de diagrama límite de conformado, los factores que limitan y afectan la formabilidad de chapas metálicas, así como las técnicas experimentales más utilizadas en la bibliografía para medir las deformaciones límite y determinar el diagrama FLD, poniendo un mayor énfasis en aquellas utilizadas en el presente trabajo de investigación. Asimismo, se describen genéricamente las características de formabilidad de los aceros DP y su comparación con las de otros aceros de alta resistencia.

3.2 FLD: definición y conceptos

El diagrama FLD muestra las condiciones límite de deformación que se pueden alcanzar en un punto de la chapa para producir la falla de la misma. La determinación del mismo se realiza de forma manual mediante la realización de diferentes ensayos, que comprenden desde solicitaciones de tracción uniaxial (UAT), pasando por deformación plana (PS), hasta deformación biaxial equilibrada (EBA). Dentro del diagrama, la curva límite de conformado delimita una zona de conformado seguro de una zona de conformado inseguro donde existe riesgo potencial de aparición de la estricción localizada o la fractura del material. El diagrama FLD es, por lo tanto, una herramienta esencial para el diseño y/o comprobación en procesos de conformado de chapa. Sin embargo, el conocimiento de la FLC usualmente no provee información suficiente a los propósitos industriales. Debido a la incerteza en la determinación experimental de la FLC, los usuarios están generalmente más interesados en conocer el ancho de la banda límite de conformado (FLB), es decir, una región pequeña, en lugar de una línea, debajo de la cual la falla del material no ocurrirá (Buchar, 1996). Cabe destacar que el mínimo valor de formabilidad se encuentra usualmente bajo condiciones de deformación plana y es denominado FLC_0 . La Fig. 3.2 muestra esquemáticamente un diagrama límite de conformado típico.

Figura 3.2 Esquema de un diagrama límite de conformado típico.



3.2.1 Factores limitantes

En la práctica, los procesos de deformación plástica están limitados por la falla de la chapa. El material conformado debe satisfacer los requisitos que le serán solicitados durante toda la vida de uso y cualquier evento que inutilice la pieza para la función que fue diseñada se considerará como falla. En términos generales, la falla del material toma principalmente la forma de *estricción localizada* o *fractura dúctil*, predominando uno u otro en función de la ductilidad del material y del estado de sollicitación mecánica en la chapa. Así, en materiales de alta ductilidad, la falla usual es la *estricción localizada*, la cual ocurre cuando el estado de tensiones lleva a incrementar el área superficial de una chapa a costa de una reducción en su espesor (Fig. 3.3, izq.). Hay dos tipos de estricción: la *estricción difusa*, llamada así debido a que su extensión en área es mucho mayor al espesor de la chapa, y la *estricción localizada*, la cual ocurre posteriormente a la estricción difusa y aparece en una banda muy estrecha, del orden del espesor de la chapa. A partir de entonces se concentra en esa pequeña área casi toda la deformación posterior del material, mientras que el resto de la chapa no se deforma significativamente, produciendo el adelgazamiento progresivo e inestable del mismo hasta el desgarro. Mientras que la estricción difusa en general no es una limitación en la práctica del conformado de chapas, el problema de la localización es de gran interés para los ingenieros debido a que a menudo se relaciona a una calidad pobre del producto y es una indicación temprana de la falla estructural de la pieza.

Por otro lado, en chapas de ductilidad reducida, como son por ejemplo algunas aleaciones de aluminio o de acero endurecidas térmicamente, la *fractura dúctil* puede ocurrir incluso antes que la estricción localizada. Este comportamiento está favorecido por un estado de deformaciones biaxiales de tracción. En estos casos, el proceso de falla está controlado por los mecanismos de iniciación, crecimiento y coalescencia de cavidades en el espesor de la chapa (Fig. 3.3, centro).

A su vez, a diferencia de los aceros convencionales, los aceros AHSS presentan otro tipo de fractura a menudo llamada *fractura por corte*. Este tipo de fractura se orienta perpendicular a la dirección de estirado en el plano, exhibe poca estricción localizada y presenta grietas inclinadas sobre planos alternantes orientados a 45° sobre el espesor (Fig. 3.3, der.). Varios investigadores atribuyen este fenómeno a un mecanismo especial de daño y/o crecimiento de cavidades, posiblemente relacionado a la compleja microestructura de estos aceros (Lee et al., 2004; Sarwar et al., 2006; Wagoner, 2006; Vernerey et al., 2007; Sun et al., 2009).

Existen otros tipos de fenómenos limitantes en el conformado de chapas metálicas, además de los mencionados anteriormente. Por ejemplo, la falla por *arrugado*, que ocurre cuando las fuerzas dominantes son compresivas tendiendo a causar el engrosamiento del material, dando lugar a la formación de arrugas en la pieza final. La *recuperación elástica* (springback), que

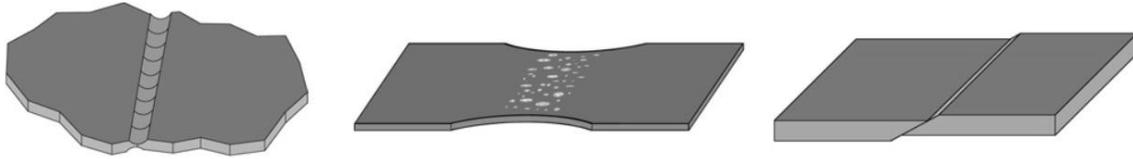


Figura 3.3 Fallas típicas en chapas metálicas dúctiles: estricción localizada (izq.), fractura dúctil (centro) y fractura por corte (der.) (Björklund et al., 2013).

afecta a la forma final de la pieza, es característica del conformado por plegado, ya que la deformación por flexión de las fibras (no homogénea) hace que unas estén traccionadas y otras comprimidas. La *fractura frágil*, donde la ruptura o separación de material se produce por clivaje (separación directa de planos cristalinos por ruptura de enlaces), entre otros.

3.2.2 Factores que influyen en el diagrama FLD

La formabilidad de las chapas metálicas está influenciada por algunos factores físicos y propios del proceso de conformado, de los cuales los más relevantes se reseñan a continuación:

- *Espesor de la chapa.* La región de conformado seguro aumenta a medida que lo hace el espesor hasta un valor crítico (de hecho, una de las soluciones industriales para piezas poco seguras es simplemente aumentar el espesor de la chapa). La influencia del espesor es alta para estados de tracción biaxial y disminuye progresivamente hasta la región de tracción uniaxial (Dieter, 1967).
- *Endurecimiento por deformación.* El exponente de endurecimiento por deformación provee una medida de la ductilidad del material antes de que aparezca la estricción. La FLC corta al eje ϵ_1 aproximadamente a un valor igual a n . Si este valor disminuye, la curva disminuye proporcionalmente, reduciendo la zona de conformado seguro. Si $n \rightarrow 0$, la capacidad de conformado en el sector izquierdo del diagrama se agota pero es posible conformarla todavía bajo un estado de tracción biaxial (Marciniak et al., 2002).
- *Anisotropía plástica.* En condiciones de tracción uniaxial, el efecto de la anisotropía plástica normal se refleja en los caminos de deformación resultantes ($\rho = \epsilon_2/\epsilon_1$), desplazándolos hacia la izquierda o derecha de $\rho = -0,5$ para valores de R mayores y menores que la unidad (Wagoner et al., 1989). Por otro lado, para tracción biaxial (zona derecha del diagrama FLD), un aumento de la anisotropía plástica normal disminuye el valor máximo de deformación límite (Marciniak y Kuczynski, 1967).
- *Velocidad de deformación.* En general, el incremento en la velocidad de deformación desplaza hacia abajo la FLC, disminuyendo la formabilidad (Percy, 1980). Coeficientes altos de sensibilidad a la velocidad de deformación (m) en el material retrasan el adelgazamiento y, por lo tanto, el desarrollo de la estricción (Conrad et al., 1978).

- *Imperfecciones.* Dentro de las imperfecciones que pueden encontrarse en las chapas metálicas se engloban las reducciones de espesor, las inclusiones o la propia rugosidad superficial. Cuanto mayor sea el número y/o tamaño de ellas, más se reduce la zona de conformado seguro, ya que la estricción localizada se inicia allí con más facilidad.
- *Técnica de medición de las deformaciones.* Este factor está principalmente asociado a la técnica de análisis de grilla de círculos. En esta técnica, cuanto mayor es el diámetro del círculo original, menor es la precisión, dado que se están midiendo gradientes promediados con una distancia mayor (Grumbach y Sanz, 1972). Sin embargo, en la actualidad se está generalizando el uso de la técnica de correlación digital de imágenes para medir las deformaciones, la cual posee una precisión mucho mayor (Sutton et al., 2009). Ambas técnicas se describen en el apartado 3.3.2.
- *Trayectoria de deformación.* Para que la determinación de los límites de formabilidad sea representativa, es necesario que ρ sea constante durante todo el ensayo. Cambios abruptos en el camino de deformación, durante el conformado de la chapa, pueden producir diferencias significativas en la formabilidad máxima y por lo tanto en la FLC (Graf y Hosford, 1994). En consecuencia, una gran limitación de los diagramas FLD es que únicamente son válidos en procesos con caminos de deformación lineales, es decir, en los que las relaciones de las deformaciones son constantes durante el proceso de deformación.
- *Radio del punzón.* Cuando disminuye el radio del punzón aumenta la componente de doblado sobre la chapa, generando gradientes de deformación y tensión sobre su espesor. Este gradiente pospone la aparición de la estricción localizada, por lo que tiene un efecto positivo sobre la formabilidad (Charpentier, 1975; Frictorie et al., 2010).
- *Temperatura.* Sólo para algunos materiales la formabilidad aumenta si la temperatura de trabajo aumenta (trabajo en caliente). Esta estrategia es utilizada en la industria para materiales que disponen baja formabilidad (Li y Ghosh, 2004).
- *Presión normal.* En procesos como hidroconformado, un aumento de la presión normal tiende a cerrar las posibles imperfecciones en forma de huecos y, por lo tanto, aumenta la zona de seguridad del diagrama FLD (Padwal et al., 1992).

3.3 Determinación del diagrama FLD

3.3.1 Ensayos de formabilidad

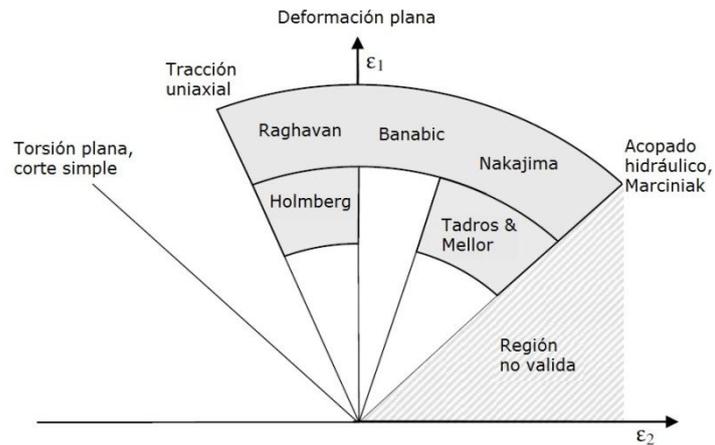
Actualmente existen variadas técnicas experimentales para determinar el diagrama FLD, las cuales incluyen diferentes geometrías de herramientas y de muestras para deformar el material bajo diferentes trayectorias de deformación, nominalmente proporcionales, en el

espacio de deformaciones principales. Dichos caminos recorren estados desde tracción uniaxial hasta tracción biaxial equilibrada. Los ensayos pueden ser organizados de acuerdo a lo sugerido por Raghavan (1995) en procedimientos: *en el plano* (in-plane) y *fuera del plano* (out-of-plane).

Los procedimientos *en el plano* incluyen ensayos donde la probeta, una vez deformada, mantiene su superficie plana, evitando los efectos de la curvatura. Dentro de ellos se pueden citar los ensayos convencionales de tracción uniaxial, ensayos de deformación plana, similares al de tracción uniaxial pero con probetas más cortas y anchas para suprimir la contracción lateral (Xavier et al., 2014), y ensayos de tracción con muestras entalladas, descritas por Holmberg et al. (2004), que permiten obtener carga proporcional entre tracción uniaxial y deformación plana. Además, pueden encontrarse ensayos de torsión plana (Marciniak y Kolodziejcki, 1972) y de corte puro simple (Genevois, 1992), que generan estados de corte puro en el plano de la chapa. Por otro lado, existen diferentes alternativas para determinar los estados de deformación límite en el lado derecho del diagrama FLD. En particular, el ensayo más difundido es el de Marciniak, que originalmente provee estirado equibiaxial mediante un punzón plano, sin la influencia de la fricción (Marciniak y Kuczynski, 1967). Más adelante, este ensayo fue modificado por Tadros y Mellor (1978), quienes utilizaron punzones circulares o elípticos para obtener trayectorias de deformación desde $\rho = 0,58$ a $\rho = 1$; y por Raghavan (1995), quien simplemente utilizó muestras con diferentes geometrías de entalla para obtener el campo completo de deformaciones ($-0,5 < \rho < 1$) en el diagrama FLD.

Los procedimientos *fuera del plano* imponen una componente de doblado, lo que genera gradientes de tensión/deformación sobre el espesor de la probeta. Dentro de este grupo se encuentra el ensayo Nakajima (Nakajima et al., 1968) en el cual un punzón semiesférico estira muestras circulares entalladas, permitiendo obtener el campo completo de deformaciones. Este ensayo presenta además la desventaja de la presencia de una fuerte componente de fricción y carga normal. Una alternativa para eliminar la fricción durante el estirado del material la constituye el ensayo de acopado hidráulico equibiaxial, originalmente propuesto por Olsen (1920). Éste consiste en la deformación de probetas planas circulares, fijadas sobre su circunferencia, por medio de la acción continua de una presión hidráulica creciente en una de sus caras. Más adelante fue extendido para obtener el sector derecho del diagrama FLD a través del uso de matrices elípticas (Okamoto et al, 1968). Recientemente, Banabic et al. (2013) propusieron un procedimiento mejorado del ensayo de acopado hidráulico, el cual utiliza una muestra doble. La muestra superior posee un par de agujeros perforados en posiciones simétricas con respecto al centro y la muestra inferior actúa como portadora y como punzón deformable. Mediante la modificación de las dimensiones y la posición recíproca de los agujeros es posible obtener el rango completo de deformaciones de la FLC.

Figura 3.4 Técnicas experimentales utilizadas para determinar los diagramas FLD.



Los caminos de deformación alcanzados por estas técnicas se resumen en el diagrama FLD esquemático de la Fig. 3.4. Las diferencias entre los ensayos dentro y fuera del plano fue analizada por Ghosh y Hecker (1974) por medio de ensayos Marciniak y Nakajima, respectivamente. Su estudio concluyó que las deformaciones límite en el ensayo Nakajima eran mayores que aquellas en el ensayo Marciniak, lo cual atribuyeron a diferentes condiciones de inestabilidad y a un proceso de localización de las deformaciones más lento en el caso de estirado fuera del plano. Esto es puesto en evidencia en el Capítulo 6 del presente trabajo por medio de ensayos Nakajima y de tracción sobre probetas con diferentes geometrías de entallas.

La determinación de la FLC en la presente tesis se realizó mediante cuatro de estas metodologías: ensayos de acopado hidráulico, ensayos Nakajima, ensayos de tracción sobre probetas con diferentes geometrías de entallas y ensayos Marciniak. Los resultados obtenidos se presentan, junto con las características generales de cada técnica, en los bloques correspondientes a **§Resultados y aplicaciones experimentales** (Capítulos 4 a 6) y **§Resultados y aplicaciones computacionales** (Capítulos 9 y 10). Sin embargo, resulta importante destacar algunas particularidades adicionales de las dos primeras de ellas.

Los ensayos de *acopado hidráulico* fueron desarrollados en CEMEF² y en la UNS³. En el primer caso se estudiaron las deformaciones límite del material utilizando mediciones in-situ por medio de equipos de análisis por correlación digital de imágenes en tres dimensiones. Para ello se emplearon máscaras elípticas y circulares (Fig. 3.5), con un diámetro de eje mayor de 125 mm, para la obtención de estados múltiples correspondientes al lado derecho del diagrama FLD. Las probetas son de sección circular con un diámetro de 200 mm. La velocidad de deformación del material queda determinada por el caudal de flujo de la bomba de desplazamiento positivo hacia la matriz. Un valor de caudal constante de 2 cm³/min resulta en

² Centre de Mise en Forme des Matériaux (CEMEF), MINES ParisTech, Sophia Antipolis, Francia.

³ Laboratorio de Metalurgia y Tecnología Mecánica, Departamento de Ingeniería, UNS.



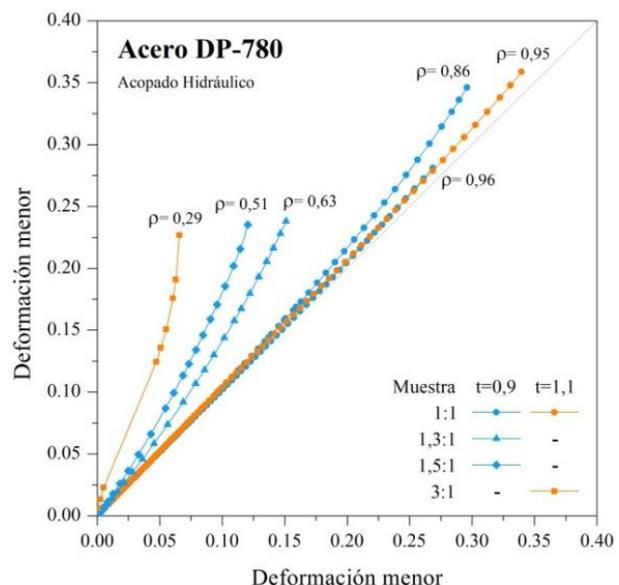
Figura 3.5 Dispositivo de acopado hidráulico del CEMEF (izq.) y máscaras utilizadas (der.). Los números sobre cada máscara indican su relación de aspecto.

velocidades de deformación del orden de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, dependiendo de la geometría de la máscara. En todos los casos, los ensayos fueron realizados a temperatura ambiente.

La Fig. 3.6 muestra la evolución del camino de deformación, extraído a partir de las mediciones DIC en tiempo real, para las cuatro máscaras utilizadas. Los valores corresponden al promedio sobre un área pequeña en el punto más alto del domo de las probetas. Estas trayectorias se caracterizan por una primera etapa quasi-lineal inducida por la geometría de la máscara. Seguidamente, a partir de un determinado nivel de deformación, la trayectoria se separa de la linealidad debido al comienzo de la estricción sobre la muestra, la cual tiende de manera progresiva a un estado instantáneo de deformación plana (Marciniak et al., 2002).

Adicionalmente, el ensayo de acopado hidráulico genera un interés particular en las etapas de calibración de los modelos de simulación (Slota y Spisak, 2008) ya que, a diferencia del

Figura 3.6 Evolución del camino de deformación durante el acopado hidráulico para las diferentes geometrías de máscara. Los resultados corresponden a muestras de acero DP-780 de dos espesores: $t=0,9\text{mm}$ y $t=1,1\text{mm}$. Los datos correspondientes a $t=0,9\text{mm}$ no serán utilizados en la presente tesis, sino que corresponden a trabajos en curso (apartado 11.2).



ensayo de tracción uniaxial, las chapas metálicas sometidas a tracción biaxial pueden soportar muchos mayores niveles de deformación plástica sin aparición de estricción o rotura. En este sentido, como parte de este trabajo de tesis, se implementó un sistema de medición en tiempo real de la curva tensión-deformación durante el ensayo de acopado hidráulico en el equipo perteneciente a la UNS. Los detalles de la implementación se presentan en el Capítulo 4, y el resultado de aplicación de esta técnica sobre muestras de acero DP-780 se utiliza en el Capítulo 10 como verificación de la calibración del modelo computacional. Una restricción que se encuentra en este equipamiento es la limitación en la carga a la cual se puede llevar a cabo el ensayo. La presión máxima disponible en el equipo es de 170 kg/cm^2 , no siendo suficiente para deformar el material previamente indicado. Por lo tanto, las muestras fueron rectificadas para reducir su espesor hasta aproximadamente $0,45 \text{ mm}$. Se tuvo especial cuidado en el control de la temperatura del material para no afectar la microestructura del mismo durante el mecanizado.

Los ensayos *Nakajima* fueron desarrollados en el IFIR⁴, utilizando un equipo cuyas dimensiones reducen en un 60% a aquellas propuestas por la norma estándar (ISO 12004-2). El objetivo de ello se debió a la limitación en la capacidad del equipo de ensayo y, adicionalmente, a la búsqueda de reducir la cantidad del material requerido en la obtención del diagrama FLD. Cabe destacar que sólo son aceptables aquellos ensayos donde la estricción o fractura se verifique dentro de un círculo con centro en el polo y cuyo radio no sea mayor al 15% del diámetro del punzón (ISO 12004-2). Ello se logra con condiciones óptimas de lubricación, no existiendo una recomendación generalizada para todos los materiales.

La elaboración de las muestras constó de la utilización de corte por láser. La elección de esta técnica radica en el hecho de que posee una alta velocidad del proceso de corte, por lo que la zona afectada por el calor es mínima, y genera una terminación superficial adecuada. Sin embargo, debido a la presencia de pequeños filos cortantes en las zonas de las entallas, esta zona debió ser pulida previamente a la utilización de la probeta. Al fijarse en la matriz, cada muestra es inicialmente deformada de manera circunferencial mediante una cuña de retención. Esta operación impide el movimiento de la periferia de la probeta durante la prueba, asegurando que la sollicitación sea de estirado (Fig. 3.7).

Una vez que el material ha sido conformado, la principal dificultad para la correcta determinación de la FLC es la detección precisa del inicio de la estricción durante el ensayo y la medición de las deformaciones límite en la chapa en ese instante. A partir de ello surgen dos interrogantes que deben ser analizados: ¿cómo son medidas las deformaciones límites y cómo son registradas durante el proceso de conformado?, ¿cómo definimos la FLC?. Esto será abordado en los siguientes sub-apartados.

⁴ Instituto de Física Rosario, IFIR-CONICET, Rosario, Argentina.



Figura 3.7 Montaje de probetas en la matriz para el ensayo Nakajima (Serenelli, 2013).

3.3.2 Métodos experimentales para la medición de deformaciones

En el presente trabajo, se utilizaron las dos técnicas de medición más ampliamente difundidas: el análisis de grilla de círculos (CGA), grabados electroquímicamente, y la correlación digital de imágenes (DIC), mediante un patrón aleatorio. A continuación se detallan las características más relevantes de cada una de éstas.

3.3.2.1 Técnica CGA

La solución más común para registrar las deformaciones, es medir el desplazamiento de marcadores ubicados sobre la superficie de la muestra antes y después de la deformación. Keeler (1968) describió un sistema de grilla circular marcada sobre la probeta para permitir visualizar la magnitud y dirección de las deformaciones durante el estampado; y Goodwin (1968) demostró la aplicación de este enfoque en el embutido. Más adelante, Sowerby et al. (1982) utilizó un patrón cuadrilátero para determinar las deformaciones. Sin embargo los círculos permiten determinar a simple vista la dirección de las deformaciones principales, que son aquéllas en que están orientados los dos ejes de la elipse en que se convierte un círculo después de la deformación. Las deformaciones se obtienen, por lo tanto, a partir de la medición de las longitudes de los ejes principales (d_1, d_2) de las elipses resultantes [$\varepsilon_1 = \ln(d_1/d_0)$; $\varepsilon_2 = \ln(d_2/d_0)$; donde d_0 corresponde al diámetro inicial del círculo] o por medio de la regla de líneas divergentes de Mylar®. En este último caso, la escala transparente de la regla se coloca y alinea exactamente con la elipse, y esto permite medir directamente los valores de deformación. En la Fig. 3.8 se muestran algunos ejemplos de grillas y se esquematiza el proceso de medición mediante la regla de Mylar®.

Generalmente, el grillado se aplica sobre la superficie de la chapa usando técnicas fotoquímicas, electroquímicas, serigrafía o láser. Cada una de éstas tiene ventajas y desventajas particulares (Ozturk et al., 2009), sin embargo todas deben cumplir los requisitos de no afectar el proceso de conformado y ser capaces de resistir las condiciones del ensayo, como fricción o lubricación. En este sentido, el método de ataque electroquímico, utilizado en este trabajo, es uno de los más populares debido a su facilidad de aplicación, durabilidad y bajo costo, sumado a que no causa distorsión sobre la chapa. En este sistema de impresión, la muestra a ensayar es

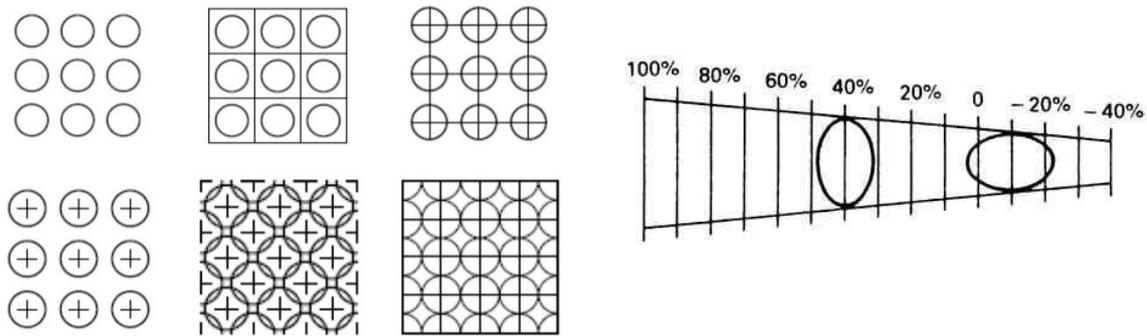


Figura 3.8 Diferentes modelos de grillas utilizadas para la medición de deformaciones (izq.) y esquema de medición manual mediante la regla de Mylar® (der.).

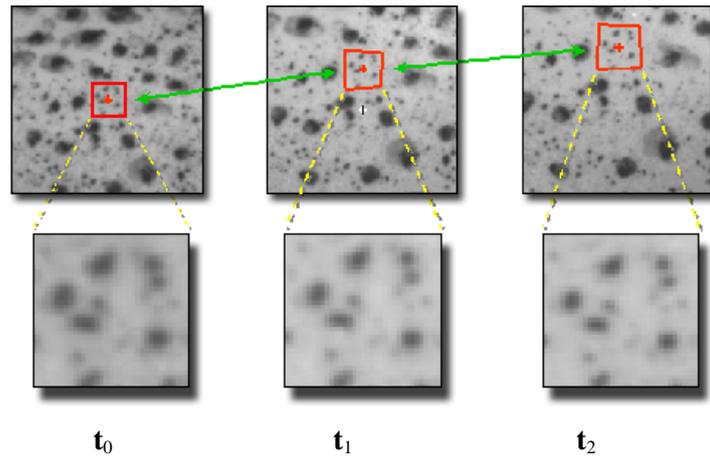
colocada sobre una placa metálica que permanece en contacto con el terminal positivo de una fuente de tensión. Una película líquida de electrolito se aplica sobre la probeta para asegurar el flujo de corriente. El esténcil que lleva impresa la grilla de círculos se coloca sobre la probeta de forma de permitir la aplicación de la presión necesaria por medio del marcador, cuyo extremo va conectado al terminal negativo de la fuente. Tanto el tiempo de circulación de la corriente como el tipo de electrolito utilizado se seleccionan en función del material sobre el cual se desea imprimir la grilla. Luego del ataque químico el metal debe ser limpiado con una solución neutralizadora.

La gran desventaja del método CGA es que la información obtenida es un campo de deformaciones discreto cuya resolución depende de la relación entre el tamaño de la zona deformada y el diámetro de los círculos de la grilla. Sumado a ello, las mediciones son realizadas en general manualmente, lo que conlleva a un extenso consumo de tiempo y está sujeto inherentemente al error humano. Para solucionar este problema se han desarrollado sistemas automáticos de medida de deformaciones sobre el grillado a través de imágenes de la pieza (Tan et al., 1992), sin embargo estos sistemas fueron superados ampliamente en precisión, eficiencia y rapidez por la técnica de correlación digital de imágenes.

3.3.2.2 Técnica DIC

La correlación digital de imágenes es una técnica óptica, de campo completo, que permite la medición de desplazamientos y deformaciones sobre toda la superficie de la muestra (Amodio et al., 2003; Pan et al., 2009). La técnica consiste en la toma de imágenes digitales durante el ensayo de una probeta desde su estado inicial (considerado como el de referencia) hasta su estado final (deformado). Previamente a la realización del ensayo, en general, las probetas son tratadas para poder emplear la técnica DIC. Para ello se aplica una base de pintura blanca, flexible y adherente, sobre la superficie, y posteriormente se genera un moteado aleatorio de color negro, también llamado patrón de speckle, para generar el máximo contraste posible. Comparando las imágenes adquiridas, el software de correlación de imágenes divide la zona de

Figura 3.9 Principios de la técnica DIC. La zona marcada en rojo corresponde a la faceta en análisis, en el tiempo t_0 (inicial), t_1 (intermedio) y t_2 (final).



análisis sobre la probeta en subconjuntos virtuales, denominados facetas (Fig. 3.9), y mediante la aplicación de algoritmos de correlación, busca una región o faceta de la imagen de referencia en la imagen deformada, determinando el vector de desplazamientos en cada conjunto de facetas procesadas y a partir de ellos es capaz de obtener los campos de deformaciones. En esta tesis se empleó el software comercial VIC®.

Para ensayos *en el plano*, es suficiente la utilización de la técnica en dos dimensiones (2D), con lo cual sólo se requiere una fotografía, y por ende una única cámara fotográfica, por cada estado de deformación deseado. Resulta de vital importancia, para este caso, que la distancia entre la lente de la cámara fotográfica y el plano de la probeta sea constante en cada fotografía y que se mantenga la perpendicularidad. Si esto no se respeta, se introducen gradientes de desplazamiento en el plano de la imagen que, cuando son de una magnitud importante, distorsionan la medición del software de correlación, haciendo imposible separar la deformación real de la probeta de la pseudo-deformación de la imagen ocasionada por la variación en altura de las fotografías.

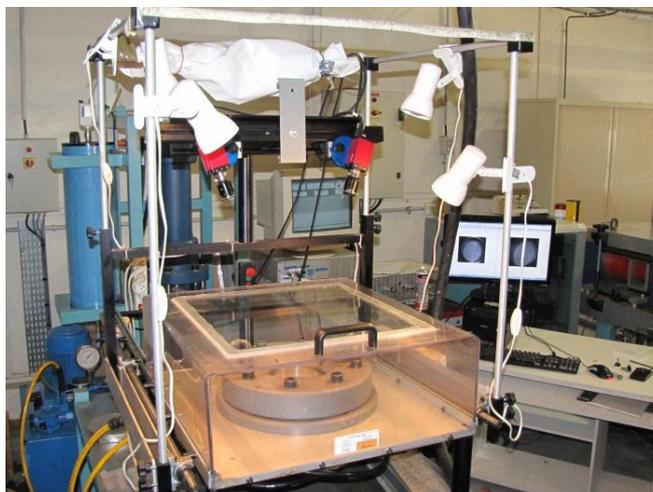
Por otra parte, cuando se requiere medir deformaciones sobre superficies curvadas (3D) de ensayos *fuera del plano*, se utiliza un arreglo de dos cámaras. Se toman en este caso dos fotografías (una por cada cámara) de cada estado (original y deformado). Las dos cámaras permiten localizar cualquier punto en el espacio tridimensional dado por la superficie de la probeta a partir de su posición en ambas imágenes. En el caso 3D, y/o cuando el área de la zona de interés es extensa, es crítico el factor iluminación. Una iluminación deficiente o no uniforme distorsiona la distribución de grises en las fotografías que el programa utiliza. La precisión de los resultados es sensible a la resolución de las imágenes, las dimensiones de la probeta o zona de interés, la distancia entre la cámara y el espécimen, la distancia focal de la lente y la calidad de patrón aleatorio. Un análisis extenso de estos parámetros y sugerencias de aplicación de la técnica pueden ser encontrados en Sutton et al. (2009). La Fig. 3.10 presenta el montaje experimental del sistema óptico de medición de deformaciones VIC-3D® en el equipo de acopado hidráulico utilizado en este trabajo.

3.3.3 Determinación de las deformaciones límite

Desde que se propuso el concepto de FLC muchos investigadores se involucraron activamente en el desarrollo de métodos experimentales para la obtención precisa y objetiva de las deformaciones límite. Estos aspectos experimentales han sido los obstáculos limitantes más importantes en el uso práctico de las FLCs. A lo largo de los años, el procesamiento digital de las imágenes permitió el desarrollo de métodos más refinados, orientados a remover las perturbaciones subjetivas, inducidas por el factor humano en el proceso de análisis, y contribuyeron a aumentar la precisión en las deformaciones límite y a reducir la discrepancia entre datos experimentales obtenidos de diferentes laboratorios. Principalmente, se distinguen dos aproximaciones comúnmente utilizadas en la evaluación de las deformaciones críticas: *dependiente de la posición* y *dependiente del tiempo*.

El principio básico de la medición *dependiente de la posición* es determinar el campo de deformaciones sobre la muestra, usualmente en el instante de la fractura o en el momento previo a la iniciación de la grieta, y luego definir una manera de generar la FLC. Es precisamente por requerir el análisis de un único y determinado instante del proceso por lo que recibe el nombre de método dependiente de la posición. Dentro de este marco, varias metodologías fueron propuestas en la literatura. Takashima et al. (1968) desarrollaron una técnica llamada “método de los tres círculos”, que consistió en medir la elongación de tres círculos superpuestos cerca de la fractura. Este método es relativamente burdo y fue mejorado por Veerman et al. (1971). Poco tiempo después, Hecker (1972) recomendó otro método que permitía determinar deformaciones sanas, a estricción y a rotura, por medio de la observación de la forma de la grilla alrededor de la zona de fractura y las mostró sobre el diagrama FLD, estableciendo la FLC entre los puntos afectados por la estricción y los puntos sanos. Bragard et al. (1972) definieron un método basado en la interpolación de la distribución de deformaciones principales a lo largo de varias secciones perpendiculares a la grieta en el espécimen fracturado, para determinar la

Figura 3.10 Montaje experimental del sistema óptico de medición de deformaciones VIC-3D® en un equipo de acopado hidráulico (Centre de Mise en Forme des Matériaux, CEMEF, MINES ParisTech, Sophia Antipolis, Francia.).

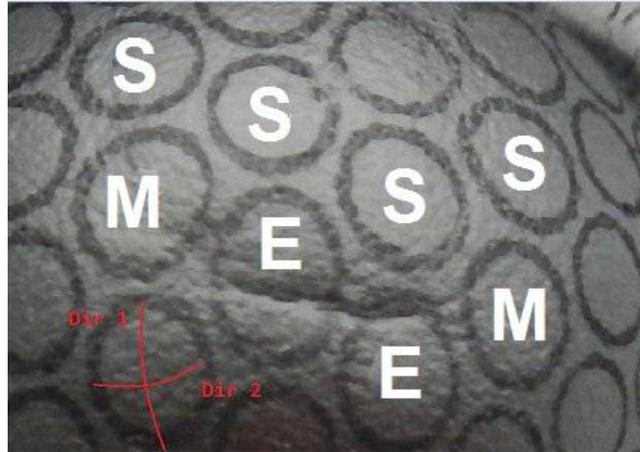


deformación al inicio de la estricción. El método fue mejorado posteriormente en la reunión de la IDDRG (1973), conocido como método “Zürich Nr.5”, y por d’Haeyer y Bragard (1975). Algunas de las técnicas y fundamentos de las metodologías anteriores fueron la base para el desarrollo de la reciente norma ISO 12004-2, cuyo objetivo fue definir condiciones de ensayo y un procedimiento de evaluación de la FLC unificado. Este procedimiento establece una metodología basada en el análisis de la distribución de deformaciones principales en secciones perpendiculares a la grieta, mediante la aproximación polinómica de los datos en un cierto intervalo o ventana de ajuste, justo en el instante anterior a la aparición de la fractura. Más detalles pueden encontrarse en la norma. La principal desventaja de esta técnica estandarizada es que la FLC se genera sobre la fractura incipiente de la muestra, cuando la estricción localizada ya ha ocurrido. Debido a esta limitación, Hogström et al. (2009) propusieron un método para refinar la norma, basado en determinar las deformaciones críticas al comienzo de la estricción, que en parte sigue la norma ISO, pero necesita algunos pasos adicionales para definir el tiempo y ubicación del comienzo de la estricción. Recientemente, Zhang et al. (2013) mostró un método basado en la técnica de Hecker, consistente con éste, donde aplica grillas virtuales en lugar del grillado real.

Por otro lado, el uso cada vez más extendido de la técnica DIC ha permitido explorar metodologías *dependientes del tiempo*, como alternativa a las dependientes de la posición, para la detección del inicio de la estricción. Estas metodologías se basan en el análisis de la evolución temporal de alguna de las variables del proceso y en el establecimiento de una condición crítica para determinar el valor de deformación límite. Algunos métodos en esta línea se basan en la evolución temporal de la distribución de la deformación principal máxima y su gradiente espacial (Geiger y Merklein, 2003), de la velocidad de deformación principal máxima (Situ et al., 2006, 2007; Huang et al., 2008; Merklein et al., 2010; Li et al., 2013; Martínez-Donaire et al., 2014), de la diferencia de los incrementos de deformación máxima (Feldmann et al., 2009), de la deformación en el espesor y su derivada primera (Eberle et al., 2008; Volk y Hora, 2010), del análisis del cambio en altura de la topografía de la superficie de las probetas (Wang et al., 2014), entre otros. A pesar de las diferentes propuestas no existe aún ninguna universalmente aceptada, ni estandarizada. De hecho, aunque la norma ISO 12004-2 se refiere a estos métodos dependientes del tiempo, no propone ninguno.

En la presente investigación se utilizaron dos técnicas para medir las deformaciones: el método convencional, basado en la técnica de Hecker, y el método de Bragard. A continuación, se presentarán las particularidades de cada técnica.

Figura 3.11 Ejemplo de aplicación de la técnica convencional para determinar estados sanos (S), marginales (M) y de estricción (E).



3.3.3.1 Método convencional

Esta metodología se basa en el trabajo de Hecker (1972), y hace uso de la aplicación de la técnica de grillado, descrita en el apartado anterior. A partir de la muestra deformada hasta la aparición de estricción localizada y/o fractura, el método consiste en medir las deformaciones sobre las elipses discriminando entre cuatro calidades de puntos comúnmente denominados: sanos, marginales, con estricción y fracturados. Esta discriminación se realiza por medio de inspección visual, generando un grado importante de subjetividad. La Fig. 3.11 muestra el ejemplo de una probeta que presenta una clara estricción localizada. Las elipses atravesadas por la estricción son identificadas con la letra “E”, aquellas apenas influidas o primeras vecinas a estas últimas se consideran marginales y se identifican con la letra “M”, y las elipses claramente sanas y alejadas de la estricción o fractura, determinan estados de deformación seguros, identificados por “S”. En el caso que existiera una fisura, las elipses afectadas pueden medirse cuidadosamente sumando las dimensiones de las partes que la componen. Una vez medidos estos valores, se los vuelca sobre el diagrama FLD generando una “nube de puntos” y se traza la FLC entre los puntos afectados por la estricción y los puntos sanos. En general no existe una división clara entre puntos correspondientes a zonas fracturadas, marginales y sanas. De esta manera, tal separación debe hacerse en base a la experiencia del analista, datos históricos, descarte de valores incoherentes y una recurrente observación de las probetas. Las mediciones realizadas mediante esta técnica fueron hechas sobre probetas Nakajima y los resultados serán presentados en el Capítulo 6.

Aunque este método fue utilizado extensamente debido a su simplicidad, no está exento a la subjetividad en la medición, lo que afecta la calidad de los datos medidos. Smith y Lee (1998) analizaron la incerteza de esta metodología y encontraron que los valores de FLC_0 pueden variar alrededor del 5% y el valor de la deformación máxima para una dada deformación menor lo puede hacer hasta en un 11% de deformación.

3.3.3.2 Método de Bragard

El otro procedimiento utilizado en el presente trabajo sigue una metodología similar a la propuesta por Bragard en 1972. Dicho procedimiento consiste en evaluar la distribución de deformaciones principales a lo largo de varias secciones perpendiculares a la grieta o estricción localizada en la muestra. En cada sección se realiza el ajuste de la distribución de deformación principal máxima empleando una parábola de orden 4. Originalmente, Bragard utilizó únicamente un polinomio de grado 2, sin embargo, resultados obtenidos por Serenelli (2013) muestran que los polinomios de grado 4 permiten conseguir un mejor ajuste. Los puntos sobre la estricción o fractura son convenientemente descartados del ajuste y la deformación límite mayor en cada sección se corresponde con el valor máximo de la función ajustada sobre los puntos restantes. Para definir la deformación límite menor se debe ajustar otro polinomio a las deformaciones menores e intersectarlo con la abscisa correspondiente al máximo de la curva polinomial anterior. Finalmente, la media de los valores obtenidos en cada sección analizada corresponde al punto sobre la FLC. Esto determina la característica principal de la técnica, por cada probeta ensayada se obtiene un punto único en el diagrama, eliminado la subjetividad en la selección de los datos propia del método convencional.

Este método puede ser aplicado, tanto con la técnica de grillado, como con la técnica DIC, sin embargo, deben tenerse en cuenta algunas consideraciones para seleccionar la zona de ajuste. Siempre que sea posible, la línea debe ocupar 10 elipses a cada lado de la estricción o grieta, o correspondientemente, se utilizan segmentos de 20 mm de longitud para la técnica DIC. La norma ISO 12004-2 establece un sistema estandarizado para determinar la ventana de ajuste, mediante el análisis de la derivada segunda de la deformación, el cual es adoptado en este trabajo de tesis. Asimismo, la norma sugiere la utilización de una parábola invertida para ajustar los valores de deformación. Sin embargo, para probetas que presentan grandes gradientes de deformación esta metodología produce resultados incoherentes.

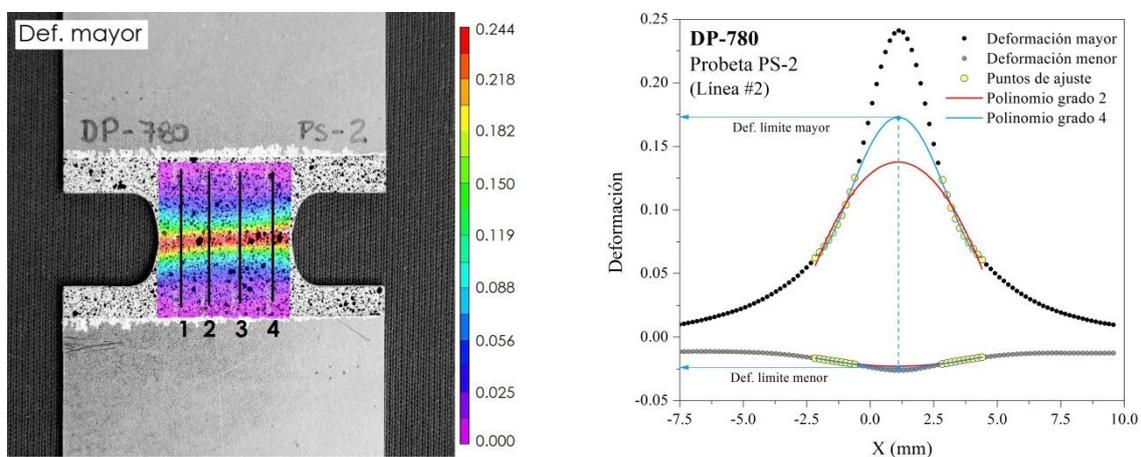


Figura 3.12 Determinación de las deformaciones límite: distribución de deformaciones y líneas de análisis sobre una muestra DP-780 (izq.) y aplicación de la técnica de Bragard sobre la línea #2 (der.).

A modo de ejemplo, la Fig. 3.12 muestra la aplicación de la técnica de Bragard sobre una probeta de deformación plana de acero DP-780. El rango que incluye los puntos de ajuste fue obtenido siguiendo la norma ISO 12004-2 y los resultados se comparan aplicando polinomios de grado 2 y 4. Resulta claro que el polinomio de grado 4 produce resultados más acordes al perfil de deformaciones encontrado experimentalmente. Las mediciones realizadas mediante esta técnica fueron ejecutadas sobre probetas de tracción con entallas y de acopado hidráulico, y los resultados serán presentados en los Capítulos 6, 9 y 10.

3.4 Formabilidad de los aceros DP

La principal diferencia en cuanto a formabilidad entre los aceros AHSS y los aceros HSS, como los aceros microaleados (HSLA), es que los primeros poseen una mayor capacidad de endurecimiento por deformación o trabajado en frío. Esta alta capacidad de endurecimiento permite incrementar la resistencia mecánica de la chapa sin reducir demasiado su formabilidad, al resistir mejor la formación de la estricción localizada durante su conformado. Como contraste, y debido a su elevada resistencia mecánica, aparecen problemas paralelos como mayores presiones y dificultades en las etapas de conformado, lo que se traduce en un desgaste mucho más acusado de las herramientas e incluso su rotura prematura tras la fabricación de pocas piezas. Sin embargo, estos aceros poseen una baja capacidad de embutido en comparación con los aceros convencionales utilizados tradicionalmente en la industria del transporte y en particular la del automóvil, lo cual es un factor crítico en los procesos de conformado.

En la Fig. 3.13 se presenta una comparación entre las curvas límites de formabilidad entre aceros DP (350/600), HSLA (350/450) y blando (Mild Steel 170/300) con espesores de 1,2 mm. Las tres curvas poseen aproximadamente la misma forma, y dado que los aceros DP y HSLA poseen el mismo valor de n , sus valores FLC_0 son idénticos. Por otro lado, el acero blando posee

Figura 3.13 Curvas límites experimentales para chapas de acero blando (Mild steel), HSLA y DP, con espesores de 1,2 mm (WorldAutoSteel, 2009).

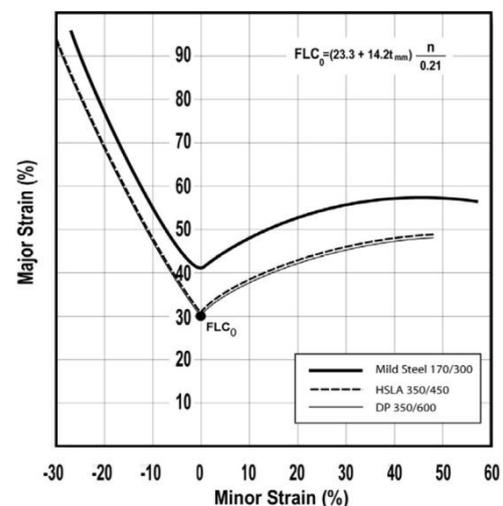
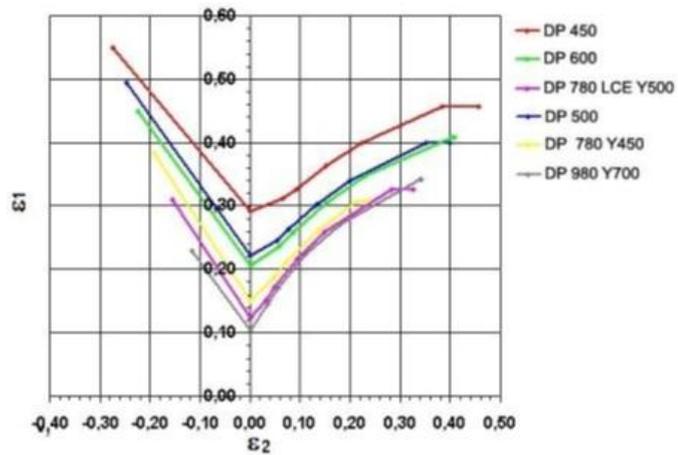


Figura 3.14 Curvas límites experimentales para chapas de aceros DP de diferentes grados (WorldAutoSteel, 2009).



una FLC elevada debido a que su valor de n es sustancialmente mayor al de los otros aceros en estudio. Adicionalmente, la Fig. 3.14 compara las FLC para diferentes grados de aceros DP. A medida que aumenta el grado del acero, su curva FLC disminuye.

Un punto importante de las curvas precedentes es el valor de FLC_0 ya que la fractura o aparición de la fisura en partes conformadas en frío, bajo condiciones de prensado, a menudo ocurren en este estado, y la deformación límite para este caso es la mínima. En la Fig. 3.15 se presentan comparaciones de este valor para aceros DP con respecto a otras aleaciones. En particular la Fig. 3.15 (izq.) ilustra la relación entre las deformaciones límite bajo deformación plana y la resistencia a la tracción para diferentes chapas de acero, en la cual la banda de dispersión de los aceros ferríticos incluye aceros blandos, HSLA y DP con espesores de 0,7 a 0,9 mm. En general los valores de FLC_0 disminuyen con el incremento del valor de la resistencia a la tracción. Los aceros DP se encuentran cercanos al borde superior de la banda de dispersión.

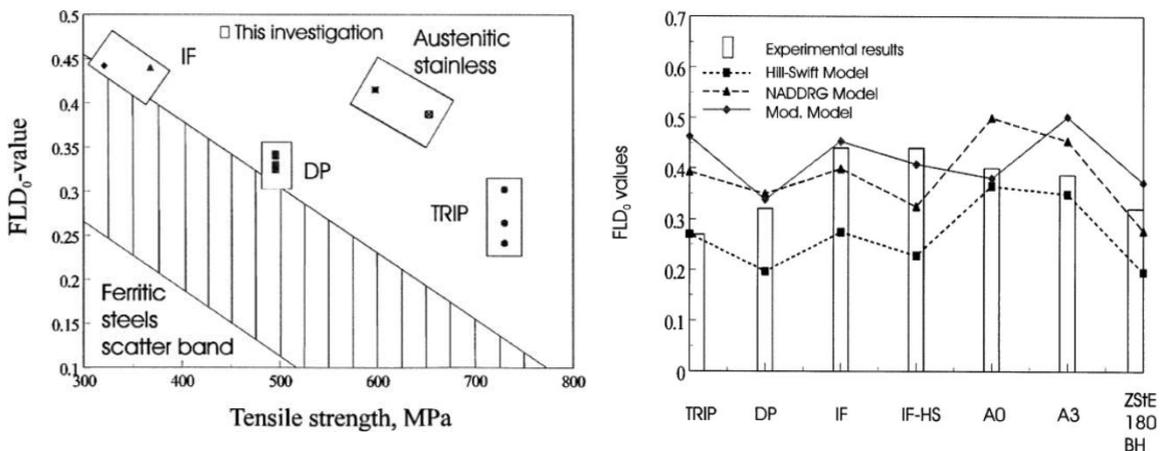


Figura 3.15 Relaciones entre el valor FLC_0 y la resistencia a la tracción para aceros laminados en frío (Bleck y Drewes, 1986) (izq.) y comparación entre diferentes materiales (Bleck et al., 1998) (der.).

3.5 Conclusiones

En este capítulo se examinó el concepto de diagrama límite de conformado, los factores que limitan y afectan la formabilidad de chapas metálicas, así como las técnicas experimentales más utilizadas para determinar el diagrama FLD y medir las deformaciones límite, poniendo un mayor énfasis en aquellas utilizadas en el presente trabajo de investigación.

La formabilidad representa, en términos generales, el resultado de complejas interacciones entre las propiedades intrínsecas a la chapa metálica y los factores extrínsecos relacionados al proceso de conformado, los que están limitados por la aparición de la estricción localizada. Es importante recordar que, si bien se ha generalizado el concepto de FLC, no es una línea estrecha la que divide la zona de deformación estable de la de rotura de la chapa, sino, por el contrario, una banda límite. Esto radica en la dispersión encontrada en los ensayos experimentales. Pequeños cambios en los parámetros de ensayo, como las condiciones del equipo, geometría de la muestra, lubricantes, velocidad, entre otros, pueden conducir a fuertes variaciones sobre los resultados.

Existe una clara tendencia a minimizar la subjetividad encontrada en la medición y determinación de las deformaciones límite. Esto ha sido claramente beneficiado por el uso de sistemas de medición ópticos, que incluyen la técnica de correlación digital de imágenes, lo que permite la generación de nuevos algoritmos para determinar el momento preciso del comienzo de la inestabilidad local. En la actualidad, diferentes laboratorios se enfocan en el desarrollo de nuevas técnicas, sin embargo todavía existe un arduo trabajo a realizarse en las etapas de verificación, optimización y comparación.

La formabilidad de los aceros AHSS, y por ende de los aceros DP, no presenta un cambio radical respecto de los aceros HSS convencionales. Sin embargo, la mayor capacidad de endurecimiento por deformación de los aceros DP permite incrementar la resistencia mecánica de la chapa sin reducir apreciablemente su formabilidad, lo que atrae principalmente el interés de la industria automotriz.

3.6 Referencias

- Amodio D., Broggiato G.B., Campana F., Newaz G.M., 2003. Digital Speckle Correlation for Strain Measurement by Image Analysis. *Society for Experimental Mechanics* 43, 396-402.
- Banabic D., Bünge H.J., Pöhlandt K., Tekkaya A.E., 2000. *Formability of Metallic Materials. Plastic Anisotropy, Formability Testing, Forming Limits* Springer, Berlin, Heidelberg.
- Banabic D., 2010. *Sheet Metal Forming Processes*. Springer, Berlin, Heidelberg.

- Banabic D., Lazarescu L., Paraianu L., Ciobanu I., Nicodim I., Comsa D.S., 2013. Development of a new procedure for the experimental determination of the forming limit curves. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 62, 255–258.
- Björklund O., Larsson R., Nilsson L., 2013. Failure of high strength steel sheets: Experiments and modeling. *Journal of Materials Processing Technology* 213, 1103-1117.
- Bleck W., Drewes E.-J., 1986. Höherfestes kaltgewalztes Feiblech aus phosphorlegierten Stählen und aus Stählen mit Dualphasengefüge, *Stahl u. Eisen* 106, 1381–1398.
- Bleck W., Deng Z., Papamantellos K., Gusek C.O., 1998. A comparative study of the forming-limit diagram models for sheet steels. *Journal of Materials Processing Technology* 83, 223–230.
- Bragard A., Baret J.C., Bonnarens H., 1972. A simplified technique to determine the FLD at onset of necking. *Centre Res Metallurgy* 33, 53–63.
- Buchar Z., 1996. Circle grid analysis applied to the production problems of car body panels. *Journal of Materials Processing Technology* 60, 205–208.
- Charpentier P.L., 1975. Influence of the punch curvature on the stretching limits of sheet steel. *Metallurgical Transactions* 6A, 1665–1669.
- Conrad H., Demeri M.Y., Bhatt D., 1978. Effects of material parameters including strain-rate sensitivity of the flow stress on the stretch formability of sheet metal. In: Hecker SS, Ghosh AK, Gegel HL (eds) *Formability: Analysis modeling and experimentation*. Metal Society of AIME, New York, 208–231
- d'Hayer R., Bragard A., 1975. Determination of the limiting strains at the onset of necking. *Centre for Research in Metallurgy* 42, 33-35
- Dieter G.E., 1967. *Metalurgia Mecánica*. Aguilar, S.A. Askeland.
- Eberle B., Volk W., Hora P., 2008. Automatic approach in the evaluation of the experimental FLC with a full 2D approach based on a time depending method. En: *Proc. 7th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes, Numisheet 2008, Interlaken, Switzerland*, 279-284
- Feldmann P., Schatz M., Aswendt P., 2009. Automatic FLC-value determination from 4D strain data. En: *Proc. Biennial Congress of the IDDRG, Colorado, USA*, 533-546.
- Fictorie E., van den Boogaard A.H., Atzema E.H., 2010. Influence of Punch Radius in a Nakazima Test for Mild Steel and Aluminium. *International Journal of Material Forming* 3, 1179-1182
- Geiger M., Merklein M., 2003. Determination of forming limit diagrams. En: *Proc. Annals of CIRP* 51, 213-216.
- Genevois P., 1992. Etude expérimentale et modélisation du comportement plastique anisotrope de tôles d'acier en grande déformations. Ph.D. Thesis, INPG, Grenoble, France.
- Gensamer M., 1946. Strength and Ductility. *Transactions of the ASM* 36, 30-60.

- Ghosh A.K., Hecker S.S., 1974. Stretching limits in sheet metals: In-plane versus out-of-plane deformations. *Metallurgical Transactions* 5A, 2161–2164.
- Goodwin G.M., 1968. Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop. *La Metallurgia Italiana* 8, 767.
- Graf A.F., Hosford W.F., 1994. The influence of strain-path changes on forming limit diagrams of Al 6111 T4. *International Journal of Mechanical Sciences* 36, 897-910.
- Grumbach M., Sanz G., 1972. Influence of various parameters on forming limit curves. *Revue de Metallurgie* 61, 273–290.
- Hecker S.S., 1972. A simple forming limit curve technique and results on aluminum alloys, sheet metal forming and formability. In: *Proc. of the 7th Biennial Congress of the IDDRG, Amsterdam, The Netherlands*, 5.1–5.8.
- Hogström P., Ringsberg J.W., Johnson E., 2009. An experimental and numerical study of the effects of length scale and strain state on the necking and fracture behaviours in sheet metals. *International Journal of Impact Engineering* 36, 1194–1203.
- Holmberg S., Enquist B., Thilderkvist P., 2004. Evaluation of sheet metal formability by tensile tests. *Journal of Materials Processing Technology* 145, 72–83.
- Huang G., Sriram S., Yan B., 2008. Digital image correlation technique and its application in forming limit curve determination. In: *Proceedings of the IDDRG 2008 International conference, Olofstrom, Sweden*, 153–162.
- IDDRG, 1973. Methods of determining the forming limit curve. IDDRG Meeting, Zurich.
- ISO 12004-2:2008 Metallic materials. Sheet and strip. Determination of forming-limit curves. Part 2: Determination of forming-limit curves in the laboratory.
- Keeler S.P., Backofen W.A., 1963. Plastic instability and fracture in sheet stretched over rigid punches. *ASM Transactions Quarterly* 56, 25-48.
- Keeler S.P., 1965. Determination of Forming Limits in Automotive Stampings. Society of Automotive Engineers, Technical paper No. 650535.
- Keeler S.P., 1968. Circular grid system – a valuable aid for evaluating sheet metal formability. *SAE Technical Paper* 680092.
- Lee S.B., Speer J.G., Matlock D.K., 2004. The Influence of phase distributions and interfaces on fracture and formability of high strength sheet steels. *Advanced High Strength Steels*, 383-394.
- Li D., Ghosh A.K., 2004. Biaxial warm forming behavior of aluminum sheet alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 145, 281–293.
- Li J., Carsley J.E., Stoughton T.B., Hector L.G., Hu S.J., 2013. Forming limit analysis for two stage forming of 5182-O aluminum sheet with intermediate annealing. *International Journal of Plasticity* 45, 21–43.

- Marciniak Z., Kuczynski K., 1967. Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal. *International Journal of Mechanical Sciences* 9, 609–612.
- Marciniak Z., Kolodziejcki J., 1972. Assessment of sheet metal failure sensitivity by method of torsioning the rings. *Proceedings of the Seventh Biennial Congress. IDDRG, Amsterdam.* 61–64.
- Marciniak Z., Duncan J.L., Hu S.J., 2002. *Mechanics of sheet metal forming*, Butterworth-Heinemann.
- Martínez-Donaire A.J., García-Lomas F.J., Vallellano C., 2014. New approaches to detect the onset of localised necking in sheets under through-thickness strain gradients. *Materials & Design* 57, 135-145.
- Merklein M., Kuppert A., Geiger M., 2010. Time dependent determination of forming limit diagrams. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 59, 295-298.
- Nakajima K., Kikuma T., Hasuka K., 1968. Study on the formability of steel sheets. *Yawata Technical Report* 264, 8517–8530.
- Olsen T., 1920. Machines for ductility testing. *Proceedings of American Society of Materials* 20, 398-403.
- Okamoto T., Matsuoka T., Hayashi Y., Sudo C., 1968. Ductile fracture strains of sheet steel by hydrostatic bulge test. *Metallurgia Italiana* 8, 679.
- Ozturk F., Dilmeç M., Mevlut T., Remzi E.E., Huseyin S.H., 2009. Grid marking and measurement methods for sheet metal formability. In *5th International Conference and Exhibition on Design and Production of Machines and Dies/Molds*, Aydın, Turkey, 41-49.
- Padwal S.B., Chaturvedi R.C., Rao U.S., 1992. Influence of superimposed hydrostatic tension on void growth in the neck of a metal sheet in biaxial stress fields (I, II). *Journal of Materials Processing Technology* 32, 91–107.
- Pan B., Qian K., Xie H., Asundi A., 2009. Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review. *Measurement Science and Technology* 20, 1-17.
- Percy J.H., 1980. The effect of strain rate on the FLD for sheet metal. *Annals of CIRP* 29, 151–152.
- Raghavan K.S., 1995. A simple technique to generate in-plane forming limit curves and selected applications. *Metallurgical Transactions* 26A, 2075–2084.
- Sarwar M., Ahmad E., Hussain N., Ahmad B., Manzoor T., 2006. Crack path morphology in dual-phase steel. *Journal of Materials Engineering and Performance* 15, 352-354.
- Serenelli M.J., 2013. *Textura, anisotropía y formabilidad límite. Una extensión del modelo de Marciniak-Kuczynski basada en plasticidad cristalina. Tesis Doctoral, Universidad Nacional de Rosario.*

- Situ Q., Jain M., Bruhis M., 2006. A suitable criterion for precise determination of incipient necking in sheet materials. *Materials Science Forum* 519-521, 111-116.
- Situ Q., Jain M., Bruhis M., 2007. Further experimental verification of a proposed localized necking criterion. En: *Proc. Numerical Methods in Industrial Forming Processes, NUMIFORM 2007*, Porto, Portugal, 907-912.
- Slota J., Spisak E., 2008. Determination of flow stress by the hydraulic bulge test. *Metalurgija* 47, 13-17.
- Smith P.E., Lee D., 1998. Determination of forming limits for aluminum alloys. SAE technical paper 982375, 2, 121–128.
- Sowerby R., Chu E., Duncan J.L., 1982. Determination of the large strains in metal forming. *Journal of Strain Analysis* 17, 95–101.
- Sun D.-Z., Andrieux F., Feucht M., 2009. Damage modeling of a TRIP steel for integrated simulation from deep drawing to crash. 7th European LS Dyna Conference.
- Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W., 2009. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements*. Springer Publishing Company, Incorporated.
- Tadros A.K., Mellor P.B., 1978. An experimental study of the in-plane stretching of sheet metal. *International Journal of Mechanical Sciences* 20, 121–134.
- Takashima K., Herai T., Komorida H., Horita T., 1968. Relation between the manufacturing conditions and the average strain according to the scribed circle tests in steel sheets. *La Metallurgica Italiana* 8: 757–765.
- Tan Z., Melin L., Magnusson C., 1992. Application of an image processing technique in strain measurement in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology* 33, 299-310.
- Veerman C., Hartman L., Peels J.J., Neve R.F., 1971. Determination of appearing and admissible strains in cold-reduced sheets. *Sheet Metal Industries* 48, 687-694.
- Vernerey F., Liu W.K., Moran B., 2007. Multi-scale micromorphic theory for hierarchical materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 55, 2603-2651.
- Volk W., Hora P., 2010. New algorithm for a robust user-independent evaluation of beginning instability for the experimental FLC determination. *International Journal of Material Forming* 4, 339-346.
- Wagoner R.H., Chan K.S., Keeler S.P., 1989. *Forming Limits Diagrams: Concepts, Methods and Applications*, TMS-AIME.
- Wagoner R.H., 2006. *Advanced High-Strength Steels: Fundamental Research Issues*. In R.H. Wagoner, ed., Arlington, VA, USA, National Science Foundation, Department of Energy, Auto-Steel Partnership.
- Wang K., Carsley J.E., He B., Li J., Zhang L., 2014. Measuring forming limit strains with digital image correlation analysis. *Journal of Materials Processing Technology* 214, 1120-1130.

- WorldAutoSteel, 2009. Advanced High Strength Steels (AHSS) Application Guidelines. Version 4.0. <http://www.worldautosteel.org/>
- Xavier M.D., Plaut R.L., Schön C.G., 2014. Uniaxial near plane strain tensile tests applied to the determination of the FLC_0 formability parameter. *Materials Research* 17, 982-986.
- Zhang L., Lin J., Sun L., Wang C., Wang L., 2013. A new method for determination of forming limit diagram based on digital image correlation. SAE Technical Paper 2013-01-1421.

Bloque II

RESULTADOS Y APLICACIONES EXPERIMENTALES

Este bloque está integrado por tres capítulos que presentan los resultados experimentales alcanzados en esta tesis, enfocados a la mejora e implementación de nuevas funcionalidades en equipos de ensayo y a la determinación del diagrama FLD del acero DP-780. Los capítulos son reproducidos de publicaciones realizadas durante el transcurso del doctorado. Debido a que estas publicaciones son de temas afines, sus introducciones y procedimientos involucran conceptos similares, por lo que el lector puede encontrar información repetida o redundante.

Capítulo 4

Adaptación de un equipo de acopado hidráulico para determinar curvas de carga¹

4.1 Introducción

La industria del conformado de chapas metálicas requiere la predicción de complejos procesos de deformación para variedad de materiales y aleaciones. Con este propósito, el uso del modelado numérico es una herramienta muy exitosa para el conocimiento, diseño y previsibilidad de los procesos. Desafortunadamente, nuevos materiales que requieren leyes constitutivas más complejas no son fáciles de modelar, y en muchos casos los resultados experimentales son muy limitados y no cubren el rango esperado de deformaciones, particularmente en el rango de cargas multiaxiales. La adecuada calibración y/o validación de estos modelos requieren de mayor variedad y precisión en los datos que son utilizados para caracterizar la respuesta mecánica del material.

La determinación de las propiedades mecánicas es una de las claves en el análisis del comportamiento de deformación de los materiales. Diversas técnicas son utilizadas para obtener la respuesta tensión-deformación de materiales metálicos, pero ninguna de ellas puede ser considerada por sí misma mejor u óptima. El ensayo estándar de tracción uniaxial (ASTM E8-04; DIN EN 10 002) mostró ser un método ampliamente aceptado, confiable, simple y

¹ El siguiente capítulo es reproducido desde: Schwindt C.D., Puccinelli M., Signorelli J.W. Adaptación de un equipo de acopado hidráulico para la determinación de la curva de carga bajo tracción equibiaxial en chapas metálicas. III Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica. Buenos Aires, Argentina, 2-5 de Octubre, 2012. Ref J-007, pp. 1-11. ISBN 978-987-1978-09-0.

económico de realizar. No obstante, una limitación propia de este tipo de ensayos está en los niveles máximos de deformación alcanzados (sin la aparición de fenómenos de localización, estricción, o fisuración), siendo necesaria una extrapolación del comportamiento del material si la sollicitación involucra deformaciones mayores. Este último punto resulta muchas veces de vital importancia en el desarrollo de herramientas adecuadas de cálculo computacional, dado que los parámetros que intervienen en las leyes constitutivas pueden depender de la forma en que se eligen las experiencias para calibrar el modelo propuesto.

El ensayo de acopado hidráulico es un método conveniente para determinar las propiedades de fluencia de los materiales bajo estados de deformación biaxial, logrando extensos rangos de deformación plástica (Atkinson, 1997; Gutsher et al., 2004; Slota y Spišák, 2008; Santos et al., 2009). En este ensayo, se ubica una probeta plana sobre una matriz, usualmente de forma circular, y se ancla sobre su borde por medio de un sujetador. Seguidamente, se aplica una presión hidráulica creciente sobre una de sus caras forzando la chapa a estirarse libremente en forma aproximada a una semiesfera, presentando un estado de tensión biaxial en el polo de la cúpula formada.

El objetivo del presente trabajo consiste en instrumentar un sistema de medición en tiempo real, en un equipo de acopado hidráulico para determinar la respuesta tensión-deformación en sollicitación de carga biaxial. Se incorpora una placa adquisidora de datos y se desarrolla el software específico para su tratamiento. Los resultados obtenidos sobre una chapa de acero de calidad de embutido² muestran la factibilidad del método para caracterizar el comportamiento del material a niveles de deformación plástica muy superiores a los disponibles mediante un ensayo de tracción simple.

4.2 Análisis del ensayo de acopado hidráulico

La teoría de membranas permite establecer, en una primera aproximación, la relación existente entre las diferentes magnitudes físicas intervinientes en el proceso. En particular se quiere establecer una relación entre la tensión equivalente en el polo de la probeta y la presión ejercida para deformar la chapa, el espesor y el radio de curvatura que presenta la muestra. Dado que se restringe el análisis a chapas delgadas (baja relación entre el espesor y el diámetro de la probeta), se puede considerar que los esfuerzos de flexión son despreciables, simplificando considerablemente el análisis. Lo anterior habilita a considerar que la tensión a través del espesor (σ_3) sea nula, pudiéndose establecer la siguiente relación:

² En este trabajo los ensayos no se pudieron realizar sobre el acero DP-780 debido a que aún no se disponía de las chapas.

$$\frac{\sigma_1}{\rho_1} + \frac{\sigma_2}{\rho_2} = \frac{P}{t} \quad (4.1)$$

donde σ_1 y σ_2 son las tensiones principales en la superficie de la chapa, ρ_1 y ρ_2 son los correspondientes radios de curvatura de la superficie curva, P es la presión hidráulica y t el espesor de la chapa.

Restringiendo el análisis al caso de acopado hidráulico axisimétrico, las dos tensiones principales pueden considerarse idénticas ($\sigma = \sigma_1 = \sigma_2$), y del mismo modo los radios de curvatura ($\rho = \rho_1 = \rho_2$), los cuales también permanecen constantes cualquiera sea el plano considerado.

$$\sigma_1 = \sigma_2 = \frac{P\rho}{2t} \quad (4.2)$$

Asumiendo un comportamiento tipo Von Mises para el material, la tensión equivalente en la chapa se calcula mediante las Ecs. (4.3) y (4.4).

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \quad (4.3)$$

$$\bar{\sigma} = \frac{P\rho}{2t} \quad (4.4)$$

La validez estricta de las ecuaciones anteriores, debido a la desviación de la geometría del domo, se observa sólo en el polo de la probeta. Adicionalmente, la evaluación de la curva de carga del material requiere del cálculo de la deformación plástica en el polo. Asumiendo que la forma del domo es esférica, de espesor uniforme y teniendo en cuenta la constancia de volumen, se obtiene la siguiente expresión de la deformación plástica equivalente:

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{9}} [(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2]^{1/2} \quad (4.5)$$

$$\bar{\varepsilon} = -\varepsilon_3 = \ln\left(\frac{t_0}{t}\right) \quad (4.6)$$

Se deduce de las definiciones y ecuaciones anteriores que la determinación de la curva de carga requiere del valor del espesor en el polo de la probeta (t), del radio de curvatura (ρ) y de la presión del fluido de trabajo (P). La presión se obtiene mediante la utilización de un

transductor incorporado en el equipo. En el caso del radio de curvatura y el espesor actual de la chapa en el domo, su obtención no es directa y se deben realizar una serie de simplificaciones para su cálculo. En la literatura pueden encontrarse diferentes aproximaciones direccionadas a ello. El factor común en la mayoría de ellas es utilizar la altura del domo (h) para expresar la evolución de tanto el radio de curvatura como el espesor de la chapa. El valor de h se determina mediante la utilización de un esferómetro centrado en la parte superior de la chapa. En los apartados siguientes se presenta una breve reseña de los métodos más frecuentemente encontrados en la literatura que permiten obtener la curva tensión-deformación en este tipo de ensayos.

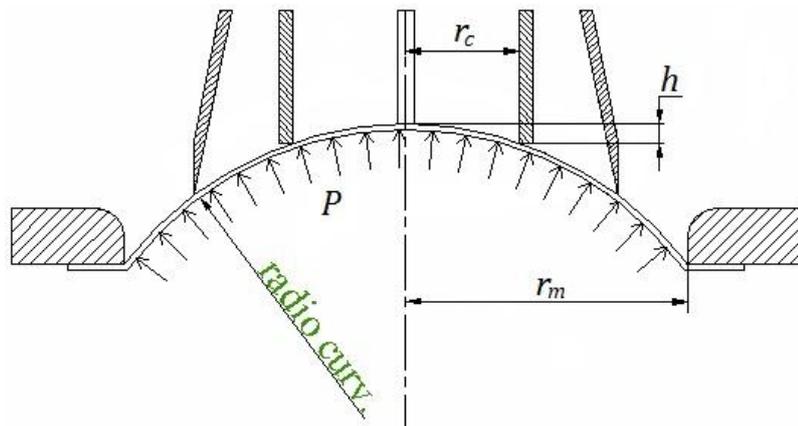
4.2.1 Radio de curvatura

Una de las expresiones que relacionan el radio de curvatura con la altura del domo se puede obtener de forma simple en base a argumentos geométricos, asumiendo que el domo es esférico y despreciando la influencia del radio de empalme en la cavidad de la matriz. En base a estos argumentos, Hill (1950) propuso un modelo analítico que responde a la siguiente ecuación:

$$\rho = \frac{r_c^2 + h^2}{2h} \quad (4.7)$$

donde r_c es el radio de la matriz y h la altura de acopado. Panknin (1959) incorporó en el análisis el efecto del radio de empalme de la matriz. No obstante, en el presente caso, la matriz de la máquina de ensayo tiene un radio de empalme que se puede considerar despreciable. Consecuentemente, el análisis se desarrolla en base a la aproximación propuesta por Hill. La Fig. 4.1 presenta un diagrama con las características principales del esferómetro incorporado en el equipo de ensayo. Nótese que r_c es el radio interno del tubo y h no es la altura total de acopado, sino aquella entre el tubo y el vástago del esferómetro.

Figura 4.1 Geometría del ensayo de acopado hidráulico.



4.2.2 Espesor en el domo

La evolución del espesor en el polo de la probeta fue analizada por varios investigadores con considerable profundidad. El común denominador consistió en encontrar expresiones cerradas (analíticas) que permitan obtener de la manera más precisa posible el valor del espesor a medida que la chapa se deforma. Hill (1950) desarrolló un método analítico en base a la cinemática de la superficie de la probeta. Chakrabarty y Alexander (1970) mejoraron la precisión del modelo de Hill teniendo en cuenta los efectos del endurecimiento por deformación en la chapa, pero a costa de introducir un proceso de iteración en el cálculo del coeficiente de endurecimiento, desconocido en un principio. Más recientemente, Kruglov et al. (2002) desarrollaron una fórmula simple basada en la hipótesis de que las deformaciones sobre el meridiano de la probeta se encuentran uniformemente distribuidas en la superficie del domo:

$$t = t_0 \left[\frac{r_c/\rho}{\text{arc sen}(r_c/\rho)} \right]^2 \quad (4.8)$$

Recientemente, Lăzărescu et al. (2011) modificaron la ecuación de Kruglov mediante un factor de corrección que tiene en cuenta la no uniformidad de la distribución de las deformaciones. No obstante, a partir de un estudio comparativo experimental de las diferentes aproximaciones, Koç et al. (2011) determinaron que la fórmula propuesta por Kruglov aproxima con mayor precisión la evolución del espesor durante el ensayo. En función de lo anterior se adoptó dicha aproximación en el presente trabajo.

El diagrama de flujo de la Fig. 4.2 muestra el procedimiento seguido a partir de los valores de presión y altura del acopado para el cálculo final de la tensión y deformación en el material.

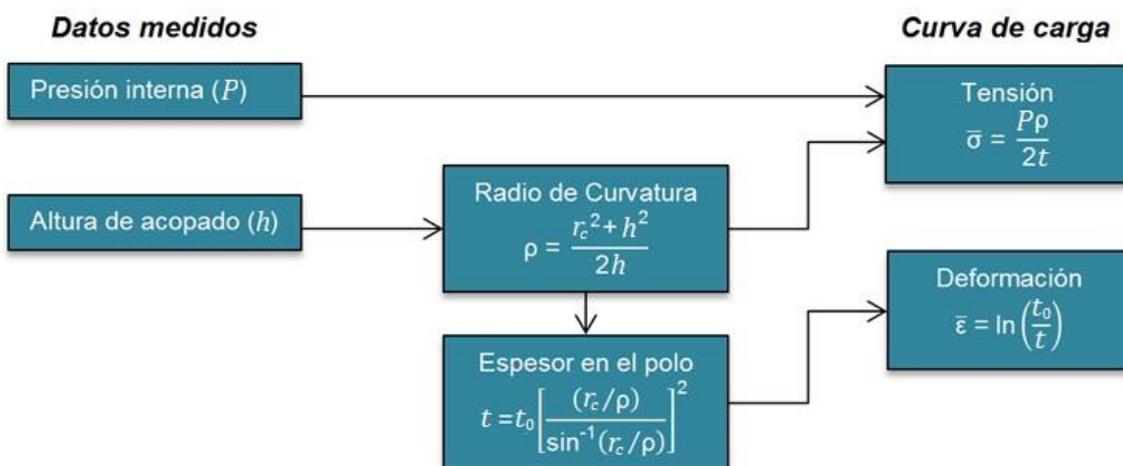


Figura 4.2 Diagrama de flujo de la determinación de la curva de carga.



Figura 4.3 Equipo de acopado hidráulico.

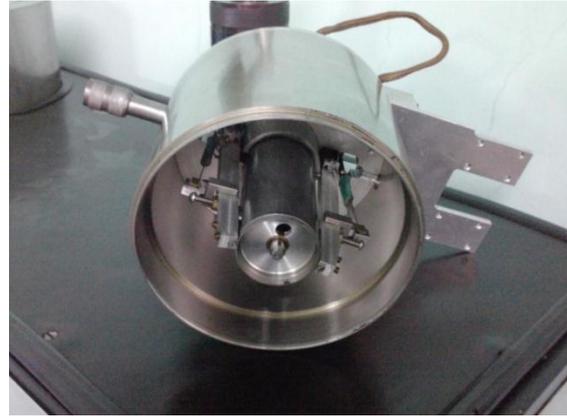


Figura 4.4 Cabezal con esferómetro.

4.3 Procedimiento experimental

El equipo de ensayo de acopado hidráulico utilizado es una máquina diseñada y construida en el Laboratorio de Metalurgia y Tecnología Mecánica de la UNS (Fig. 4.3). Los detalles constructivos del mismo pueden consultarse en el trabajo presentado por Carriac et al. (1999).

La presión interna a la que se encuentra sometida la chapa se mide continuamente por medio de un transductor de presión. La evaluación indirecta del radio de curvatura instantáneo se realiza por medio de un esferómetro situado en el cabezal de la máquina (Fig. 4.4). El mismo, se emplea para medir la flecha (h) del domo, generada durante la deformación. Para ello el esferómetro posee un tubo de radio interno r_c que posee en su centro un vástago desplazable axialmente cuando se incrementa h . El mismo deforma una viga cantiléver que tiene adheridos extensómetros eléctricos conectados a un puente Wheatstone, generando la señal requerida. Las señales correspondientes a la presión y a la altura son registradas por medio de una computadora equipada con una placa adquisidora de datos NI-DAQ SC-2043-SG. El tratamiento de los datos provenientes de los sensores se realiza mediante una aplicación desarrollada en LabView 8.0® (Fig. 4.5). La interfase de este software permite observar los gráficos de todas las variables del ensayo en el tiempo y la curva de tensión-deformación verdaderas, así como exportar los valores.

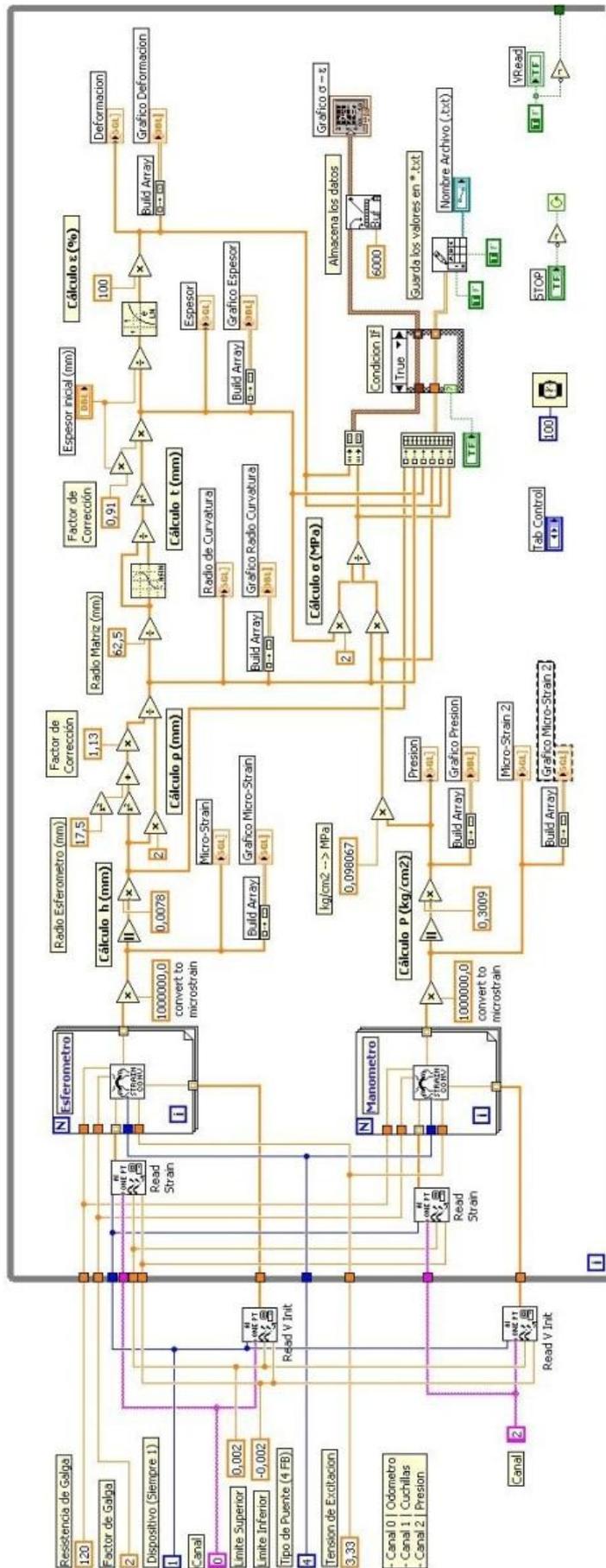


Figura 4.5 Procesamiento de los datos. Interfase en LabView 8.0®.

Tabla 4.1 Composición química [%].

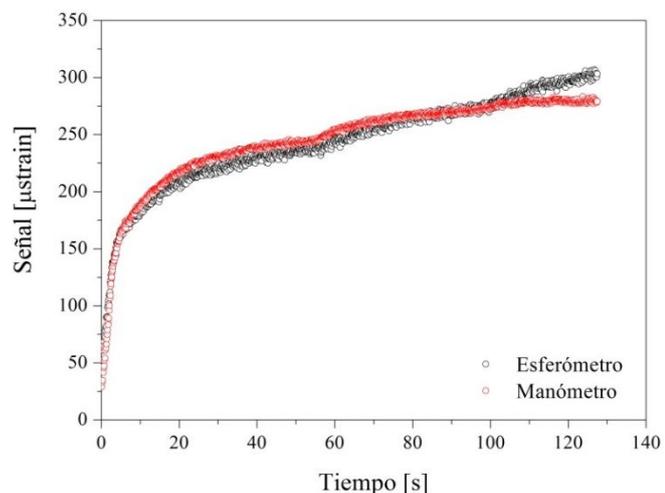
Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
%	0,05	0,15	0,10	0,019	0,012	0,031	0,020	0,046

4.4 Resultados y discusión

Como ejemplo, el procedimiento descrito precedentemente se utiliza para determinar la curva de carga biaxial correspondiente a un acero de bajo carbono con calidad de embutido profundo de 0,91 mm de espesor. La composición química se presenta en la Tabla 4.1. Para la confinación efectiva de las probetas en la matriz se utiliza una máscara de abertura circular de diámetro interno 125 mm.

La Fig. 4.6 muestra la variación de las señales provenientes del esferómetro y manómetro respectivamente. El comportamiento observado en la señal del esferómetro muestra claramente un comportamiento regular en su evolución consistente con el desplazamiento del domo de la probeta. En el caso de la señal proveniente del manómetro, se puede notar alguna anomalía en la parte media del ensayo debido a saltos discretos en la presión del fluido. Este incremento discontinuo o salto en la presión hidráulica es un punto que deberá ser mejorado en el futuro. Como se indica en la Fig. 4.2, a partir de las señales del esferómetro y manómetro se determinan la presión y altura del domo respectivamente. Una vez conocida la evolución de P y h se determina el radio de curvatura y en función de éste el espesor del material en el domo de la probeta. Las Figs. 4.7 y 4.8 muestran la evolución de ambas magnitudes en función de la altura h . Un estudio sobre la propagación de errores muestra que en ambas magnitudes la cota tiende a disminuir con el avance del ensayo. En el Anexo (apartado 4.6) pueden verse detalles del cálculo de errores. El análisis realizado es consistente con las observaciones realizadas en el trabajo de Ben Ourane et al. (2010).

Figura 4.6 Señal bruta correspondiente a la medición de la presión (manómetro) y altura del domo (esferómetro).



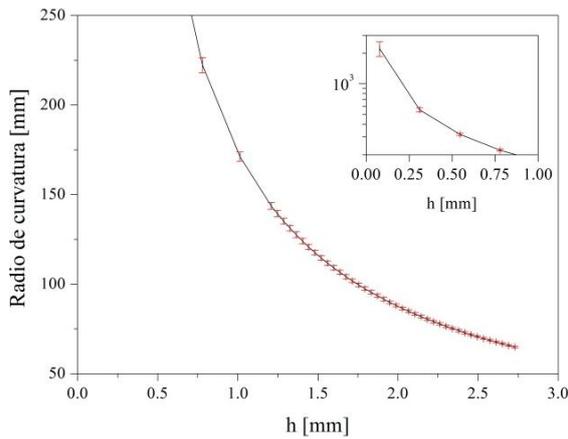


Figura 4.7 Evolución del radio de curvatura calculado según la Ec. (4.7).

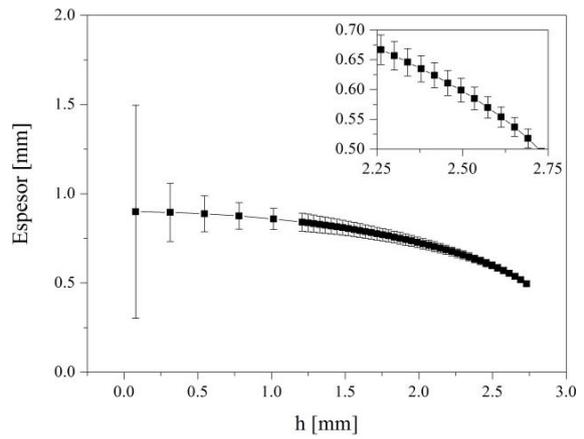


Figura 4.8 Evolución del espesor en función del desplazamiento del domo, calculado según la Ec. (4.8).

Finalmente, utilizando las Ecs. (4.4) y (4.6) se determinó la curva de carga biaxial. La Fig. 4.9 muestra las curvas de carga obtenidas para las 4 réplicas del material; observándose una repetitividad aceptable en los resultados obtenidos. Se incluye además la curva de carga correspondiente al ensayo de tracción uniaxial. En todos los casos, los ensayos no se llevaron hasta la rotura del material para evitar potenciales daños en las galgas extensométricas al momento de la fractura.

La Tabla 4.2 muestra los valores de los coeficientes de resistencia (K) y endurecimiento (n) obtenidos en los ensayos, su promedio y los de referencia del ensayo uniaxial, mostrando claramente la limitación en la relación tensión-deformación empleada.

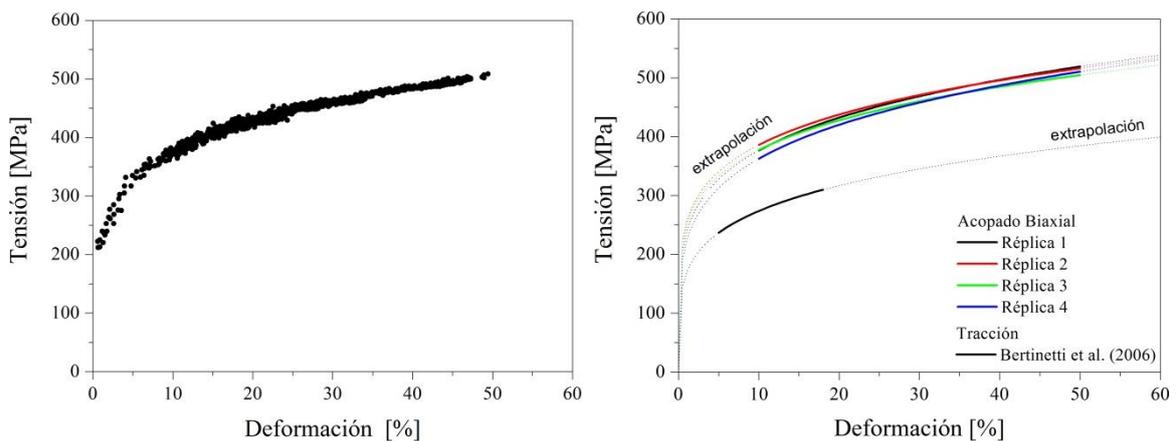


Figura 4.9 Curva de carga: valores de tensión-deformación obtenidos a partir del procesamiento de las señales del esférico y manómetro (izq.); comparación de las curvas de carga correspondientes a diferentes réplicas ensayadas y uniaxial de referencia (der.). Las líneas se corresponden con un ajuste por mínimos cuadrados utilizando una relación constitutiva de tipo Hollomon. Las líneas de puntos corresponden a valores extrapolados.

Tabla 4.2 Coeficientes de Hollomon.

Ensayo	K (MPa)	n
Réplica-1	596	0,200
Réplica-2	585	0,180
Réplica-3	572	0,180
Réplica-4	591	0,213
Uniaxial	445	0,211

Puede observarse que la curva de carga determinada mediante este procedimiento admite deformaciones considerablemente mayores a las alcanzadas en un ensayo de tracción uniaxial. Los valores de tensión mediante acopado hidráulico para este acero muestran una considerable diferencia del orden del 30% y con una ligera tendencia a incrementarse con la deformación, lo cual estaría indicando algún efecto no sólo de la textura del material sino también de su evolución. Tal diferencia entre ambas curvas resulta esperable dado los valores de anisotropía planar que presenta el material (Fernandez Long et al., 1999; Nasser et al., 2010) ($R_0 = 1,92$, $R_{45} = 1,47$ y $R_{90} = 2,29$; Bertinetti et al., 2006).

4.5 Conclusiones

Se implementó un sistema de medición y adquisición de datos en tiempo real para determinar la curva tensión-deformación asociada a un ensayo de acopado hidráulico. Los resultados obtenidos mostraron la factibilidad del procedimiento empleado, así como su reproductibilidad. Se evaluó, mediante la determinación de cotas en los errores cometidos, la precisión del método utilizado para la estimación de los valores de tensión-deformación en función de los valores de la curvatura, altura del domo y presión. El incremento discontinuo en la presión hidráulica que presentó el equipo utilizado es un punto que deberá ser mejorado en el futuro.

Se mostró que la curva de carga para un acero de carbono de calidad de embutido presenta una variación importante respecto al ensayo de tracción uniaxial. Se deberán realizar ensayos adicionales en diferentes materiales a los efectos de completar la información disponible.

4.6 Anexo: Determinación de la incerteza en el ensayo de acopado hidráulico

Se realiza un estudio de sensibilidad local para investigar los efectos de los varios parámetros del ensayo de acopado hidráulico sobre los estados de tensión y deformación en la chapa, de manera de determinar una cota del error cometido.

En los cálculos siguientes se utiliza la teoría de errores clásica en la determinación de la propagación de errores. Las letras griegas indican datos medidos (P : presión y h : altura de acopado); con letras minúsculas latinas los datos geométricos impuestos que se mantienen

constantes durante el ensayo (t_0 : espesor inicial, r_c : radio del tubo del esferómetro), con letras mayúsculas latinas las demás variables que presentan una evolución en función del aumento de la presión aplicada (t : espesor instantáneo, ρ : radio de curvatura, σ : tensión y ε : deformación).

Las relaciones enunciadas en las Ecs. (4.1) a (4.8) pueden describirse en forma genérica de la siguiente forma:

$$X = X(\alpha, x) \quad (4.9)$$

Diferenciando se tiene:

$$dX = \frac{\partial X}{\partial \alpha} d\alpha + \frac{\partial X}{\partial x} dx \quad (4.10)$$

El error absoluto en el valor de X adopta la forma:

$$\Delta X = \left| \frac{\partial X}{\partial \alpha} \right| \Delta \alpha + \left| \frac{\partial X}{\partial x} \right| \Delta x \quad (4.11)$$

En caso de existir una dependencia implícita de alguna de las variables, se puede expresar el problema en la forma genérica siguiente:

$$\begin{cases} X = X(\alpha, Y, x) \\ Y = Y(\beta, y) \end{cases} \quad (4.12)$$

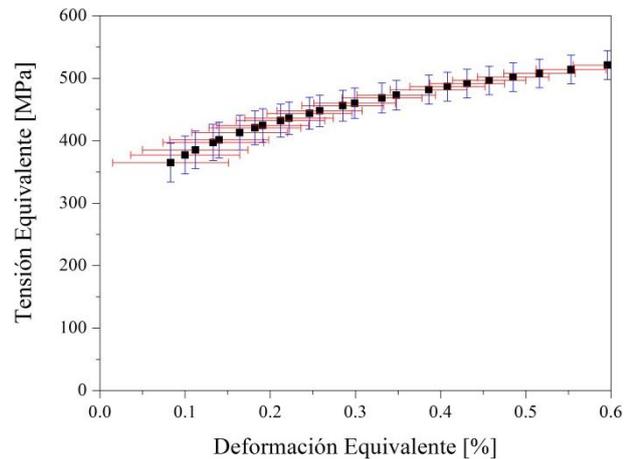
Un análisis de la propagación de los errores en este caso permite expresar el error absoluto de X en función de los errores absolutos de las restantes magnitudes:

$$\Delta X = \left| \frac{\partial X}{\partial \alpha} \right| \Delta \alpha + \left| \frac{\partial X}{\partial Y} \frac{\partial Y}{\partial \beta} \right| \Delta \beta + \left| \frac{\partial X}{\partial Y} \frac{\partial Y}{\partial y} \right| \Delta y + \left| \frac{\partial X}{\partial x} \right| \Delta x \quad (4.13)$$

Tabla 4.3 Errores en la determinación de los parámetros del ensayo.

h (mm)		ρ (mm)		t (mm)		P (Mpa)		$\bar{\varepsilon}$		$\bar{\sigma}$ (MPa)	
Valor	Error %	Valor	Error %	Valor	Error %	Valor	Error %	Valor	Error %	Valor	Error %
1,44	0,86	120,73	1,16	0,81	5,32	5,64	0,84	0,10	64,55	417,64	7,32
1,95	0,64	89,84	0,94	0,74	4,19	7,59	0,62	0,20	26,34	463,29	5,75
2,26	0,55	77,77	0,85	0,67	3,67	8,22	0,57	0,30	15,99	479,19	5,10
2,48	0,50	71,16	0,80	0,60	3,34	8,29	0,57	0,40	11,16	488,26	4,71
2,63	0,47	67,22	0,77	0,55	3,10	8,11	0,58	0,50	8,43	499,26	4,46
2,73	0,46	64,84	0,76	0,49	2,92	7,88	0,60	0,60	6,72	517,26	4,28

Figura 4.10 Cotas de los errores absolutos cometidos en la determinación de los valores de tensión y deformación.



Utilizando, según corresponda, las ecuaciones anteriores en las expresiones que describen el procedimiento implementado, se puede cuantificar los errores resultantes en la determinación de tensiones y deformaciones equivalentes y las fuentes críticas de generación de errores. La Tabla 4.3 muestra los valores nominales y errores porcentuales de la altura registrada por el esferómetro, radio de curvatura, espesor instantáneo, presión hidráulica, deformación equivalente y tensión equivalente, para valores de deformación de 0,10 a 0,60.

Puede observarse de la Tabla 4.3 que el error relativo tiende sistemáticamente a disminuir a medida que la deformación aumenta tanto para los valores de tensión como deformación (ver Fig. 4.10). Un punto importante de destacar en el procedimiento realizado es que el mayor error relativo se comete en la determinación de la deformación (logaritmo del cociente entre el espesor instantáneo e inicial). La medición del espesor inicial se realizó con un comparador centesimal. Del análisis realizado surge que un punto que deberá ser mejorado en el futuro refiere al ruido de las señales, particularmente en lo que refiere al causado por el incremento discontinuo en la presión hidráulica y vibración del equipo.

4.7 Referencias

- ASTM E8-04, 2004. Standard test methods for tension testing of metallic materials. ASTM International.
- Atkinson M., 1997. Accurate determination of biaxial stress-strain relationships from hydraulic bulging tests of sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences* 39, 761-769.
- Ben Ouirane A.H., Velasco R., Michel G., Boudeau N., 2010. Error evaluation on experimental stress-strain curve obtained from tube bulging test. *International Journal of Material Forming* 3, 195–198.
- Bertinetti M.A., Bolmaro R., Turner P., Signorelli J.W., Iurman L., Insausti J., Lucaioli A., García C., 2006. Formability of drawing steels: measurement and modelling of the forming limit curve. IAS 3rd Conference on Uses of Steel. San Nicolás, Argentina. CD ref.003.

- Cariac A., Lucaioli A., Fernández Long F., Iurman L., Ziegler D., 1999. Diseño y construcción de un equipo hidráulico para ensayo biaxial de chapas metálicas. IV Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica (CIDIM'99). Santiago, Chile.
- Chakrabarty J., Alexander J.M. 1970. Hydrostatic bulging of circular diaphragms. *Journal of Strain Analysis* 5, 155-161.
- DIN EN 10 002, 2001. Tensile testing of metallic materials – Part 1: method of test at ambient temperature.
- Fernández Long F., Lucaioli A., Iurman L., Ziegler D., 1999. Comparación de las relaciones tensión - deformación efectivas de aceros obtenidas por tracción uniaxial y biaxial considerando la anisotropía. *Anales SAM* 1999, 106-111.
- Gutscher G., Wu H.-C., Ngaile G., Altan T., 2004. Determination of flow stress for sheet metal forming using the viscous pressure bulge (VPB) test. *Journal of Materials Processing Technology* 146, 1-7.
- Hill R., 1950. A theory of plastic bulging of a metal diaphragm by lateral pressure. *Philosophical Magazine* 4, 1133–1142.
- Koç M., Billur E., Necati Cora Ö., 2011. An experimental study on the comparative assessment of hydraulic bulge test analysis methods. *Materials & Design* 32, 272-281.
- Kruglov A.A., Enikeev F.U., Lutfullin R.Y., 2002. Superplastic forming of a spherical shell out a welded envelope. *Materials Science and Engineering A* 323, 416-426.
- Lăzărescu L., Comşa D.-S., Banabic D., 2011. Analytical and Experimental Evaluation of the Stress-Strain Curves of Sheet Metals by Hydraulic Bulge Tests. *Key Engineering Materials* 473, 352-359.
- Nasser A., Yadav A., Pathak P., Altan T., 2010. Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP 600, DP 780, DP 780-CR, DP 780-HY and TRIP 780) using the uniaxial tensile and the biaxial Viscous Pressure Bulge (VPB) tests. *Journal of Materials Processing Technology* 210, 429-436.
- Panknin W., 1959. Der hydraulische Tiefungsversuch und die Ermittlung von Fließkurven. PhD Thesis. University of Stuttgart, Germany.
- Santos A., Mendes J., Gomes Almeida F., Teixeira P., Li M., Barata da Rocha A., 2009. Developing a bulge tester for sheet metal stress-strain determination. 3rd International Conference on Integrity, Reliability and Failure, 20-24 July, Porto, Portugal. Ref: S0222_P0560
- Slota J., Spišák E., 2008. Determination of flow stress by the hydraulic bulge test. *Metabk* 47, 13-17.

Capítulo 5

Análisis de la evolución del camino de deformación en ensayos Marciniak¹

5.1 Introducción

Los procesos de estampado de chapas metálicas son muy variados e implican operaciones en las que el material se encuentra sometido a estados de tensiones y deformaciones que varían en función del diseño de la pieza, del herramental y de variables tales como la lubricación, entre otras. Es por lo tanto de esperar que su comportamiento difiera según estos parámetros.

La evaluación de la formabilidad de las chapas se hace mediante los llamados diagramas límite de conformado (FLD) (Iurman et al., 1972; Taylor, 1993). Para obtener estos diagramas, el material es sometido a diferentes ensayos de laboratorio que le imponen diferentes modos de deformación, que intentan reproducir lo que sucede en diferentes tipos de operaciones industriales de estampado. Es lo que se conoce como trayectorias de deformación, que van desde una tracción biaxial equilibrada hasta tracción uniaxial en que el material está sometido a un estado combinado de tracción y compresión.

Estas trayectorias de deformación se representan en un gráfico cuyos ejes son la deformación mayor (ε_1) en sentido vertical y la menor (ε_2) en el horizontal. Para cada trayectoria de deformación existe un límite en la capacidad de deformarse que exhibe una chapa metálica determinada. Uniendo los puntos límite de cada trayectoria se obtiene la curva límite

¹ El siguiente capítulo es reproducido desde: Schwindt C., Puccinelli M., Insausti J., Ziegler D., Bergé G., Iurman L., Lucaioli A., Volzone D., 2013. Análisis de la evolución del camino de deformación en ensayos Marciniak. 19ª Conferencia del Acero IAS, 5-7 de Noviembre de 2013, Rosario, Argentina.

de conformado (FLC), la cual establece una frontera entre dos zonas en las cuales los procesos destinados a producir la deformación de una chapa metálica pueden desarrollarse: una zona segura, donde el riesgo de estricción o adelgazamiento excesivo es ínfimo y una zona insegura en la que tal inestabilidad puede tener lugar.

Por lo antedicho queda evidenciada la utilidad de estos diagramas y ello explica el gran esfuerzo puesto para su correcta determinación. Si bien la cuestión es todavía motivo de estudio entre los investigadores abocados al tema, la norma ISO 12004-2 recomienda dos tipos de ensayos para la elaboración de los diagramas FLD, conocidos como Nakajima y Marciniak. Ambos involucran el uso de probetas con diferentes geometrías que permiten obtener las distintas trayectorias de deformación mencionadas anteriormente. Para que la determinación de la FLC sea representativa, es necesario que la relación entre las deformaciones sea constante durante todo el ensayo, o sea que la relación $\rho = \varepsilon_2/\varepsilon_1$ se mantenga inalterada a lo largo de todo el proceso de carga de la chapa (Marciniak et al., 2002; Hosford y Caddell, 2007). Sin embargo, este no es el caso en los ensayos Nakajima. Las deformaciones no son exactamente proporcionales, de hecho siempre existe una primera etapa de deformación equibiaxial impuesta por el punzón. Luego de ello, el camino de deformación cambia gradualmente hacia la trayectoria impuesta por la geometría de la probeta y las propiedades del material. Este pre-estirado biaxial produce además que el valor mínimo de la FLC no coincida con el eje de deformación plana, sino a la derecha del mismo. Éste es uno de los problemas que se presenta en la determinación de los diagramas FLD.

Otro problema que atenta contra la reproducibilidad de los diagramas FLD consiste en la diferencia que presentan los dos tipos de ensayos utilizados, Nakajima y Marciniak. En el primero, la chapa, además de ser estirada en diferentes relaciones de tensiones normales, es sometida a un doblado. El ensayo Marciniak, por otra parte, mantiene la planitud de la chapa durante toda la carga. El doblado implica una distribución de tensiones y deformaciones inhomogéneas en el espesor, lo cual puede incidir en la deformación máxima límite que se mide en la superficie de la chapa (Ghosh y Hecker, 1974; Raghavan, 1995).

El presente trabajo consiste en el diseño, fabricación y puesta en funcionamiento de un sistema de registro a través de imágenes que permita calcular los caminos de deformación obtenidos en el ensayo Marciniak para chapas metálicas mediante la utilización de la técnica de correlación digital de imágenes (DIC) (Sutton et al., 2009). Este dispositivo se adapta a la estampa montada en la prensa hidráulica que se encuentra en el Laboratorio de Metalurgia y Tecnología Mecánica de la UNS. Para ello se ensayan chapas electrocincadas de acero de 0,7 mm de espesor, utilizando distintas trayectorias para determinar la FLC del material. Las geometrías de las probetas utilizadas imponen los diferentes caminos de deformación, ρ . Los registros de imágenes obtenidos con el sistema desarrollado permiten analizar la evolución de la proporcionalidad de las deformaciones hasta su valor límite correspondiente a la aparición de la

estricción localizada. Además, la utilización de la técnica DIC permite analizar de manera precisa la homogeneidad de las deformaciones sobre la superficie de la probeta para distintos niveles de deformación en este ensayo.

5.2 Procedimiento experimental

En el ensayo Marciniak, la carga es transferida a la probeta mediante un punzón plano a través de una máscara de chapa, la cual posee un agujero central en la zona de interés, eliminando los efectos de fricción en esta región de la muestra. Tanto la probeta como la máscara son estiradas simultáneamente, la última a una velocidad mayor debido a la presencia del agujero central. Este hecho genera la mayor diferencia frente al embutido profundo. Debido a que existe una velocidad relativa entre la muestra y la máscara en el ensayo Marciniak, las fuerzas de fricción en la muestra poseen una dirección opuesta a aquellas que ocurren en embutidos profundos sin máscara (Fig. 5.1). Esta fuerza de fricción revertida limita el nivel de deformación en las regiones donde existe contacto entre la máscara y la chapa, permitiendo que la mayor deformación y la falla del material ocurra en el centro, donde no existe contacto, haciendo este ensayo fundamentalmente diferente de otros ensayos estándar de embutido. Como resultado de esto se genera sobre la chapa una deformación en el plano, con el consecuente beneficio de la ausencia de doblado sobre la chapa y facilidad en la medición de deformaciones, haciendo de este ensayo un medio perfectamente apropiado para caracterizar la formabilidad de chapas metálicas.

Los ensayos se llevaron a cabo en una prensa hidráulica marca Adabor de 120 Tm. La matriz Marciniak posee un diámetro de 119 mm, un radio de empalme de 6,35 mm y dispone de un freno de 4 mm de altura, ubicado sobre un diámetro de 153 mm. El punzón es de 100 mm de diámetro y dispone del mismo radio de empalme que la matriz. Las condiciones de fricción en las interfaces punzón-máscara y máscara-probeta son claves para el éxito del ensayo. En el primero de los casos la fricción debe ser mínima, siendo lo contrario en el segundo. Con tal objetivo, se interpone una lámina de nylon de 0,2 mm de espesor, una película de aceite mineral

Figura 5.1 Desplazamiento de la chapa y direcciones de fricción en: embutido (arriba) y ensayo Marciniak (abajo).

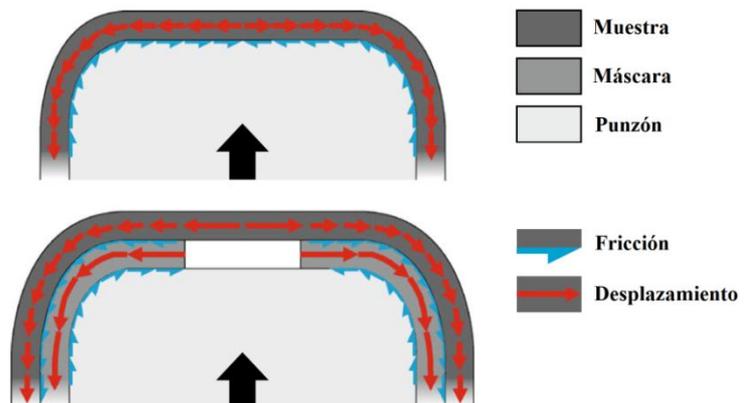
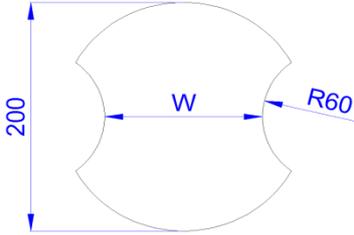
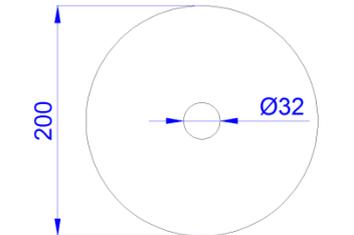
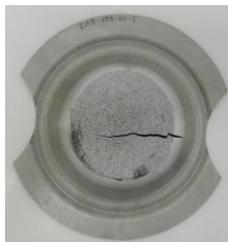
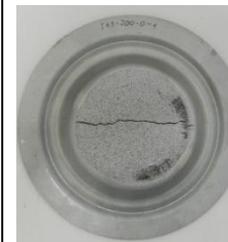
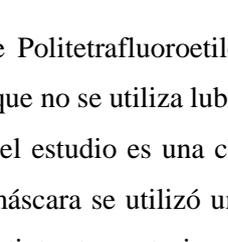
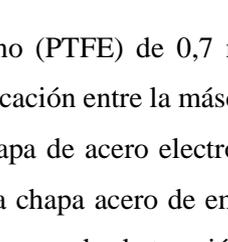
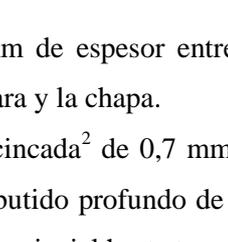


Tabla 5.1 Geometría de probetas y máscara

<p>Geometría Probeta</p> 	<p>MK-50</p> 	<p>MK-60</p> 	<p>MK-80</p> 
<p>Geometría Máscara</p> 	<p>MK-100</p> 	<p>MK-120</p> 	<p>MK-130</p> 
	<p>MK-140</p> 	<p>MK-145</p> 	<p>MK-150</p> 
	<p>MK-155</p> 	<p>MK-200</p> 	<p>Máscara</p> 

Prelube y un disco delgado de Politetrafluoroetileno (PTFE) de 0,7 mm de espesor entre el punzón y la máscara, mientras que no se utiliza lubricación entre la máscara y la chapa.

El material utilizado para el estudio es una chapa de acero electrocincada² de 0,7 mm de espesor, mientras que para la máscara se utilizó una chapa acero de embutido profundo de 0,9 mm de espesor. Para obtener distintas trayectorias que van desde tracción uniaxial hasta tracción biaxial equilibrada, se utilizaron probetas circulares de 200 mm de diámetro, entalladas con un radio $R = 60$ mm y dejando un ancho W en la parte central, los cuales determinarán la sollicitación mecánica inducida en la chapa. La Tabla 5.1 presenta el esquema del conjunto máscara-probeta utilizado en el presente trabajo. Se cortaron muestras duplicadas con anchos W de: 50, 60, 80, 100, 120, 130, 140, 145, 150, 155 y 200 mm mediante un pantógrafo CNC, todas

² Un factor limitante en el desarrollo de esta tesis fue la cantidad de material disponible. Es por esta razón, y al hecho de que los ensayos Marciniak insumen una gran cantidad de material, que en este capítulo los ensayos no se pudieron realizar sobre el acero DP-780. Sin embargo, esta técnica está siendo utilizada en trabajos en curso (apartado 11.2) para el mismo material pero de menor espesor ($t=0,9$ mm).

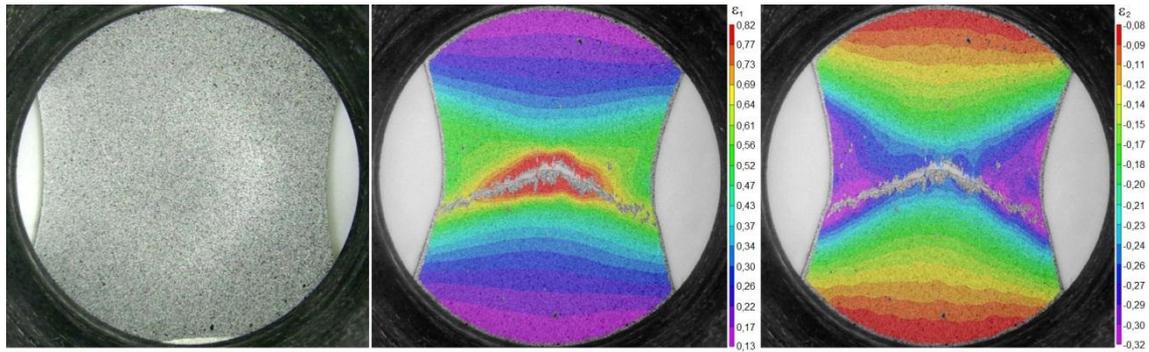


Figura 5.2 Aplicación de la técnica DIC en la probeta Marciniak MK-50: patrón de speckle (izq.); deformación principal mayor ε_1 (centro); deformación principal menor ε_2 (der.).

orientadas en la dirección de laminación. Las mismas son designadas como MK-#X, donde #X indica el valor del ancho W en mm. La probeta MK-200 corresponde a la probeta sin entalla. Siguiendo la metodología propuesta por Raghavan (1995), las probetas MK-50, MK-60 y MK-80, fueron ensayadas sin máscara, aunque se utilizó la lubricación descrita directamente sobre la probeta. La máscara, ubicada del lado del punzón, posee un diámetro de 200 mm y un orificio central de 32 mm.

La medición de las deformaciones fue realizada mediante la técnica de speckle y procesamiento por DIC. Éste es un método no invasivo, dado que no necesita contacto mecánico con el dispositivo de medición, que mediante el análisis de imágenes digitales tomadas durante el ensayo, permite obtener el campo completo de desplazamientos sobre la superficie de la probeta y por lo tanto el de deformaciones. Dado que en el ensayo Marciniak los desplazamientos se producen en el plano, se utilizó la técnica DIC en dos dimensiones, con el consecuente beneficio de ser necesaria una única cámara fotográfica para su aplicación. Para ello, previo al ensayo, se pinta la superficie de color blanco y posteriormente se genera un moteado aleatorio de color negro para generar el máximo contraste posible.

Una vez recogidas las imágenes durante la aplicación de la carga, se tiene una secuencia de las mismas desde el estado inicial o de referencia hasta el final o deformado. El desplazamiento de cada uno de los puntos de la superficie se obtiene comparando la imagen en estudio con la imagen de referencia. Para el cálculo del desplazamiento, la imagen es dividida de forma uniforme en distintos conjuntos de píxeles, generalmente cuadrados. Cada conjunto es procesado para calcular el valor medio de la escala de grises existente en cada uno de ellos y se busca el mismo conjunto en la imagen deformada (López-Alba et al., 2010). La Fig. 5.2 muestra, a modo de ejemplo, el moteado aleatorio inicial y las deformaciones principales mayores y menores obtenidas mediante la aplicación de la técnica DIC sobre la muestra MK-50.

Durante el ensayo, la probeta se desplaza a medida que el punzón avanza, por lo que la cámara fotográfica debe acompañar dicho movimiento para mantener la distancia focal. Para ello se diseña un dispositivo que consiste en un tubo de grillón grafitado con un diámetro

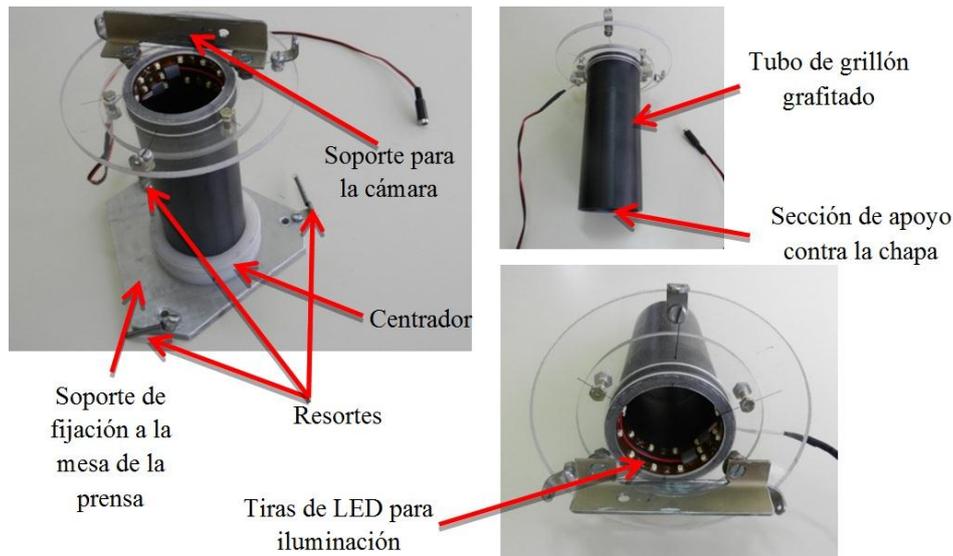


Figura 5.3 Dispositivo de soporte de cámara fotográfica

interior de 60 mm, ubicado en la parte inferior de la matriz Marciniak. En uno de sus extremos, provisto en su interior de tiras de LED para iluminación, se coloca la cámara. El otro extremo se apoya sobre la chapa por la tensión de tres resortes enganchados al soporte de fijación a la mesa de la prensa, que posee un centrador para guiar el deslizamiento del tubo (Fig. 5.3). Se utiliza una cámara fotográfica compacta con resolución Full HD (1920x1080) para filmar la superficie de la probeta durante todo el ensayo. A partir del video se realiza la extracción de imágenes a intervalos constantes, 3 fotografías por segundo, para calcular la evolución de las deformaciones, velocidad de deformación del ensayo y valor de ρ mediante el software DIC.

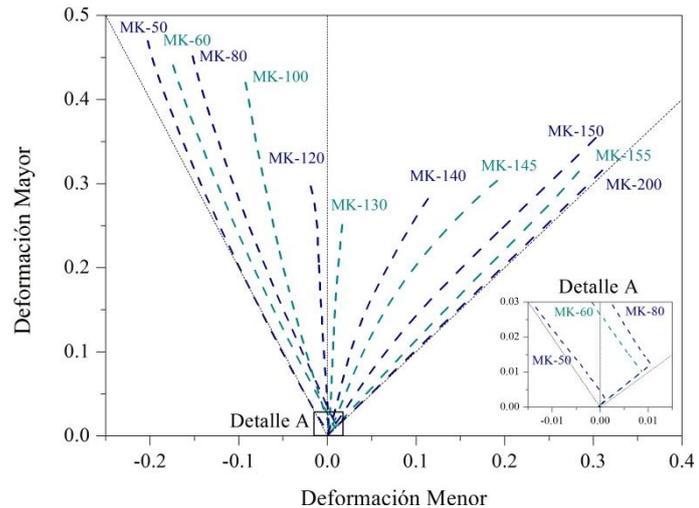
5.3 Resultados y discusión

Los caminos de deformación obtenidos de los ensayos son graficados para todas las geometrías de probeta en la Fig. 5.4, donde la ordenada corresponde a la deformación principal mayor y la abscisa a la menor. Si bien se ensayaron dos muestras por geometría, debido a la similitud en los resultados y para obtener mayor claridad en la presentación de los mismos, se grafica únicamente un ensayo por geometría. Para cada imagen tomada durante el ensayo se promedian los parámetros en un área circular sobre el centro de la probeta (ver Fig. 5.6), con un diámetro aproximado de 30 mm. Las muestras con un ancho útil W entre 50 y 120 mm permitieron construir la rama izquierda de la FLC, tendiendo esta última junto con la geometría MK-130, a un estado de deformación plana ($\varepsilon_2 = 0$). Las muestras circulares completas (MK-200) se aproximaron a deformación biaxial equilibrada, mientras que los anchos intermedios

Tabla 5.2 Caminos de deformación obtenidos

W	50	60	80	100	120	130	140	145	150	155	200
ρ	-0,43	-0,39	-0,33	-0,22	-0,07	0,06	0,40	0,66	0,86	0,89	0,98

Figura 5.4 Trayectorias de deformación en ensayos Marciniak



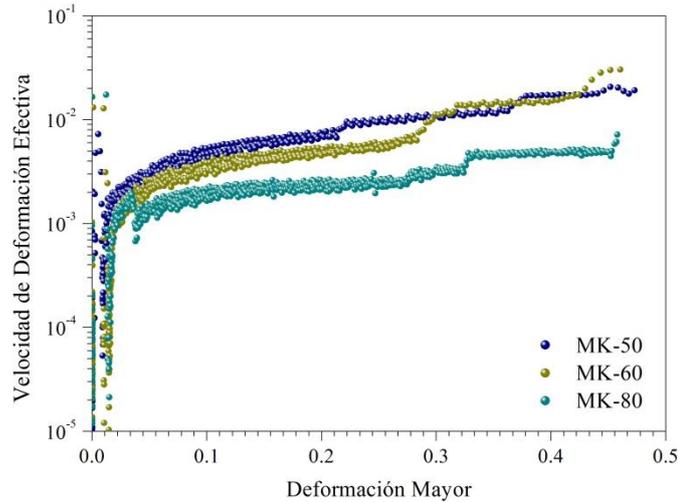
cubrieron la totalidad de la rama derecha del diagrama FLD. En la Tabla 5.2 se presentan los valores de los caminos de deformación obtenidos tomando como base para el cálculo el último punto de la trayectoria (última fotografía antes de producirse la fractura) y un promedio entre los dos ensayos por geometría.

Los caminos de deformación correspondientes a los ensayos de la rama izquierda del diagrama son trayectorias prácticamente lineales, lo que indica que el valor de ρ se mantiene aproximadamente constante al incrementarse la deformación. Los caminos de deformación correspondientes a la rama derecha del diagrama muestran un apartamiento más marcado de la linealidad para las probetas con valores de W de 140 y 145 mm, mientras que las correspondientes a las probetas restantes de esta zona, se comportan como las de la rama izquierda. La curvatura en la trayectoria de deformación en estas dos probetas podría deberse a la influencia del modo de deformación impuesto por la máscara (estirado biaxial puro) sobre el camino impuesto por la geometría propia de la probeta.

En la mayoría de los ensayos se observa una mínima etapa inicial de deformación biaxial, inferior al 1%, antes de que el estado de deformación adopte la trayectoria impuesta por la geometría de la probeta, la geometría de la máscara y las propiedades del material (ver en Detalle A de la Fig. 5.4 las probetas MK-60 y MK-80 en particular). Se observó que este corrimiento se debe a la velocidad de contacto inicial entre el punzón y la probeta, siendo este desvío minimizado cuando se reduce esta velocidad (ver MK-50).

Si bien la Fig. 5.4 muestra la evolución de las deformaciones en cada ensayo hasta la rotura del material, el valor final de cada trayectoria no corresponde al valor límite de formabilidad de la chapa. Esto se debe a que, tal como se comentó anteriormente, se está promediando los resultados sobre un área mucho mayor a la zona donde se produce la localización y/o fractura, con lo cual estos valores están por debajo de la deformación límite del material. Para tal caso se propone aplicar el método establecido en la norma ISO 12004:2, el cual analiza la evolución de las deformaciones ($\varepsilon_1-\varepsilon_2$) a lo largo de una línea perpendicular a la fractura. Eliminando

Figura 5.5 Velocidad de deformación efectiva de Von Mises en ensayos Marciniak



convenientemente los valores sobre la fisura se reconstruye el perfil de deformaciones justo antes de comenzar la estricción mediante un ajuste polinomial y se encuentra el valor de la deformación límite. Sin embargo, en el presente trabajo, no es posible calcular la FLC del material debido a la rotura prematura de la máscara en los ensayos. Este hecho modifica la sollicitación mecánica de la probeta al sobrecargarla sobre el sector de la fisura, induciendo el comienzo de la fractura en la chapa sobre el radio de empalme del punzón. Por tal razón, las deformaciones finales no son representativas de la deformación límite para el camino de deformación analizado. En todos los casos, el comienzo de la fisura en la máscara se da en el agujero central de la misma, sobre el punto de inicio de corte del pantógrafo, el cual a pesar de ser pulido previo al ensayo, constituye una zona donde la microestructura se encuentra alterada debido a las altas temperaturas a las que fue sometido durante el proceso de corte.

A partir del conocimiento del campo de deformaciones y el intervalo de tiempo entre fotografías (1/3 s), el software DIC permite obtener de manera muy sencilla la velocidad de deformación sufrida por la chapa, mostrando una vez más la potencialidad de la técnica. En particular se calcula la velocidad de deformación efectiva de Von Mises. Siguiendo la misma metodología utilizada para obtener el camino de deformación, la evolución de ésta es calculada promediando las medidas sobre el área circular en el centro de la probeta para cada imagen. Los resultados para las muestras MK-50, MK-60 y MK-80 se presentan en la Fig. 5.5 en función del valor de la deformación principal máxima (ϵ_1). Puede observarse que la velocidad de deformación efectiva no permanece constante a medida que progresa el ensayo, lo que se debe a que el control de avance del punzón se realiza manualmente con una válvula reguladora de caudal. No todos los casos poseen el mismo comportamiento, sin embargo en ninguno de ellos se superó el valor de $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

La técnica DIC permite obtener, por lo tanto, la información de los parámetros deseados en toda la superficie de la probeta analizada y para cada imagen. Estos parámetros no son

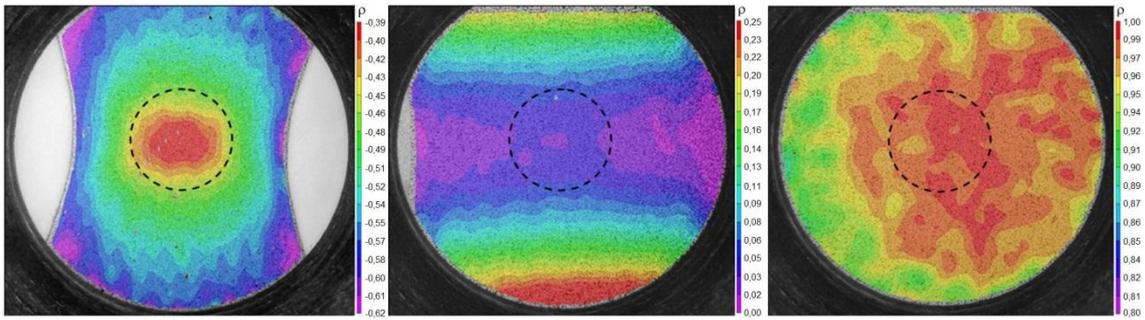


Figura 5.6 Variación del camino de deformación ρ sobre la superficie de probetas Marciniak: MK-50 (izq.); MK-130 (centro); MK-200 (der.).

constantes sobre el área analizada, sino que varían debido a la geometría de la probeta, condiciones de fricción en las zonas de contacto entre máscara y chapa, inhomogeneidad de las propiedades del material, etc. Sin embargo, en el centro de la probeta se observa una zona donde la variación de estos parámetros es mínima y que se encuentra libre de fricción, haciendo de ésta una zona apropiada para el análisis de formabilidad del material. En la Fig. 5.6 se observa en escala de colores, la variación del camino de deformación ρ sobre la superficie de probetas deformadas uniaxialmente (MK-50), bajo deformación plana (MK-130) y equibiaxialmente (MK-200). Cada una de ellas corresponde a la última imagen tomada antes del comienzo de la estricción y/o fractura. Las líneas de trazos delimitan las zonas donde se promediaron los parámetros, tal como fuera mencionado anteriormente.

5.4 Conclusiones

En el presente trabajo se diseñó, construyó y adaptó un dispositivo que permite, por medio de la utilización de una cámara fotográfica, registrar a través de imágenes la evolución de los ensayos Marciniak, permitiendo calcular en forma satisfactoria los caminos de deformación obtenidos en chapas metálicas mediante la utilización de la técnica DIC.

La utilización de diferentes geometrías de probeta en este ensayo, permitió obtener las distintas trayectorias de deformación necesarias para la determinación del diagrama FLD. Sin embargo, debido a la rotura prematura de las máscaras en los ensayos, no fue posible determinar la FLC del material.

Los límites de formabilidad son representativos si las trayectorias de deformación se mantienen constantes durante todo el ensayo. En este sentido, el ensayo Marciniak, produce apartamientos de la linealidad no significativos lo que convalida su utilización. Sumado a esto, la deformación sobre la chapa se genera en el plano, con el consecuente beneficio de la ausencia de doblado y facilidad en la medición de deformaciones, haciendo de este ensayo un medio más apropiado para caracterizar la formabilidad de chapas metálicas que el ensayo Nakajima.

La aplicación de la técnica DIC permitió obtener información más detallada que mediante otras técnicas de medición de deformaciones. En efecto, la cantidad de datos por unidad de área es drásticamente superior a las técnicas convencionales de grillado. Adicionalmente, permitió analizar la homogeneidad de los parámetros obtenidos sobre la superficie de la chapa y calcular la evolución de la velocidad de deformación efectiva a lo largo del ensayo, completando las condiciones bajo las que se obtuvieron las deformaciones límites del material.

5.5 Referencias

- Ghosh A.K., Hecker S.S., 1974. Stretching Limits in Sheet Metals: In-Plane Versus Out-of-Plane Deformation. *Metallurgical Transactions* 5, 2161-2164.
- Hosford W.L., Caddell R., 2007. *Metal Forming – Mechanics and Metallurgy*. Cambridge University Press, 2007.
- ISO 12004-2:2008 Metallic materials. Sheet and strip. Determination of forming-limit curves. Part 2: Determination of forming-limit curves in the laboratory.
- Iurman L., Mazini N., Saenz Lopez A., Lucaioli A., Blanco J.M., 1972. Parámetros mecánicos que inciden en la estampabilidad de chapas metálicas. Seminario Latinoamericano sobre La Calidad de los Productos Laminados, Instituto Latinoamericano del Fierro y del Acero.
- López-Alba E., Díaz F.A., Dorado R., López-García R., 2010. Análisis de deformaciones en probetas planas mediante correlación digital de imágenes. XVIII Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica. Asociación Española de Ingeniería Mecánica. Ref. 109.
- Marciniak Z., Duncan J.L., Hu S.J., 2002. *Mechanics of Sheet Metal Forming*. Butterworth Heinemann.
- Raghavan K.S., 1995. A Simple Technique to Generate In-Plane Forming Limit Curves and Selected Applications. *Metallurgical and Materials Transactions A* 26, 2075–2084.
- Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W., 2009. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements*. Springer Publishing Company, Incorporated
- Taylor B., 1993. Formability Testing of Sheet Metals. *Metals Handbook* 14, Forming and Forging, A.S.M. International, 1930 – 1942.

Capítulo 6

Determinación de la curva límite de conformado de una chapa de acero DP-780¹

6.1 Introducción

A lo largo de la intensificación de la crisis energética y problemas medioambientales, el ahorro de energía y la seguridad en el automóvil se convirtieron en una de las problemáticas de mayor importancia en la industria automotriz. Una de las estrategias adoptadas es el empleo de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) para reemplazar los aceros convencionales en las carrocerías de los automóviles, logrando una reducción del peso total de los mismos, economizando el consumo de combustibles y por lo tanto la generación de gases contaminantes (Sperle y Olsson, 1994; Lee et al., 2010).

Los aceros convencionales de alta resistencia (HSS) son endurecidos por solución sólida, precipitación o refinamiento de tamaño de grano, mientras que los aceros AHSS son endurecidos mediante procesos que involucran transformaciones de fases. Las microestructuras observadas pueden incluir martensita, bainita y austenita retenida. En este último grupo de aceros se encuentran los aceros dual-phase (DP), TRIP, complex-phase (CP) y martensíticos (MART), los cuales son superiores en combinaciones de resistencia y ductilidad en comparación con los aceros HSS y, por lo tanto, facilitan la absorción de energía durante el impacto y garantizan una mayor seguridad (Heller et al., 1998; Senuma, 2001).

¹ El siguiente capítulo es reproducido desde: Schwindt C.D., Stout M., Iurman L., Signorelli J.W., 2015. Forming limit curve determination of a DP-780 steel sheet. *Procedia Materials Science* 8, 978-985. [doi:10.1016/j.mspro.2015.04.159](https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.04.159)

Los aceros DP forman parte de los aceros AHSS y su creciente utilización se debe a la combinación de sus propiedades mecánicas, tales como alta resistencia a la tracción, altas velocidades de endurecimiento por deformación, así como muy buena ductilidad. El conocimiento de la formabilidad de estas chapas metálicas es de suma importancia para el éxito de las operaciones de estampado en la industria automotriz. Para determinar los estados de deformación críticos que limitan el alcance de tales procesos, Keeler y Backofen (1963) y Goodwin (1968) desarrollaron una herramienta gráfica denominada diagrama límite de conformado (FLD), de amplia expansión y utilización en la industria metalmeccánica. Este diagrama captura los valores de deformaciones principales experimentados por elementos de superficie de chapas metálicas sometidas a ensayos de conformado, bajo estados de tensión plana, para diferentes caminos de deformación. De esta manera, permite establecer una frontera entre dos zonas en las cuales los procesos destinados a producir la deformación de una chapa metálica pueden desarrollarse: una zona segura, donde el riesgo de estricción o adelgazamiento excesivo es ínfimo y una zona insegura en la que tal inestabilidad puede tener lugar. La delimitación entre estas dos zonas es una línea trazada generalmente de forma manual a partir de los valores de deformación medidos en probetas ensayadas a tal fin y denominada curva límite de conformado (FLC).

En el presente trabajo se evalúa la FLC de una chapa de acero DP-780 de 1,1 mm de espesor. Para ello se emplean ensayos de tracción en probetas planas con diferentes geometrías de entalla en el rango de tracción-compresión y ensayos Nakajima con un punzón semiesférico de 40 mm de diámetro y probetas con diferentes entallas en la determinación total de la FLC. Las dimensiones propuestas en este último ensayo reducen en un 60% las dimensiones del ensayo normalizado (ISO 12004-2) con la consiguiente reducción en la cantidad de material necesario y una menor exigencia en cuanto al equipamiento necesario. Los resultados obtenidos muestran que la utilización de ensayos Nakajima con dimensiones reducidas, en el caso particular de aceros DP, sobreestima las deformaciones límites obtenidas con respecto al ensayo de tracción. La diferencia observada podría explicarse por la presencia de un gradiente de deformación en el espesor originado por la geometría del ensayo Nakajima empleado, llevando a la conclusión que ésta no es apta para la determinación de la FLC en chapas DP-780 de espesor superior al milímetro.

6.2 Procedimiento experimental

6.2.1 Material

El material utilizado es una chapa de acero de doble fase de 780 MPa de resistencia a la tracción (DP-780) y un espesor de 1,1 mm. La composición química se presenta en la Tabla 6.1.

Tabla 6.1 Composición química de la chapa.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Ti
%	0,16	0,235	1,95	0,022	0,007	0,32	0,024	0,105	0,132	0,027

La caracterización microestructural del material se realiza mediante un microscopio óptico Leica DM ILM. Las micrografías (Fig. 6.1) muestran una estructura ferrito/martensítica con la martensita formando bandas irregulares en la dirección de laminado y con una fracción en volumen de 30%. La preparación de las muestras se realizó mediante técnicas metalográficas convencionales y se atacaron mediante el reactivo LePera (LePera, 1979) para revelar la martensita en color blanco y la ferrita en color marrón. La fracción volumétrica fue determinada mediante el software de análisis de imágenes Leica Application Suite v4.0.

Cabe destacar que, tal como fue aclarado en el Capítulo 2, la aplicación de la técnica de microscopía óptica junto con el reactivo químico LePera condujo a resultados erróneos, no representativos de la microestructura del acero DP-780, tal como mostró la técnica SEM (Fig. 2.5) en un estudio posterior a este trabajo. En realidad, los granos de ferrita poseen forma equiaxiada y los granos de martensita se encuentran conectados entre ellos formando una estructura de red de tipo collar, distribuidos uniformemente sobre los bordes de grano de la ferrita.

Las mediciones de textura se realizaron en un equipo Phillips X'Pert Pro-MPD provisto de un goniómetro de textura, radiación Cu K α y una lente de rayos X. Las figuras de polo obtenidas para los picos de difracción {110}, {112} y {100} se muestran en la Fig. 6.2 (izq.). A partir de estos datos, y siguiendo la metodología de Van Houtte (1995), se calculó la función de distribución de orientaciones (ODF). La textura medida también se representa por la sección $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF en la Fig. 6.2 (der.). Se observa una textura típica de procesos de laminado en frío y recocido, con baja intensidad.

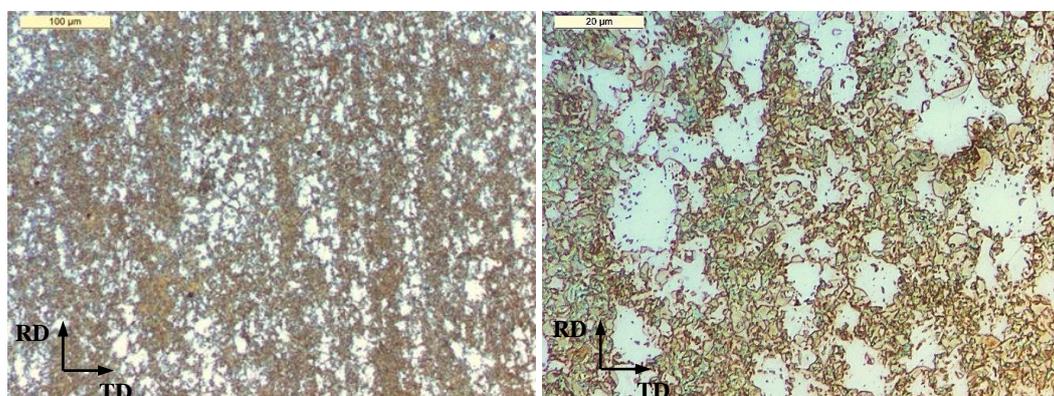


Figura 6.1 Micrografías acero DP-780: 200x (izq.); 1000x (der.).

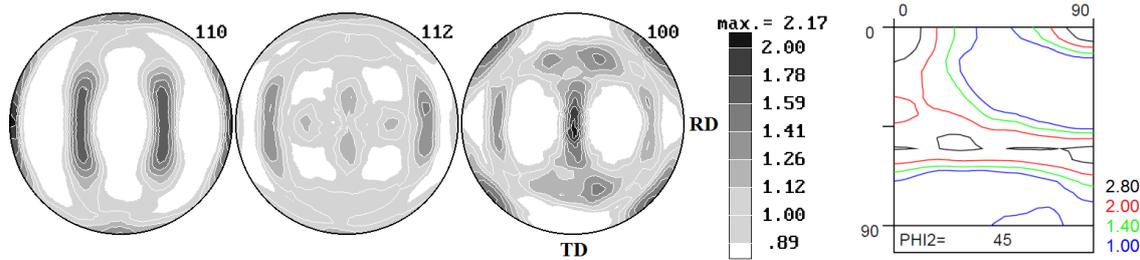


Figura 6.2 Figuras de polo experimentales (110), (112) y (100) (izq.); sección $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF (der.).

Las propiedades mecánicas del material fueron obtenidas siguiendo la norma ASTM E8-04 para probetas planas de dimensiones reducidas (subsize), sobre la dirección de laminación (RD), diagonal (DD) y transversal (TD), es decir, a 0° , 45° y 90° de la dirección de laminación. Se ensayaron muestras duplicadas y los resultados fueron promediados para cada dirección. Los parámetros usuales de endurecimiento, correspondientes a la ley de Hollomon, se obtuvieron a partir de aproximar las curvas de tensión verdadera-deformación verdadera entre el 5 y 12% de deformación. Los coeficientes de anisotropía R se determinaron en probetas adicionales de tracción, estiradas hasta un 10% de deformación ingenieril, mediante mediciones de deformaciones longitudinales, transversales y a partir de la asunción de constancia de volumen. Las propiedades básicas del material obtenidas son presentadas en la Tabla 6.2.

Los ensayos fueron desarrollados en un equipo de ensayos universal Instron 3382 de 100 kN de capacidad a temperatura ambiente. La velocidad de desplazamiento del cabezal de la máquina fue de 1,5 mm/min, que corresponde a una velocidad de deformación de aproximadamente 10^{-3} s^{-1} . Las curvas de carga ingenieriles obtenidas se presentan en la Fig. 6.3.

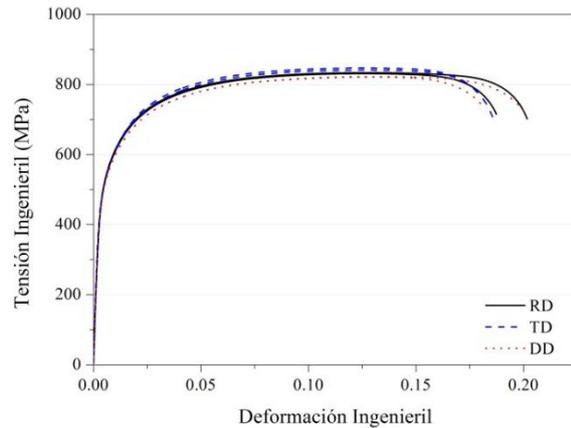
6.2.2 Determinación experimental de la curva límite de conformado

Debido a la diversa naturaleza de los procesos industriales de conformado de chapas metálicas existe una gran cantidad de ensayos para caracterizar su formabilidad bajo diferentes condiciones de deformación. En el presente trabajo, la determinación experimental de la FLC se llevó a cabo mediante la utilización de dos tipos de ensayos: ensayos de tracción en probetas planas entalladas en el rango de tracción-compresión y ensayos Nakajima con un punzón semiesférico en el rango completo de deformaciones. Ambos fueron realizados mediante un equipo de ensayos Instron 3382 de 100 kN de capacidad.

Tabla 6.2 Propiedades mecánicas acero DP-780.

Dirección del Ensayo	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	σ_T (MPa)	A%	K (MPa)	n	$R_{10\%}$
Longitudinal (RD)	507	832,5	12,5	1240	0,131	0,74
Diagonal (DD)	501,5	821,5	12,7	1235	0,135	1,00
Transversal (TD)	498,5	844	12,3	1263	0,133	0,87
Valor Medio	502,1	829,9	12,5	1243	0,134	0,90

Figura 6.3 Curvas de carga tensión-deformación ingenieril en tracción uniaxial.



Los ensayos de tracción constaron de la utilización de cuatro geometrías de probetas para lograr diferentes condiciones de deformación sobre la chapa, desde deformación uniaxial simple a deformación plana (Fig. 6.4, izq.), todas orientadas en la dirección de laminación. Las dimensiones de las probetas se muestran en la Fig. 6.4 (der.). Se ensayaron dos muestras por geometría y la velocidad de desplazamiento del cabezal de la máquina fue de 0,5, 0,4, 0,2 y 0,1 mm/min para las geometrías 1 a 4, respectivamente. Los resultados obtenidos se presentan en la Fig. 6.8 (izq.).

El ensayo Nakajima es el método más empleado para determinar la FLC en chapas metálicas, y consta en deformar muestras de diferentes geometrías utilizando un punzón semiesférico hasta la aparición de la fractura. La Fig. 6.5 (izq.) muestra el conjunto de matriz y punzón utilizado. Las dimensiones propuestas reducen en un 60% las dimensiones del ensayo normalizado (ISO 12004-2) y alcanzan estados de deformación entre tracción uniaxial y deformación equibiaxial, variando el ancho de las probetas con forma de “reloj de arena” mostradas en la Fig. 6.5 (der.) ($W = 20 \text{ mm}, 40 \text{ mm}, 50 \text{ mm}, 55 \text{ mm}, 60 \text{ mm}, 70 \text{ mm}, 80 \text{ mm}$). Las muestras fueron montadas con su lado grillado opuesto al punzón semiesférico de 40 mm de diámetro y estiradas con una velocidad de avance del punzón de 0,5 mm/min hasta el momento que se manifieste una caída de carga, lo cual indica el inicio de la etapa de estricción.

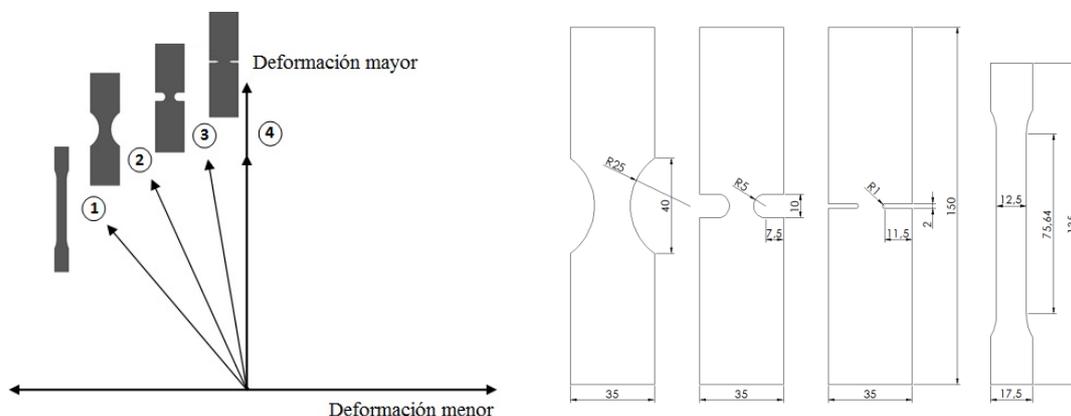


Figura 6.4 Caminos de deformación esquemáticos para las probetas planas (izq.); dimensiones de las probetas (der.)

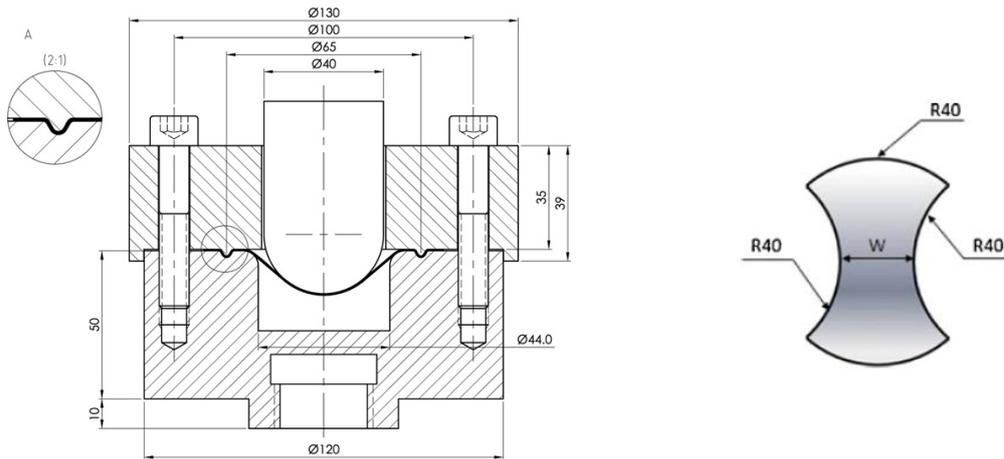


Figura 6.5 Matriz y punzón Nakajima (izq.) y geometría de probetas (der.) utilizados para determinar las FLCs (Signorelli et al, 2012).

Se ensayaron muestras por duplicado para cada ancho de entalla, orientadas en la dirección de laminación, con el objetivo de disponer de suficientes puntos de información. Para evitar el rozamiento excesivo entre punzón y chapa se aplicó una fina capa de lubricante MoS_2 en las superficies en contacto en conjunto con una lámina de politetrafluoretileno (Teflon) de 0,2 mm de espesor en todas las probetas. En el caso de las probetas equibiaxiales ($W=80$ mm), se empleó un disco de poliuretano sólido de 40 mm de diámetro y 4 mm de espesor como medio de lubricación. La FLC obtenida es mostrada en la Fig. 6.8 (der.).

6.2.3 Medición de las deformaciones

En los ensayos de tracción las deformaciones límites fueron obtenidos mediante la técnica de correlación digital de imágenes (DIC) (Sutton et al., 2009). Éste es un método no invasivo que, mediante análisis de imágenes digitales tomadas durante el ensayo, permite obtener el campo completo de desplazamientos sobre la superficie de la probeta y por lo tanto el de deformaciones. Dependiendo de si el desplazamiento es producido en el plano o fuera de él, la técnica de correlación de imágenes debe utilizarse en dos o en tres dimensiones. Para ello se aplica una base de pintura blanca sobre la superficie, y posteriormente se genera un moteado aleatorio de color negro para generar el máximo contraste posible (Fig. 6.6).

A partir del conocimiento del campo de deformaciones, debe definirse una metodología para determinar los valores críticos de deformación. Diferentes FLC pueden ser obtenidas para un mismo material utilizando diferentes criterios de medición y/o métodos experimentales. Por esto, el establecimiento de un método o técnica de referencia para determinar la FLC es todavía un problema de interés en el conformado de chapas metálicas. De los varios métodos experimentales propuestos y enfocados a tal objetivo (Bragard et al., 1972; Col, 2005; Marin et al., 2006; ISO 12004-2, 2008; Makkouk et al., 2008; Sène et al., 2008; Puccinelli et al., 2011),

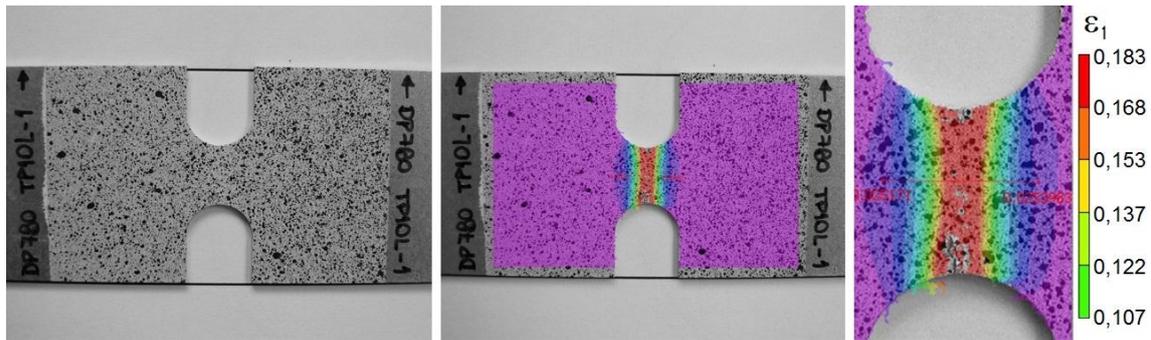


Figura 6.6 Aplicación de la técnica DIC en probetas de tracción: pintado previo (izq.); deformación principal de Hencky (centro); detalle (der.).

el método de Bragard (Bragard et al., 1972) fue utilizado en este trabajo. El mismo consiste en el análisis de una muestra con estricción o fractura. Una vez determinada la distribución de la deformación, se grafica la evolución de la deformación mayor en una línea normal a la fractura, descartando convenientemente la región próxima a la misma y realizando un ajuste polinómico para obtener la deformación principal máxima. El máximo del polinomio yace en la región de datos descartados sobre la zona de la fractura y es una interpolación entre los dos conjuntos de datos remanentes. Este máximo es considerado el valor de deformación crítico y es, por lo tanto, un punto de la FLC.

Las deformaciones obtenidas en las muestras Nakajima fueron medidas con la técnica de grillado convencional (CGA), usando un patrón de círculos de 2,50 mm de diámetro, depositados electroquímicamente (Fig. 6.7). Una vez finalizados los ensayos se midieron las dimensiones mayores y menores de los círculos deformados (elipses) en condiciones de deformación sana, estricción y rotura mediante la utilización de una lupa (2x) con cámara digital incorporada. Debido a la larga dispersión en la medición mediante este método, es difícil establecer una curva precisa que establezca el inicio de falla, con lo cual sería más apropiado mostrar una banda, en lugar de una línea en el diagrama FLD.



Figura 6.7 Patrón de círculos grillados sobre la superficie de probetas Nakajima.

6.3 Resultados y discusión

Las FLCs experimentales son mostradas en la Fig. 6.8. Las deformaciones principales mayores se grafican a lo largo del eje y y las menores sobre el eje x . Los círculos abiertos, grises y negros representan zonas de deformación uniforme, estricción localizada y fractura, respectivamente. La transición entre deformación uniforme y estricción localizada o fractura, establece la separación entre las zonas seguras e inseguras para el conformado (línea de trazos). El mínimo valor de conformabilidad se encuentra bajo condiciones de deformación plana ($\rho = \varepsilon_2/\varepsilon_1 = 0$) con $\varepsilon_{1\min} = 0,15$; mientras que los valores máximos fueron medidos para caminos de deformación entre $\rho = 0,4$ y $\rho = 0,7$. Las solicitaciones equibiaxiales resultaron en una leve disminución de los valores de deformación límite con respecto a los máximos. Esto puede explicarse en términos de la curvatura de la superficie de fluencia (Serenelli et al., 2010).

La utilización de diferentes geometrías en los ensayos de tracción permite obtener el sector izquierdo de la FLC en su totalidad, mostrando un límite bien diferenciado entre deformaciones homogéneas y estricción o falla del material, facilitando el trazado de la misma (Fig. 6.8, izq.). Por el contrario, la determinación de la curva en los ensayos Nakajima resulta de mayor incertidumbre, debido a la gran dispersión de los puntos medidos mediante la técnica de grillado (Fig. 6.8, der.). Las muestras Nakajima con geometría circular se aproximan a deformación biaxial equilibrada, mientras que los anchos intermedios de 40 y 50 mm lo hicieron hacia deformación plana. Las muestras de menor ancho ($W = 20$ mm) tienden a estados de deformación uniaxial. Puede observarse de la curva que el valor mínimo de deformación no se encuentra sobre el eje de deformación plana ($\varepsilon_2 = 0$) sino desplazado hacia la derecha del diagrama. Esto se debe a la no proporcionalidad de los caminos de deformación inducida por el punzón semiesférico, el cual impone al inicio del ensayo una etapa de deformación equibiaxial, que cambia gradualmente a la trayectoria final impuesta por la geometría de la probeta y las propiedades del material.

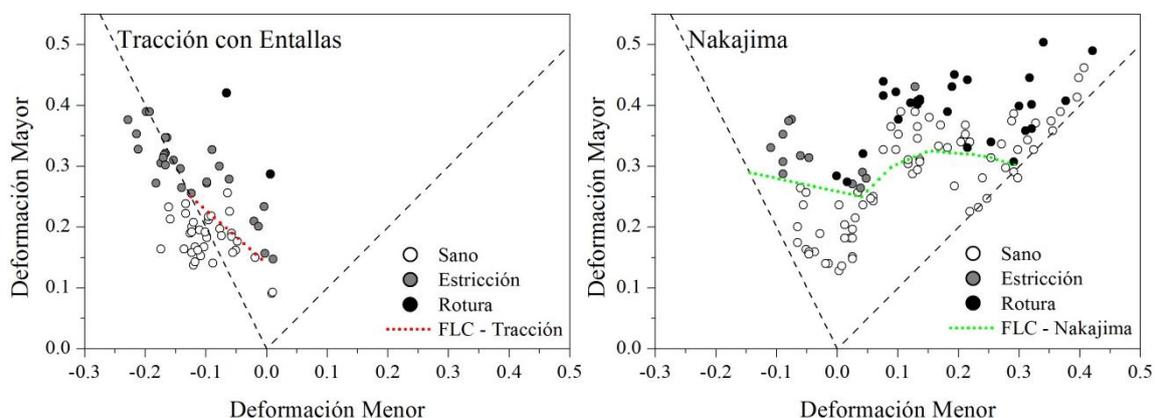


Figura 6.8 FLDs del acero DP-780 mediante ensayos de: tracción con entallas (izq.); Nakajima (der.).

La utilización de un punzón con dimensiones reducidas en el ensayo de Nakajima sobreestima las deformaciones límite obtenidas con respecto a los ensayos de tracción con probetas entalladas en el sector izquierdo del diagrama FLD. De la comparación de las Figs. 6.8 (izq.) y 6.8 (der.) pueden apreciarse diferencias de hasta 70% bajo solicitaciones de deformación plana. El aumento en formabilidad observado se explica por la existencia de un gradiente de deformación en el espesor originado por la superposición de esfuerzos de estirado y doblado impuestos por la geometría del punzón y matriz empleados inherentes del ensayo Nakajima. Este fenómeno, estudiado por primera vez por Ghosh y Hecker (1974), retrasa la localización, admitiendo mayor nivel de deformación antes de la falla. El efecto de la curvatura fue abordado a través del modelo MK por Shi y Gerdeen (1991), quienes modificaron la ecuación constitutiva incluyendo un término de gradiente, y mostraron que un aumento en la curvatura produce un aumento en la deformación límite. Consecuentemente, es de esperar un mayor nivel de deformación al realizar el ensayo Nakajima, que el valor obtenido con probetas planas (sin efectos de curvatura). Este efecto puede ser observado en aceros convencionales, pero tiene una influencia mucho más pronunciada en aceros AHSS (Till et al., 2008). Estos materiales muestran una alta velocidad de endurecimiento en las primeras etapas de deformación en comparación con los convencionales lo cual retardaría el inicio de la estricción. Si bien en este trabajo no se comprueba, se espera que el efecto del gradiente de deformación afecte de modo similar el sector derecho de la FLC.

6.4 Conclusiones

En el presente trabajo se evaluó la curva límite de conformado de un acero DP-780 de 1,1 mm de espesor mediante la utilización de dos ensayos: tracción con diferentes probetas entalladas y Nakajima con diferentes geometrías de muestra. Las probetas utilizadas en los ensayos de tracción permitieron obtener de manera sencilla y eficaz el sector izquierdo del diagrama FLD, las deformaciones límites se determinaron mediante la técnica de correlación digital de imágenes y el análisis de Braggard, ahorrando en tiempo e incrementando la precisión. El ensayo Nakajima permitió obtener el diagrama FLD en su totalidad con un único ensayo, variando solo la geometría de la probeta. Sin embargo, el empleo de un conjunto punzón-matriz de dimensiones reducidas con respecto a las normalizadas resultó en la obtención de deformaciones límites anormalmente altas, principalmente en condiciones de deformación plana, sobreestimando la FLC de este material. La diferencia observada se atribuye a la presencia de un gradiente de deformación en el espesor originado por la geometría del ensayo Nakajima, llevando a la conclusión que ésta no es apta para la determinación de la FLC en chapas DP-780 de espesor superior al milímetro.

6.5 Referencias

- ASTM E8-04, 2004. Standard test methods for tension testing of metallic materials. ASTM International.
- Bragard A., Baret J.C., Bonnarens H., 1972. A simplified technique to determine the FLD at onset of necking. *Centre Res Metallurgy* 33, 53–63.
- Col A., 2005. FLCs: Are we at a Turn?. Proc. of the 24th IDDRG Congress, Besançon France, Paper No. 18.
- Goodwin G.M., 1968. Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop. *La Metallurgia Italiana* 8, 767.
- Ghosh A.K., Hecker S.S., 1974. Stretching limits in sheet metals: In-plane versus out-of-plane deformation. *Metallurgical Transactions* 5, 2161-2164.
- Heller T., End B., Ehrhardt B., IrgenEsdohr J., 1998. New High Strength Steels Production, Properties & Applications. Proc. of 40th ISS Mechanical Working and Steel Processing Conference, 25-34.
- ISO 12004-2:2008-12 European Standard. Metallic materials Sheet and strip. Determination of forming-limit curves. ISSN 0335-3931.
- Keeler S.P., Backofen W.A., 1963. Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches. *ASM Transactions* 56, 25-48.
- Lee H.W., Kim G., Park S.H., 2010. Lightweight Steel Solutions for Automotive Industry. Proc. of the 10th International Conference NUMIFORM, 55-62.
- Lepera F.S., 1979. Improved Etching Techniques for the Determination of Percent Martensite in High-strength Dual-Phase Steel. *Metallography* 12, 79-81.
- Makkouk R., Bourgeois N., Serri J., Bolle B., Martiny M., Teaca M., Ferron G., 2008. Experimental and theoretical analysis of the limits to ductility of type 304 stainless steel sheet. *European Journal of Mechanics A/Solids* 27, 181-194.
- Matin P.H., Smith L.M., Petrusevski S., 2006. A method for stress space forming limit diagram construction for aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 174, 258-265.
- Puccinelli M., Schwindt C., Serenelli M., Signorelli J., 2011. Evaluación de dos métodos para la determinación experimental del límite de conformado equibiaxial. *Anales SAM/CONAMET 2011*, 1-6.
- Sène N.A., Balland P., Arrieux R., 2008. About necking detection to determine forming limit diagrams for mini stamping. 17th International Science and Technology Conference, 241-253.
- Senuma T., 2001. Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets. *ISIJ International* 41, 520-532.

- Serenelli M., Bertinetti M.A., Signorelli J.W., 2010. Investigation of the dislocation slip assumption on formability of BCC sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences* 52, 1723–1734.
- Shi M.F, Gerdeen J.C., 1991. Effect of strain gradient and curvature on Forming Limit Diagrams for Anisotropic Sheets. *Journal of Materials Shaping Technology* 9, 253-268.
- Signorelli, J.W., Serenelli, M.J., Bertinetti, M.A., 2012. 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, 1367-1376.
- Sperle J.O., Olsson K., 1994. High-Strength Automotive Sheet Steels for Weight Reduction and Safety Applications. *High-Strength Steels for Automotive Symposium Proceedings*, 65-77.
- Sutton M.A., Ortu J.-J., Schreier H.W., 2009. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements*. Springer Publishing Company, Incorporated.
- Till E.T., Berger E., Larour P., 2008. On an Exceptional Forming Behaviour Aspect of AHSS Sheets. *Proceedings of IDDRG 2008*, 429-440.
- Van Houtte P., 1995. *Manual of the MTM-FHM software*. Department MTM, K.U. Leuven.

Bloque III

MODELADO COMPUTACIONAL

Este bloque consta de dos capítulos que reseñan los modelos de comportamiento material de base policristalina (Capítulo 7) y los modelos de inestabilidad plástica (Capítulo 8) más utilizados para examinar el problema del conformado de chapas metálicas.

Capítulo 7

Modelos policristalinos

7.1 Introducción

Los materiales policristalinos consisten en un gran número de cristales simples (llamados granos), dentro de los cuales los átomos se ordenan bajo patrones regulares (comúnmente estructuras BCC, FCC o HCP¹, en materiales metálicos), coexistiendo con defectos cristalinos tales como vacancias, impurezas, dislocaciones, etc. A temperaturas bajas en comparación con el punto de fusión, los metales deforman principalmente por deslizamiento de dislocaciones o por maclado en determinados planos y direcciones cristalográficas. Por lo tanto, la textura cristalográfica juega un rol importante en la plasticidad de un policristal. El deslizamiento resulta en una rotación gradual de la red cristalina, mientras que el maclado produce cambios abruptos y definidos en la orientación de la misma. El número de sistemas de deslizamiento disponible y la energía de falla de apilamiento determina la naturaleza de los mecanismos de deformación. En general, los materiales BCC y FCC tienden a deformar por deslizamiento, mientras que los materiales HCP incluyen el maclado como modo de deformación activo para acomodar la deformación impuesta, ya que poseen limitados sistemas de deslizamiento. Las dislocaciones se acumulan en obstáculos microestructurales e incrementan su resistencia al deslizamiento posterior, lo que conduce al endurecimiento por deformación del material.

La descripción constitutiva de la deformación plástica de los metales puede realizarse de dos formas: mediante *modelos fenomenológicos del continuo* que involucran proponer una adecuada superficie de fluencia, y mediante *modelos de plasticidad cristalina* que tienen en cuenta explícitamente los mecanismos de deformación a nivel del cristal simple.

¹ Los términos BCC, FCC y HCP hacen referencia a estructuras cúbicas centradas en el cuerpo, cúbicas centradas en las caras y hexagonal compactas, respectivamente.

En los *modelos fenomenológicos del continuo* se ignora la complejidad de los mecanismos de deformación cristalográficos y el material se reemplaza por un continuo homogéneo. De esta manera, la descripción de la deformación plástica sólo requiere definir un criterio de fluencia, una regla de flujo y una ley de endurecimiento. La principal limitación de estos modelos es que no son capaces de describir la evolución de la anisotropía plástica durante los procesos de conformado de chapas metálicas.

Debido a que el deslizamiento juega un rol relevante en la plasticidad de los metales, resulta importante considerar este mecanismo en términos de su efecto sobre la evolución de la anisotropía. Los *modelos de plasticidad cristalina* tienen en cuenta naturalmente la descripción y evolución de la anisotropía y es por ello que incrementaron su éxito a lo largo de las últimas dos décadas. Éstos se basan en considerar los mecanismos físicos de la deformación plástica en los cristales simples. Sin embargo, la predicción del comportamiento mecánico de los agregados policristalinos a partir de la respuesta del cristal simple es un gran desafío aún hoy en día, ya que se requiere un gran esfuerzo computacional. Una forma válida de abordar la respuesta del policristal es utilizar *métodos de homogeneización*, los cuales proveen un puente para determinar el comportamiento macroscópico del policristal a partir del comportamiento de los granos constituyentes.

Sachs (Sachs, 1928) y Taylor (Taylor, 1938) fueron los pioneros en el desarrollo de modelos de homogeneización. El modelo de Sachs asume que cada grano en el agregado policristalino se encuentra bajo tensión uniforme, igual a la tensión macroscópica. El modelo de Taylor asume que todos los granos deben acomodar la misma deformación plástica, igual a aquella impuesta macroscópicamente. En estos modelos, se desprecian claramente las heterogeneidades que surgen durante la deformación de los policristales. Una alternativa muy difundida son los modelos autoconsistentes (SC), propuestos originalmente por Kröner (1958). En general, estos modelos consideran a cada grano como una inclusión elipsoidal embebida en un medio efectivo homogéneo (HEM), representativo de las propiedades del policristal. La interacción entre la inclusión y el HEM depende de la tensión impuesta, del comportamiento del HEM y de la orientación de la inclusión. Dentro de los modelos SC, el esquema viscoplástico autoconsistente (VPSC) (Molinari et al., 1987; Lebensohn y Tomé, 1993) es el más difundido y utilizado, a partir de su habilidad para predecir el comportamiento mecánico y la evolución de textura en policristales. Recientemente, este modelo fue extendido para incorporar la componente de elasticidad en las predicciones (EVPSC) (Wang et al., 2010). Alternativamente, Ahzi y M'Guil (2008) desarrollaron un modelo viscoplástico (denominado modelo ϕ) basado en una aproximación intermedia que permite, con solo ajustar un parámetro escalar ($0 \leq \phi \leq 1$), obtener una ley de interacción que abarque desde las condiciones de borde de Taylor a las de Sachs. En la búsqueda de incorporar la interacción entre granos vecinos, surgieron nuevos modelos que tienen en cuenta pequeños clústeres de granos. Entre ellos se pueden citar los

modelos Lamel (Van Houtte et al., 1999), Alamel (Van Houtte et al., 2005), GIA (Crumbach et al., 2001, 2006) y RGC (Tjahjanto et al., 2010). Además, se está generalizando el uso de aproximaciones de plasticidad cristalina de campo completo, aplicadas a la predicción de los campos micro-mecánicos que se desarrollan dentro de los granos de un policristal. En éstos, el material se representa por un elemento representativo de volumen (RVE²) y la solución numérica se realiza por medio de diferentes técnicas, que incluyen la transformada rápida de Fourier (Michel et al., 1999), recientemente extendida a policristales viscoplásticos (Lebensohn et al., 2011), y el método de elementos finitos (Miehe et al., 1999, 2002).

En los materiales multifásicos, dentro de los que se encuentran los aceros DP, la presencia de las segundas fases altera el comportamiento del material debido a sus diferencias en propiedades mecánicas con la matriz, produciendo incompatibilidades en tensión. Para predecir el comportamiento macroscópico de estos materiales heterogéneos, las técnicas de homogeneización proveen una estrategia versátil que permite establecer las relaciones entre la microestructura y el comportamiento macroscópico. Una de las posibilidades es utilizar esquemas SC, que permiten tener en cuenta la existencia de más de una fase. Usando estas aproximaciones, se establecieron varios modelos constitutivos para calcular la respuesta de aceros DP (ver por ejemplo: Fan 1999; Berbenni et al. 2004; Cong et al., 2009). Otra alternativa la constituye la modelización de RVEs, a través de modelos de elementos finitos. Este tipo de aproximación permite tener en cuenta explícitamente la forma y distribución espacial de los constituyentes microestructurales. Algunos trabajos mediante esta técnica se están realizando también sobre aceros DP (ver por ejemplo: Al-Abbasi y Nemes, 2007; Sun et al., 2009; Uthaisangsuk et al., 2011).

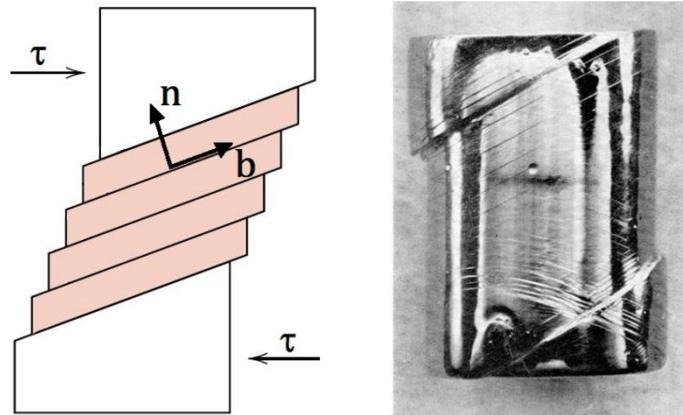
En el presente capítulo se detalla la transición desde la respuesta plástica del cristal simple a aquella del agregado policristalino. Se realiza una descripción de la plasticidad del cristal simple y de las leyes que rigen la evolución del endurecimiento de los mismos, junto con los modelos de homogeneización más utilizados y desarrollados dentro de este marco de trabajo. Finalmente, se detalla la implementación del modelo viscoplástico autoconsistente, utilizado en la presente tesis doctoral.

7.2 Plasticidad del cristal simple

En plasticidad cristalina, la deformación plástica del material se modeliza mediante el concepto de actividad de los sistemas de deslizamiento. Se asume que las dislocaciones se mueven sobre la estructura cristalina a lo largo de determinados sistemas de deslizamiento, caracterizados por planos y direcciones cristalográficas específicas. El plano de deslizamiento

² El RVE es el tamaño mínimo de una muestra microestructural del material, a partir del cual (con tamaños mayores) la respuesta homogeneizada macroscópica que se extrae permanece casi inalterable.

Figura 7.1 Deformación por deslizamiento en un cristal simple sometido a un esfuerzo de corte (izq.) y líneas de deslizamiento sobre un cristal simple de Nb sometido a compresión (der.).



está representado por su normal \mathbf{n} , mientras que la dirección está dada por el vector de Burgers \mathbf{b} , siendo ambos vectores perpendiculares entre sí. La elección del plano y la dirección no es arbitraria y, por lo tanto, el grado de facilidad de deslizamiento vendrá determinado por las condiciones a las que está sometido el cristal y la estructura del mismo. Existen planos con mayor facilidad en la propagación de dislocaciones (planos más densos) y dentro de los mismos, existen direcciones preferentes de deslizamiento por las cuales se desplazan las dislocaciones (direcciones más compactas). Éstas se mueven sobre el sistema de deslizamiento por acción de una tensión de corte aplicada, generando una distorsión de corte simple (Fig. 7.1, izq.). A modo de ejemplo, la Fig. 7.1 (der.) muestra las líneas de deslizamiento sobre un monocristal de niobio sometido a compresión. En metales FCC existen 12 sistemas de deslizamiento potencialmente activos ($\{111\}\langle 110\rangle$), mientras que en metales BCC se encuentran 48 ($\{110\}\langle 111\rangle$, $\{112\}\langle 111\rangle$ y $\{123\}\langle 111\rangle$) (Fig. 7.2).

7.2.1 Cinemática de la plasticidad

Debido a que la deformación plástica, especialmente bajo procesos de conformado, puede ser sustancialmente grande, la cinemática de la deformación del cristal debe ser establecida previamente. Por ende, las ecuaciones empleadas en esta tesis serán brevemente reseñadas en

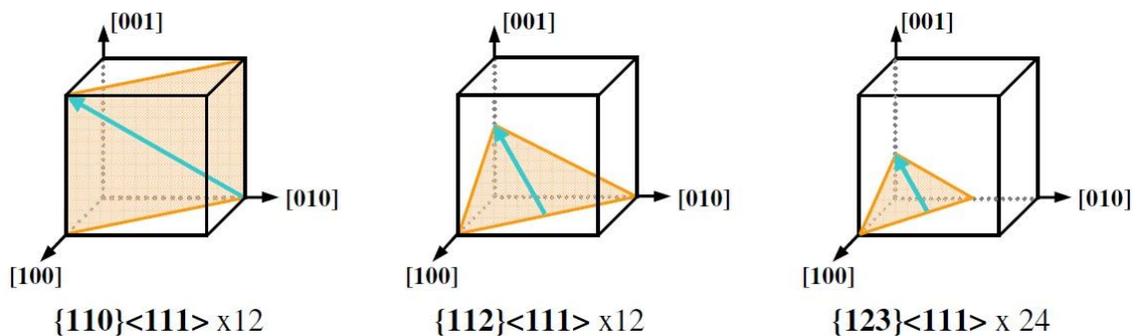


Figura 7.2 Representación esquemática de los sistemas de deslizamiento en metales BCC.

este apartado³. Éstas aplican a cualquier medio continuo y, en particular, a granos cristalográficos y agregados policristalinos.

La deformación plástica está caracterizada por los tensores gradiente de velocidad \mathbf{L} y gradiente de deformación \mathbf{F} . Utilizando un punto para indicar derivada respecto al tiempo, el tensor gradiente de velocidad viene dado por:

$$\mathbf{L} = \dot{\mathbf{F}} : \mathbf{F}^{-1} = \dot{\mathbf{R}}^* : \mathbf{R}^{*T} + \mathbf{R}^* : \mathbf{L}^p : \mathbf{R}^{*T} \quad (7.1)$$

En esta expresión \mathbf{R}^* representa la rotación cristalográfica que transforma entre los sistemas de referencia inicial y final del cristal. Notando que $\mathbf{L}^p = \dot{\mathbf{F}}^p : \mathbf{F}^{p-1}$ es el gradiente de velocidad plástica que resulta del movimiento de dislocaciones sobre planos y direcciones específicas del cristal:

$$\mathbf{L}^p = \sum_s (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s) \dot{\gamma}^s \quad (7.2)$$

donde $\dot{\gamma}^s$ es la velocidad de deformación por corte simple, y \mathbf{n}^s y \mathbf{b}^s corresponden a la normal al plano y la dirección de deslizamiento del sistema s , respectivamente. La descomposición del tensor de Schmid ($\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s$) del sistema de deslizamiento en sus componentes simétrica (\mathbf{m}^s) y antisimétrica (\mathbf{q}^s):

$$\mathbf{m}^s = \frac{1}{2} (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s + \mathbf{b}^s \otimes \mathbf{n}^s) \quad (7.3)$$

$$\mathbf{q}^s = \frac{1}{2} (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s - \mathbf{b}^s \otimes \mathbf{n}^s) \quad (7.4)$$

permite descomponer el tensor gradiente de velocidad plástica en sus partes velocidad de deformación (\mathbf{D}^p) y velocidad de rotación (\mathbf{W}^p):

$$\mathbf{L}^p = \mathbf{D}^p + \mathbf{W}^p \quad (7.5)$$

$$\mathbf{D}^p = \sum_s \mathbf{m}^s \dot{\gamma}^s \quad (7.6)$$

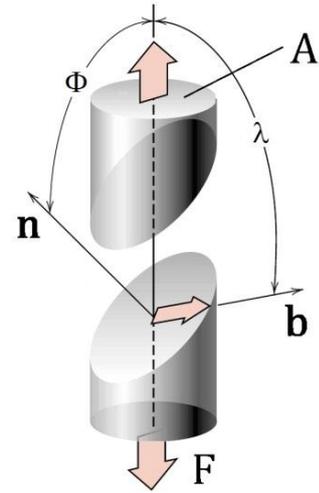
$$\mathbf{W}^p = \sum_s \mathbf{q}^s \dot{\gamma}^s \quad (7.7)$$

7.2.2 Ley de Schmid

La mecánica de deformación por deslizamiento está gobernada por la ley de la tensión de corte crítica (Schmid, 1924), la cual se conoce como *Ley de Schmid*. Esta ley describe el

³ Para un tratamiento más extenso de la cinemática de la plasticidad referirse a Gurtin (1981)

Figura 7.3 Ilustración de la Ley de Schmid para un ensayo de tracción uniaxial.



comportamiento plástico de un cristal simple en términos de la activación de los sistemas de deslizamiento cristalográfico. Un cristal fluirá plásticamente en un sistema s si la tensión de corte resuelta τ_R^s alcanza el valor crítico τ_c^s (CRSS) (Ec. 7.8) y si el sistema permanece bajo carga a medida que evoluciona la tensión (Ec. 7.9):

$$\tau_R^s = \mathbf{m}^s : \mathbf{S} = \tau_c^s \quad (7.8)$$

$$\mathbf{m}^s : \dot{\mathbf{S}} = \dot{\tau}_c^s \quad (7.9)$$

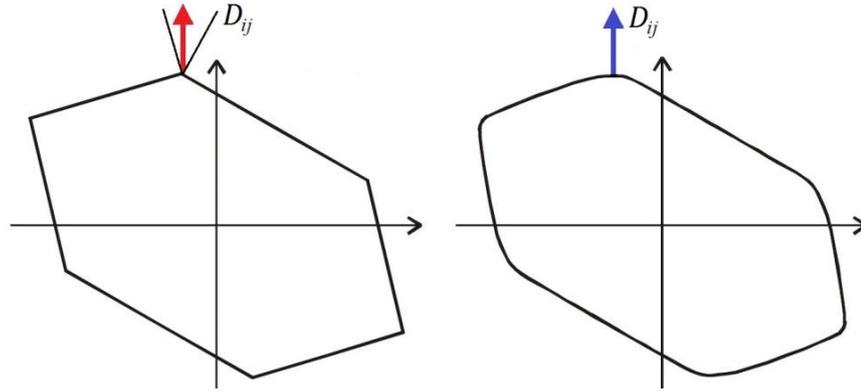
donde \mathbf{S} es el tensor de tensiones deviatorias. Para el caso de tracción uniaxial \mathbf{m}^s se reduce al producto $\cos\Phi\cos\lambda$, donde Φ y λ son los ángulos entre la dirección de la tensión aplicada con la normal al plano y la dirección de deslizamiento (Fig. 7.3). El producto interno $\mathbf{m}^s : \mathbf{S}$ es, por lo tanto, la proyección de la tensión aplicada en la dirección de deformación de un sistema de deslizamiento particular. En la mayoría de los cristales, el deslizamiento puede ocurrir indistintamente en la dirección $+\mathbf{b}$ ó $-\mathbf{b}$, por lo que la condición necesaria para el deslizamiento se expresa según:

$$\tau_R^s = \pm\tau_c^s \quad (7.10)$$

7.2.2 Regla de flujo

Los primeros análisis respecto a curvas de carga de cristales simples asumieron que operaba un único sistema de deslizamiento, aquel con la mayor tensión de corte resuelta. Esta suposición fue la base del modelo propuesto por Sachs (1928) y modificado posteriormente por Kochendörfer (1941). Von Mises (1928) fue el primero en señalar que, para causar cualquier cambio en la forma de un cuerpo incompresible, deben existir cinco componentes de deformación independientes. Para un cuerpo cristalino, esto significa cinco sistemas de

Figura 7.4 Ilustración de la superficie de fluencia del cristal en el espacio deviatórico de tensiones para el modelo de trabajo máximo (izq.) y el modelo viscoplástico (der.).



deslizamientos independientes. Taylor (1938) propuso que los cinco sistemas de deslizamiento que actuaban en cada grano eran aquellos para los cuales se verifica que la suma de las distorsiones de corte en cada sistema sea mínima. Por otro lado, Bishop y Hill (1951) postularon los principios de mínimo trabajo interno y máximo trabajo externo. Expresando estos criterios en función del tensor de Schmid en su forma vectorizada se obtiene un sistema de ecuaciones que puede interpretarse geoméricamente como la intersección de hiperplanos en un espacio 5-dimensional de tensiones, que determinan los vértices de la superficie de fluencia del cristal (Fig. 7.4, izq.). Sin embargo, esto puede conducir a ambigüedades en la determinación de los sistemas activos cuando los modos de deformación se alcanzan sobre los vértices de la superficie de fluencia. En este caso, la deformación impuesta está contenida dentro del *cono de normales* del vértice activo.

Alternativamente, el comportamiento plástico del cristal simple puede describirse asumiendo una relación constitutiva potencial que relacione la velocidad de deformación y la tensión aplicada resuelta:

$$\dot{\gamma}^s = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau_R^s}{\tau_c^s} \right|^{1/m-1} \left(\frac{\tau_R^s}{\tau_c^s} \right) \quad (7.11)$$

donde m es la sensibilidad a la velocidad de deformación y $\dot{\gamma}_0$ es un factor de normalización. Esta ley determina una velocidad de deformación distinta de cero en todos los sistemas, pero despreciable en aquellos donde la tensión resuelta es levemente menor que la tensión crítica. Mientras que para $m = 1$, la ecuación describe la respuesta de un fluido Newtoniano, el caso dado por $m = 0$ recupera formalmente la ley de Schmid. La descripción de la plasticidad provista por la relación viscoplástica potencial produce un *redondeo* de los vértices de la superficie de fluencia del cristal (Fig. 7.4, der.), evitando las ambigüedades mencionadas.

7.2.3 Descripción constitutiva del endurecimiento mecánico

El endurecimiento mecánico, o endurecimiento por deformación, es una habilidad intrínseca de los materiales de aumentar su resistencia o endurecerse con un incremento en el

nivel de deformación y es una de las propiedades más influyentes en la formabilidad de chapas metálicas. Éste resulta de las interacciones entre dislocaciones y obstáculos, y dislocaciones entre sí, principalmente.

La definición del endurecimiento por deformación puede adoptar, en general, dos estrategias diferentes: despreciar las diferencias de CRSS entre los granos constituyentes o incluir estas diferencias explícitamente. En la primera estrategia, el endurecimiento por deformación es introducido conceptualmente a escala macroscópica (homogeneizada) y corresponde a ecuaciones prescriptas de evolución de la tensión de fluencia (macroscópica). La segunda opción, llamada endurecimiento por deformación microscópico, establece el valor de CRSS a nivel del grano individual, y varía en función del sistema de deslizamiento. Se centrará el análisis en esta última estrategia, que es la adoptada en las simulaciones de esta tesis doctoral.

La evolución de la CRSS se describe por una función analítica que depende de la deformación por corte acumulada en el grano (Γ).

$$\Gamma = \sum_s \int_0^t |\dot{\gamma}^s| dt \quad (7.12)$$

Durante la deformación de un policristal, un grano activa en general más de un sistema de deslizamiento simultáneamente, y el deslizamiento en cada sistema tiene un efecto endurecedor sobre todos los sistemas potencialmente activos. Estas interacciones entre los sistemas de deslizamiento se consideran a través de una matriz de endurecimiento empírica $h^{ss'}$, que tiene en cuenta los obstáculos para el movimiento de nuevas dislocaciones asociadas con el sistema s . Esto ocurre por la presencia de dislocaciones del mismo sistema (auto-endurecimiento) o de otro sistema s' (endurecimiento latente). La tasa de endurecimiento $\dot{\tau}_c^s$ adopta la siguiente forma:

$$\dot{\tau}_c^s = \sum_{s'} h^{ss'} |\dot{\gamma}^{s'}| \quad (7.13)$$

El uso del valor absoluto de $\dot{\gamma}^{s'}$ en la ecuación de endurecimiento refleja la suposición de que el comportamiento del endurecimiento no es afectado significativamente por la dirección de corte en el sistema de deslizamiento. Los modelos microscópicos para la actualización de las CRSSs de los sistemas de deslizamiento se basan entonces en la determinación de la forma de la matriz $h^{ss'}$. Siguiendo la propuesta de Asaro y Needleman (1985) ésta puede ser descripta por el siguiente producto:

$$h^{ss'} = q^{ss'} h^{s'} \quad (7.14)$$

donde $h^{s'}$ es un factor que denota la velocidad de auto-endurecimiento del sistema s' y $q^{ss'}$ es una matriz que describe el endurecimiento latente del cristal. La combinación de ambas posibilidades permite la adecuación de la respuesta mecánica del modelo de endurecimiento.

La forma de la matriz $q^{ss'}$ diferencia dos tipos de modelos de endurecimiento: *isotrópicos* y *no-isotrópicos*. A modo de ejemplo, para los 12 sistemas de deslizamiento $\{110\}\langle 111 \rangle$ en materiales BCC, esto lleva a la siguiente definición de la matriz $q_{(12 \times 12)}^{ss'}$:

$$q^{ss'} = \begin{bmatrix} 1 & q & \dots & q \\ q & 1 & \dots & q \\ \vdots & \vdots & \ddots & \vdots \\ q & q & \dots & 1 \end{bmatrix} \quad (7.15)$$

donde q representa el cociente entre la velocidad de endurecimiento latente y la velocidad de auto-endurecimiento. Cuando este parámetro tiene valor unitario, la actualización de las tensiones críticas se produce con igual intensidad sobre todos los sistemas de deslizamiento del grano, independientemente de la modulación utilizada, dando la característica de *isotropía* al endurecimiento. Contrariamente, observaciones experimentales demostraron que el endurecimiento en sistemas latentes es diferente del mismo para sistemas activos, donde usualmente q toma el valor de 1,4 (Hutchinson, 1970; Kocks, 1970; Asaro y Rice, 1977). Sin embargo, la hipótesis de isotropía conserva su vigencia para estudios sobre materiales cuyo endurecimiento diferencial sea de importancia menor frente al resto del fenómeno analizado, tal es el caso de cargas proporcionales.

Por otro lado, dependiendo de la elección del factor $h^{s'}$ se pueden obtener modelos de endurecimiento *con* y *sin saturación*. El primer caso permite reproducir el comportamiento mecánico de aquellas aleaciones que, debido al balance entre la creación y aniquilación de dislocaciones (Voce, 1948; Kocks, 1976), presentan un endurecimiento que alcanza valores de saturación durante la deformación plástica. Dentro de las varias leyes asociadas a la descripción del endurecimiento en este tipo de materiales⁴, en esta tesis se utiliza la *ley de saturación* y la *ley de Voce*. La primera de ellas viene dada por:

$$h^{s'} = h_0 \left(1 - \frac{\tau_c^{s'}}{\tau_{sat}^{s'}} \right)^a \quad (7.16)$$

donde h_0 es el coeficiente de auto-endurecimiento o velocidad de endurecimiento inicial, a es el exponente de endurecimiento por deformación y $\tau_{sat}^{s'}$ es la tensión de saturación del sistema s' .

⁴ Una revisión específica de los modelos reportados en la literatura puede ser consultada en los trabajos de Teodosiu (1992), Gil Sevillano (1993) y Wu et al. (1996).

La ecuación de Voce, basada en la ley macroscópica originalmente propuesta por Voce (1948), se expresa de la siguiente forma:

$$h^{s'} = \theta_1^{s'} + \left(\left| \frac{\theta_0^{s'}}{\tau_1^{s'}} \right| \tau_1^{s'} - \theta_1^{s'} \right) \exp \left(-\Gamma \left| \frac{\theta_0^{s'}}{\tau_1^{s'}} \right| \right) + \left(\left| \frac{\theta_0^{s'}}{\tau_1^{s'}} \right| \theta_1^{s'} \right) \Gamma \exp \left(-\Gamma \left| \frac{\theta_0^{s'}}{\tau_1^{s'}} \right| \right) \quad (7.17)$$

donde $\theta_0^{s'}$, $\theta_1^{s'}$ y $\tau_1^{s'}$ son la velocidad de endurecimiento inicial, la velocidad de endurecimiento asintótica y la tensión de saturación asintótica, respectivamente.

Por otra parte, y en oposición a lo observado en la mayoría de las aleaciones, los cristales simples *puros* presentan una matriz de endurecimiento que evoluciona hacia cero de forma muy suave con la deformación, sin advertirse un valor de saturación. En estos casos, la ley de endurecimiento del cristal simple puede ser aproximada satisfactoriamente por una función potencial de la forma:

$$h^{s'} = h_0 \left(1 + \frac{h_0 \Gamma}{\tau_c^{s'} n} \right)^{n-1} \quad (7.18)$$

donde n es un exponente que caracteriza la velocidad del endurecimiento.

Por último, cabe mencionar, que aunque no serán utilizados en este trabajo, los modelos de endurecimiento de base física, expresados en términos de densidades de dislocaciones, consideran los mecanismos básicos de generación y aniquilación de dislocaciones en la microestructura del material. Información detallada puede consultarse en los trabajos de Paquin et al. (2001), Peeters et al. (2001, 2002), Ma et al. (2007) y Kitayama et al. (2013)⁵.

7.3 Modelos de homogeneización

La respuesta mecánica de un agregado policristalino se encuentra determinada por los estados de tensión-deformación de los granos que lo constituyen, independientemente del régimen de deformación al cual se encuentre sometido. Debido a la heterogeneidad impuesta por la microestructura a escala micro o mesoscópica, es obvio que tanto la tensión como la deformación no serán homogéneas a lo largo del policristal. Sin embargo, los modelos policristalinos, meso y macroscópicos, son diseñados explícitamente para manejar de alguna manera estas sutilezas de la microestructura y encontrar soluciones lo suficientemente precisas respecto a la respuesta del material, introduciendo una apropiada estrategia de homogeneización de la tensión y/o deformación. El requerimiento usual de los modelos policristalinos es que las condiciones de desplazamiento y carga en los bordes de un policristal sean uniformes, y que el promedio en volumen de tensiones, deformaciones y velocidad de deformaciones a lo largo de

⁵ Ver trabajos en curso, apartado 11.2.

todos los granos coincidan con las del policristal. A continuación se hace una breve referencia a las estrategias de homogeneización más utilizadas en el modelado mecánico de materiales policristalinos.

7.3.1 Modelo de Sachs

El modelo de *Sachs* (Sachs, 1928), también conocido como modelo de límite inferior, describe el caso más simple de deformación de un cristal. Asume que la deformación plástica se obtiene mediante la activación del sistema de deslizamiento con la mayor tensión de corte resuelta, de acuerdo a la tensión impuesta externamente. Cuando se utiliza para la descripción de la plasticidad en policristales, el modelo de Sachs verifica el equilibrio de tensiones, pero no tiene en cuenta la compatibilidad de deformaciones, es decir, permite el solapamiento entre granos. Es por esta razón que su empleo es limitado.

7.3.2 Modelo de Taylor

El modelo de *Taylor* (Taylor, 1938), también conocido como modelo de límite superior, sugiere que el campo de deformación a través del policristal es uniforme. De esta manera, cada grano deforma exactamente igual que la muestra, manteniendo la compatibilidad de las deformaciones. Sin embargo, no satisface las condiciones de equilibrio de tensiones debido a que el estado de tensiones requerido para activar el deslizamiento múltiple varía de grano en grano para acomodar la deformación impuesta. La suposición de Taylor produce resultados razonables para materiales que exhiben una respuesta plástica levemente anisótropa. Sin embargo, para materiales altamente anisótropos este modelo conduce a predecir tensiones excesivamente altas y/o evoluciones de textura incorrectas (Lebensohn et al., 2003).

7.3.3 Modelos de condiciones relajadas (RC)

Los modelos de Taylor y Sachs constituyen dos extremos en relación con el condicionamiento ejercido sobre cada grano por el policristal en su conjunto, lo que los convierte en límites superior⁶ e inferior del comportamiento del policristal (Bishop y Hill, 1951), respectivamente. Posteriormente, varios modelos fueron sugeridos para relajar la hipótesis de rigidez en deformación del modelo de Taylor, lo que condujo a varios modelos denominados de *condiciones relajadas (RC)* (Honneff y Mecking, 1981; Kocks y Chandra, 1982). En estos modelos, la suposición de deformación uniforme en el agregado se modifica de acuerdo a consideraciones relacionadas a la forma de los granos. La aproximación básica de

⁶ Un modelo de deformación de un policristal constituye un límite superior (inferior) cuando permite obtener, para una dada deformación del policristal, la máxima (mínima) tensión macroscópica posible.

todos los modelos RC es la relajación de la compatibilidad en la deformación a favor de mejorar la homogeneidad en tensión. Estos modelos tienen aplicación en materiales laminados donde los granos toman una forma particular aplanada y una gran parte del área de contacto del grano es paralela al plano de laminado. En relación a Taylor, estos modelos relajan algunas restricciones en deformación y consecuentemente la deformación puede ser acomodada por menos de cinco sistemas de deslizamiento.

7.3.4 Modelos de granos múltiples

Los modelos de Taylor, tanto en su versión original como RC, tratan a cada grano separadamente, es decir, no se considera la interacción entre granos (modelos de 1 sitio). Sin embargo, el comportamiento de los granos en un material real es obviamente influenciado por sus vecinos (Huang y Winther, 2007; Winther, 2008). En consecuencia, algunos modelos avanzados de Taylor consideran más de un grano a la vez, como lo son los modelos *Lamel* (Van Houtte et al., 1999) y *Alamel* (Van Houtte, 2005). Ambos modelos consideran simultáneamente dos granos sobre un borde común, el cual se encuentra paralelo al plano de laminación (*Lamel*) e inclinado arbitrariamente (*Alamel*); esto los hace aptos para simular condiciones de laminado o para cualquier modo de deformación, respectivamente. Por otro lado, se encuentra el modelo de *interacción granular (GIA)* (Crumbach et al., 2001, 2006) y una variante similar, el llamado modelo de *clúster de granos relajados (RGC)* (Tjahjanto et al., 2010), los cuales consideran un elemento de volumen alineado en la dirección de laminado, consistente de 8 granos hexaédricos. El clúster completo es forzado a cumplir con las condiciones de Taylor, pero los granos en el clúster pueden deformar libremente, e imponen cortes en los granos vecinos a lo largo de sus interfases internas. Sin embargo, esta incompatibilidad debe ser compensada por la introducción de dislocaciones geoméricamente necesarias. Al igual que el modelo *Lamel*, el modelo *GIA* fue diseñado para simular condiciones de laminado.

Los modelos de homogeneización mencionados hasta el momento son esquemáticamente ilustrados en la Fig. 7.5.

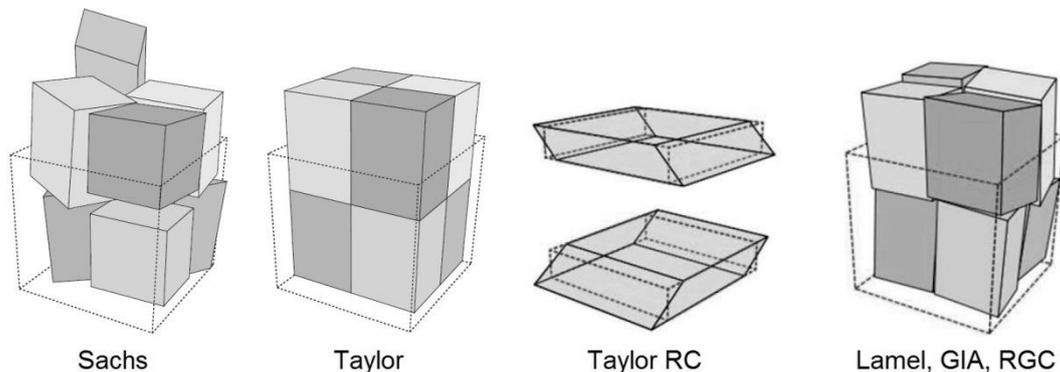
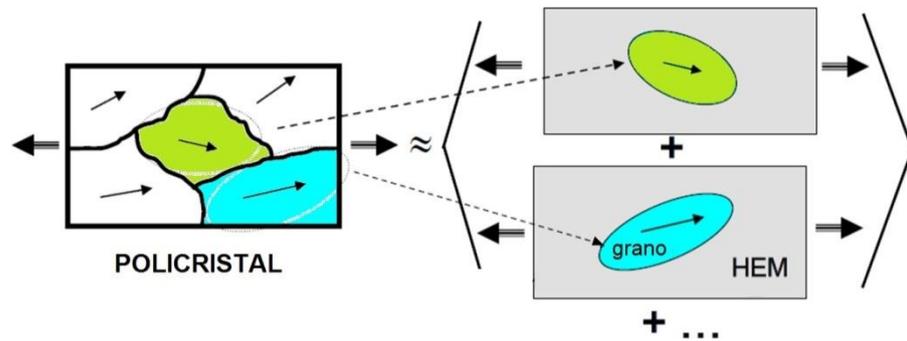


Figura 7.5 Ilustraciones esquemática de algunos modelos de homogeneización comúnmente utilizados.

Figura 7.6 Esquema de homogeneización autoconsistente.



7.3.5 Modelos autoconsistentes

Desde un punto de vista mecánico, ninguna de estas aproximaciones provee una solución teórica convincente de la deformación del policristal. Esto se debe a que los requerimientos de compatibilidad de deformaciones o equilibrio de tensiones son violados en mayor o menor medida. Una alternativa a los modelos de Taylor y sus variaciones son los modelos *autoconsistentes*, basados en el modelo de Eshelby (1957), y propuestos inicialmente por Kröner (1958), Budiansky y Wu (1962) y Hill (1965). El objetivo de éstos es el conocimiento de la respuesta promedio del agregado a partir del conocimiento de las propiedades de los granos constituyentes y la asunción acerca de la interacción de éstos con el medio. Los modelos autoconsistentes consideran a cada grano como una inhomogeneidad elipsoidal inmersa en un medio homogéneo efectivo, representativo de las propiedades del policristal, permitiendo una interacción intergranular diferenciada para cada grano (Fig. 7.6). Debido a su naturaleza característica no tienen en cuenta la topología exacta del agregado: como en todos los modelos, cumplen con la compatibilidad y equilibrio de tensiones en el sentido del promedio.

El carácter autoconsistente del modelo reside en el hecho de que la respuesta de los granos individuales depende de su interacción con la matriz, mientras que las propiedades de esta no son conocidas de antemano y tienen que ser determinadas de la respuesta colectiva de los granos. Teniendo en cuenta explícitamente la anisotropía relativa de los granos y la matriz, los modelos autoconsistentes dan una mejor descripción de la respuesta del material que los modelos anteriormente descritos.

A lo largo de las últimas décadas, el campo de modelización mediante modelos autoconsistentes ha sido sumamente activo, resultando en una gran cantidad de modelos. Kröner (1961) y Budiansky y Wu (1962) propusieron una aproximación elastoplástica autoconsistente para policristales sometidos a pequeñas deformaciones. Sin embargo, esta aproximación no tiene en cuenta las interacciones plásticas entre la inclusión y la matriz, debido a que la matriz es considerada elástica. Hill (1965) propuso un modelo más complejo, que tiene en cuenta exitosamente la interacción elastoplástica entre los granos y el agregado, para bajos niveles de deformación. Este modelo fue posteriormente extendido por Iwakuma y Nemat-Nasser (1984)

para estudiar policristales a altas deformaciones elastoplásticas. Berveiller y Zaoui (1979) propusieron un modelo basado en la ley de interacción de Kröner, agregando un factor de acomodación plástica.

Los modelos autoconsistentes mencionados anteriormente no son dependientes del tiempo. Hutchinson (1976) extendieron el modelo de Hill a uno viscoplástico para simular el comportamiento de creep de policristales. Molinari et al. (1987) y Lebensohn y Tomé (1993) desarrollaron el modelo viscoplástico autoconsistente, muy utilizado para simular el comportamiento de policristales a altas deformaciones y evolución de texturas cristalográficas. El modelo VPSC ha experimentado continuas mejoras, por ejemplo, procedimientos de homogeneización de segundo orden (Lebensohn et al., 2007), extensión para considerar la componente elástica (EVPSC) (Wang et al., 2010), implementación del modelo en un código de elementos finitos (Knezevic et al., 2013), entre otros.

7.4 Formalismo viscoplástico autoconsistente

En esta sección se presentan las ecuaciones del modelo viscoplástico autoconsistente de 1 sitio, debida originalmente a Molinari et al. (1987) e implementado para un medio anisótropo general por Lebensohn y Tomé (1993). Se asume que la componente de deformación plástica es mucho mayor que la parte elástica y, por lo tanto, el flujo es incompresible.

7.4.1 Comportamiento constitutivo local y homogeneización

El comportamiento constitutivo viscoplástico en cada punto del material (x) se describe por la siguiente ecuación no lineal para materiales sensibles a la velocidad de deformación:

$$\mathbf{D}(x) = \dot{\gamma}_0 \sum_s \frac{\mathbf{m}^s(x) \otimes \mathbf{m}^s(x)}{\tau_c^s} \left| \frac{\mathbf{m}^s(x) : \mathbf{S}(x)}{\tau_c^s} \right|^{1/m-1} : \mathbf{S}(x) \quad (7.19)$$

Si bien la expresión anterior es aplicable a materiales que presentan tanto deslizamiento como maclado, en lo que sigue sólo se considera el deslizamiento cristalográfico como mecanismo de deformación activo. Tampoco se consideran mecanismos de deformación de alta temperatura como trepado y deslizamiento de bordes de grano, ni se incluye el fenómeno de recristalización. Si se aproxima la Ec. (7.19) mediante una relación lineal entre la velocidad de deformación y la tensión se encuentra que:

$$\mathbf{D}(x) = \mathbf{M} : \mathbf{S}(x) + \mathbf{D}_0 \quad (7.20)$$

donde \mathbf{M} y \mathbf{D}_0 son respectivamente, el módulo viscoplástico y un término independiente para el grano. Dependiendo de la estrategia de linealización, \mathbf{M} y \mathbf{D}_0 pueden adoptar valores diferentes, lo cual será discutido en el sub-apartado 7.4.4. Tomando un promedio volumétrico en el grano, se tiene:

$$\mathbf{D} = \mathbf{M} : \mathbf{S} + \mathbf{D}_0 \quad (7.21)$$

Para homogeneizar el comportamiento de un medio heterogéneo lineal cuyo comportamiento local es descrito en la Ec. (7.20), se asume una relación lineal análoga en la escala del medio efectivo (macroscópico):

$$\bar{\mathbf{D}} = \bar{\mathbf{M}} : \bar{\mathbf{S}} + \bar{\mathbf{D}}_0 \quad (7.22)$$

donde “-” indica magnitudes macroscópicas. El procedimiento clásico para obtener la respuesta homogeneizada de un policristal lineal es el método lineal autoconsistente, en el cual reside el problema de un dominio no homogéneo caracterizado por \mathbf{M} y \mathbf{D}_0 , inmerso en un medio infinito caracterizado por $\bar{\mathbf{M}}$ y $\bar{\mathbf{D}}_0$. Utilizando el concepto de inclusión equivalente (Mura, 1987), la ley constitutiva para el comportamiento en el dominio grano (Ec. 7.20) puede ser re-escrita según:

$$\mathbf{D}(x) = \bar{\mathbf{M}} : \mathbf{S}(x) + \mathbf{D}_0 + \mathbf{D}^*(x) \quad (7.23)$$

donde $\mathbf{D}^*(x)$ es un campo de auto-deformaciones, el cual aparece al reemplazar la inhomogeneidad por una inclusión equivalente. Reacomodando y restando la Ec. (7.22) de la Ec. (7.23), se obtiene:

$$\tilde{\mathbf{S}}(x) = \bar{\mathbf{T}} : [\tilde{\mathbf{D}}(x) - \mathbf{D}^*(x)] \quad (7.24)$$

El símbolo “~” indica desviaciones locales de los valores macroscópicos de las magnitudes correspondientes [es decir, $\tilde{\mathbf{S}}(x) = \mathbf{S}(x) - \bar{\mathbf{S}}(x)$] y $\bar{\mathbf{T}} = \bar{\mathbf{M}}^{-1}$. Combinando Ec. (7.24) con la condición de equilibrio y utilizando notación indicial por claridad se obtiene:

$$\sigma_{ij,j}(x) = \tilde{\sigma}_{ij,j}(x) = \tilde{S}_{ij,j}(x) + \tilde{\sigma}_i^h(x) \quad (7.25)$$

donde $\boldsymbol{\sigma}(x)$ y $\boldsymbol{\sigma}^h(x)$ son el tensor de tensiones de Cauchy y su componente hidrostática, respectivamente. Utilizando la relación entre las desviaciones en velocidad de deformación y el gradiente de velocidad, según:

$$\tilde{\mathbf{D}}(x) = \frac{1}{2} [\tilde{\mathbf{L}}(x) + \tilde{\mathbf{L}}^T(x)] \quad (7.26)$$

y admitiendo la condición de incompresibilidad asociada a la deformación plástica, se obtiene:

$$\begin{cases} \bar{T}_{ijkl} \tilde{L}_{k,lj}(x) + \tilde{\sigma}_i^h(x) + f_i(x) = 0 \\ \tilde{L}_{s,s}(x) = 0 \end{cases} \quad (7.27)$$

$$f_i(x) = \varphi_{ij,j}(x) \quad (7.28)$$

$$\varphi_{ij}(x) = -\bar{T}_{ijkl} D_{kl}^*(x) \quad (7.29)$$

La función $\varphi_{ij}(x)$ representa una heterogeneidad denominada *campo de polarización*; su divergencia $f_i(x)$ es una fuerza volumétrica ficticia (campo vectorial). El sistema de ecuaciones (7.27, 7.28 y 7.29) consta de cuatro ecuaciones diferenciales con cuatro incógnitas: las tres componentes del vector desvío de velocidades y la componente hidrostática del desvío de tensiones $\tilde{\sigma}^h(x)$. Este sistema fue originalmente resuelto por Molinari (Molinari et al., 1987) utilizando una aproximación en base a las funciones de Green.

7.4.2 Ecuaciones de interacción y localización

Tomando promedios volumétricos sobre el dominio de la inclusión en ambos miembros de la Ec. (7.24), se obtiene:

$$\tilde{\mathbf{S}} = \bar{\mathbf{T}}: [\tilde{\mathbf{D}} - \mathbf{D}^*] \quad (7.30)$$

A partir de ello, e involucrando el concepto de inclusión equivalente (Mura, 1987) se obtiene la siguiente *ecuación de interacción*:

$$\tilde{\mathbf{D}} = -\tilde{\mathbf{M}}: \tilde{\mathbf{S}} \quad (7.31)$$

donde $\tilde{\mathbf{M}}$ es el tensor de interacción, y viene dado por:

$$\tilde{\mathbf{M}} = (\mathbf{I} - \mathbf{S}_{\text{Esh}})^{-1}: \mathbf{S}_{\text{Esh}}: \bar{\mathbf{M}} \quad (7.32)$$

En esta expresión \mathbf{I} es el tensor de identidad de cuarto orden y \mathbf{S}_{Esh} es la parte simétrica del tensor de Eshelby para un medio viscoplástico, que es función de la forma de la inclusión y del tensor $\bar{\mathbf{M}}$. Reemplazando las relaciones constitutivas de la inclusión y del medio efectivo en la ecuación de interacción y luego de trabajar algebraicamente, puede escribirse la siguiente *ecuación de localización*:

$$\tilde{\mathbf{S}} = \mathbf{B} : \bar{\mathbf{S}} + \mathbf{b} \quad (7.33)$$

donde los tensores de localización se definen como:

$$\mathbf{B} = (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\bar{\mathbf{M}} + \tilde{\mathbf{M}}) \quad (7.34)$$

$$\mathbf{b} = (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\bar{\mathbf{D}}_0 - \mathbf{D}_0) \quad (7.35)$$

7.4.3. Ecuaciones del modelo autoconsistente

La derivación presentada en las secciones previas resuelve el problema de una inclusión equivalente inmersa en un medio efectivo. En esta sección se utilizan los resultados previos para construir un modelo policristalino, consistente en considerar cada grano como una inclusión inmersa en un medio efectivo que representa al policristal. Las propiedades de tal medio no son conocidas a priori, sino que deben hallarse a través de un proceso iterativo. Reemplazando la ecuación de localización de la tensión (Ec. 7.33) en la ecuación constitutiva local promedio (Ec. 7.21), se obtiene:

$$\mathbf{D} = \mathbf{M} : \mathbf{B} : \bar{\mathbf{S}} + \mathbf{M} : \mathbf{b} : \mathbf{D}_0 \quad (7.36)$$

El promedio volumétrico de las velocidades de deformación de cada grano (Ec. 7.36) debe cumplir la condición de coincidencia con su correspondiente par macroscópico, es decir:

$$\bar{\mathbf{D}} = \langle \mathbf{D} \rangle \quad (7.37)$$

donde los paréntesis angulares “ $\langle \rangle$ ” indican que el promedio se efectúa sobre todos los granos del agregado y está ponderado en la fracción de volumen asociada. Utilizando la relación constitutiva macroscópica (Ec. 7.22), se obtienen las siguientes *ecuaciones autoconsistentes* para el módulo viscoplástico y el término independiente del HEM:

$$\bar{\mathbf{M}} = \langle \mathbf{M} : \mathbf{B} \rangle \quad (7.38)$$

$$\bar{\mathbf{D}}_0 = \langle \mathbf{M} : \mathbf{b} + \mathbf{D}_0 \rangle \quad (7.39)$$

Si todos los granos están representados por elipsoides que poseen la misma morfología y orientación espacial, puede mostrarse que se obtienen las mismas ecuaciones de la condición de coincidencia entre la tensión macroscópica y el promedio ponderado de las tensiones locales. Si los granos o fases poseen diferentes morfologías, como es el caso de materiales multifásicos, se tendrán asociados diferentes tensores de Eshelby, y por lo tanto los tensores de interacción no

podrán ser factorizados a partir de los promedios. En tal caso, se deben utilizar las siguientes expresiones autoconsistentes generalizadas (Walpole, 1969; Lebensohn y Canova, 1997):

$$\bar{\mathbf{M}} = \langle \mathbf{M} : \mathbf{B} \rangle : \langle \mathbf{B} \rangle^{-1} \quad (7.40)$$

$$\bar{\mathbf{D}}_0 = \langle \mathbf{M} : \mathbf{b} + \mathbf{D}_0 \rangle - \langle \mathbf{M} : \mathbf{B} \rangle : \langle \mathbf{B} \rangle^{-1} : \langle \mathbf{b} \rangle \quad (7.41)$$

7.4.4 Linealización de la ecuación constitutiva del cristal simple

Una de las diferencias entre los esquemas autoconsistentes es la estrategia para la linealización del comportamiento a nivel grano. Los resultados del modelo de homogeneización dependen de tal elección. Dentro de los más utilizados se pueden mencionar las aproximaciones: *secante* (Hill, 1965; Hutchinson, 1976), *tangente* (Molinari et al., 1987; Lebensohn y Tomé, 1993) y *affine* (Ponte Castañeda, 1996; Masson et al., 2000). Todas ellas denominadas de *primer orden*, ya que son basadas en esquemas de linealización que, a nivel grano, hacen uso sólo de la información del campo promedio, descartando información estadística de mayor orden dentro de los granos. Los tres esquemas de linealización son esquemáticamente ilustrados en la Fig. 7.7 y sus módulos son presentados a continuación:

- *Aproximación secante:*

$$\mathbf{M}^{sec} = \dot{\gamma}_0 \sum_k \frac{\mathbf{m}^s \otimes \mathbf{m}^s}{\tau_c^s} \left(\frac{\mathbf{m}^s : \mathbf{S}}{\tau_c^s} \right)^{1/m-1} \quad (7.42)$$

$$\mathbf{D}_0^{sec} = 0 \quad (7.43)$$

- *Aproximación affine:*

$$\mathbf{M}^{aff} = \frac{1}{m} \dot{\gamma}_0 \sum_k \frac{\mathbf{m}^s \otimes \mathbf{m}^s}{\tau_c^s} \left(\frac{\mathbf{m}^s : \mathbf{S}}{\tau_c^s} \right)^{1/m-1} \quad (7.44)$$

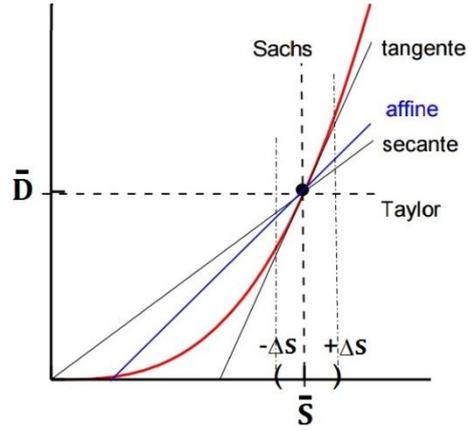
$$\mathbf{D}_0^{aff} = \left(1 - \frac{1}{m} \right) \dot{\gamma}_0 \sum_k \left(\frac{\mathbf{m}^s : \mathbf{S}}{\tau_c^s} \right)^{1/m} \text{signo}(\mathbf{m}^s : \mathbf{S}) \quad (7.45)$$

- *Aproximación tangente:*

En este caso, los módulos son idénticos a los de la aproximación affine: $\mathbf{M}^{tg} = \mathbf{M}^{aff}$ y $\mathbf{D}_0^{tg} = \mathbf{D}_0^{aff}$. Sin embargo, en lugar de utilizar esta formulación evitando el ajuste iterativo del término independiente, Molinari et al. (1987) hacen uso del módulo secante (Ec. 7.42) para ajustar $\bar{\mathbf{M}}$ (debe notarse $\bar{\mathbf{M}}^{sec}$), en combinación con la relación tangente-secante: $\bar{\mathbf{M}}^{tg} = \frac{1}{m} \bar{\mathbf{M}}^{sec}$ (Hutchinson, 1976). Por lo tanto la expresión del tensor de interacción está dada por:

$$\tilde{\mathbf{M}} = (\mathbf{I} - \mathbf{S}_{Esh})^{-1} : \mathbf{S}_{Esh} : \bar{\mathbf{M}}^{tg} = \frac{1}{m} (\mathbf{I} - \mathbf{S}_{Esh})^{-1} : \mathbf{S}_{Esh} : \bar{\mathbf{M}}^{sec} \quad (7.46)$$

Figura 7.7 Representación esquemática unidimensional de la linealización de la tensión contra la velocidad de deformación en la vecindad de las magnitudes macroscópicas (\bar{D}, \bar{S}) para diferentes tipos de suposiciones de interacción.



Cualitativamente, la Ec. (7.31) indica que mientras mayor sea el tensor de interacción, menor será la diferencia entre la tensión de los granos y la tensión promedio del agregado policristalino. Como consecuencia, para $m \rightarrow 0$ (insensibilidad a la velocidad de deformación), la aproximación tangente tiende a un estado de tensión uniforme (Sachs o aproximación límite inferior). Este límite artificial predicho por la formulación tangente se origina en el uso de la relación tangente-secante mencionada en el párrafo anterior. Por otra parte, la aproximación secante ha mostrado tender a un estado de velocidad de deformación uniforme, para $m \rightarrow 0$ (Taylor o aproximación límite superior). Esta característica permite modular la interacción de los modelos autoconsistentes entre los comportamientos límite, reemplazando en (Ec. 7.46) el valor m por un parámetro m^{eff} ($1 < m^{eff} < m$) (Lebensohn et al., 2007).

Por otra parte, se han desarrollado métodos de linealización denominados aproximaciones de *segundo orden* basados en el cálculo de las fluctuaciones promedio de la distribución de la tensión dentro de los granos. La metodología para la obtención de tales fluctuaciones se deriva de los trabajos de Bobeth y Diener (1987) y Kreher (1990).

Ya que el foco de la presente tesis doctoral no es el análisis del rol de la elección de linealización, solo se considera el esquema autoconsistente clásico tipo tangente.

7.4.5 Actualización de las orientaciones cristalinas

Para actualizar la textura es necesario calcular la reorientación de cada grano. Ésta se actualiza de acuerdo al tensor de velocidad de rotación total $\hat{\Omega}$. Tomando como marco de referencia el sistema de la muestra, éste viene definido por:

$$\hat{\Omega} = \bar{W} + \tilde{W} - W^p \tag{7.47}$$

El tensor \tilde{W} describe la desviación de la velocidad de rotación en el dominio elipsoidal, asociada a la parte antisimétrica del tensor de Eshelby Π_{Esh} y la desviación local de la velocidad de deformación en el grano \tilde{D} :

$$\tilde{\mathbf{W}} = \Pi_{Esh} : \mathbf{D}^* = \Pi : \mathbf{S}_{Esh}^{-1} : \tilde{\mathbf{D}} \quad (7.48)$$

El cambio en la orientación durante la deformación plástica puede describirse entonces por el método de Rodriguez:

$$\mathbf{R}^* = \mathbf{R}_{ant}^* \exp(\hat{\mathbf{\Omega}} \Delta t) \quad (7.49)$$

7.4.6 Actualización de la forma del grano

Como se menciona precedentemente la forma de grano se aproxima por un elipsoide, y su forma (no tamaño) y su orientación puede cambiar en función de la sollicitación aplicada. Utilizando los conceptos básicos de mecánica del sólido, puede describirse el cambio de forma y orientación a través de la evolución del tensor gradiente de deformación $\dot{\mathbf{F}}$. Para simplificar el análisis y asumiendo que partimos de la situación $\mathbf{F} = \mathbf{I}$, el cambio del gradiente de deformación, sobre una trayectoria dada caracterizada por un tensor gradiente de velocidad \mathbf{L} (Ec. 7.1), se expresa según la Ec. (7.50). En esta forma \mathbf{F} contiene la información tanto de la deformación como de la rotación.

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}_{ant} + \dot{\mathbf{F}} \Delta t = (\mathbf{I} + \mathbf{L} \Delta t) \mathbf{F}_{ant} \quad (7.50)$$

El cambio de una esfera inicial a un elipsoide puede describirse por una matriz \mathbf{V} definida como:

$$\mathbf{V}^2 = \mathbf{F} \mathbf{F}^T \quad (7.51)$$

Los autovectores y la raíz cuadrada de los autovalores de \mathbf{V}^2 definen la dirección y la longitud de los ejes del elipsoide que representa al grano, respectivamente.

7.4.7 Aplicación de condiciones de borde mixtas

Las condiciones de borde del problema mecánico asociado a la deformación plástica (magnitudes macroscópicas sobre el policristal) pueden imponerse de dos formas diferentes: (i) mediante la imposición total del gradiente de velocidad $\bar{\mathbf{L}}$ (parte simétrica $\bar{\mathbf{D}}$ y antisimétrica $\bar{\mathbf{W}}$), ó (ii) mediante la imposición parcial de componentes complementarias del gradiente de velocidad (o bien su parte simétrica) y de la tensión macroscópica $\bar{\boldsymbol{\sigma}}$, lo que corresponde a condiciones de borde mixtas.

En ambos casos, las condiciones impuestas son supuestas constantes durante el intervalo de tiempo Δt (solución incremental). Dado que el problema es viscoplástico, es necesario en el caso (ii), que al menos una componente de la diagonal del tensor de tensiones de Cauchy sea conocida, a fin de que sea posible determinar la presión hidrostática. Este requerimiento es natural para el caso de problemas mecánicos tales como la deformación de chapas metálicas, asociados a la hipótesis de tensión plana ($\sigma_{i3} = 0$), y para los cuales la tensión normal al plano de la misma (plano $x_1 - x_2$), es nula. En este caso, la hipótesis permite el recuperar la tensión de Cauchy luego del cálculo de la tensión deviatoria.

La aplicación de condiciones de borde mixtas será extendida en el Capítulo 9 y aplicada a la predicción de las deformaciones límite de chapas metálicas, permitiendo reducir los tiempos computacionales asociados y a incluir explícita y correctamente condiciones de borde en tensión para materiales con cambios en anisotropía con la deformación.

7.4.8 Implementación numérica del modelo VPSC

La implementación numérica del modelo VPSC, discutido en los sub-apartados anteriores, requiere de los pasos descritos a continuación, para predecir la respuesta viscoplástica, local y global, del policristal, así como la evolución de su textura.

La deformación total impuesta al policristal se alcanza luego de sucesivos pasos incrementales. Para ello, se asume que las tasas de cambio temporales de las magnitudes involucradas permanecen constantes durante los intervalos de tiempo Δt , correspondientes a los pasos incrementales ($\mathbf{L} \Delta t$). Por simplicidad y conveniencia, en el primer paso se parte de una estimación inicial de Taylor, es decir, $\mathbf{D} = \bar{\mathbf{D}}$ para cada grano. Se resuelve la Ec. (7.52), lineal, para hallar \mathbf{S} , utilizando la linealización de primer orden tipo tangente para obtener valores iniciales para \mathbf{M} y \mathbf{D}_0 , para cada grano.

$$\mathbf{D} = \dot{\gamma}_0 \sum_s \mathbf{m}^s \left| \frac{\mathbf{m}^s : \mathbf{S}}{\tau_c^s} \right|^{1/m-1} \left(\frac{\mathbf{m}^s : \mathbf{S}}{\tau_c^s} \right) \quad (7.52)$$

A partir de promedios de los valores locales se asumen valores iniciales para el módulo $\bar{\mathbf{M}}$ y el término independiente $\bar{\mathbf{D}}_0$, macroscópicos. Con éstos y la velocidad de deformación aplicada $\bar{\mathbf{D}}$, se puede obtener la estimación inicial para la tensión macroscópica $\bar{\mathbf{S}}$ (Ec. 7.22). Utilizando el módulo macroscópico y la forma elipsoidal de los granos se calculan los tensores de Eshelby $\mathbf{\Pi}_{\text{Esh}}$ y \mathbf{S}_{Esh} , y con este último se calcula el tensor de interacción $\tilde{\mathbf{M}}$ (Ec. 7.32) y los tensores de localización \mathbf{B} y \mathbf{b} (Ecs. 7.34 y 7.35). El conocimiento de estos tensores permite resolver iterativamente las ecuaciones autoconsistentes, (Ecs. 7.40 y 7.41) para obtener nuevas estimaciones de $\bar{\mathbf{M}}$ y $\bar{\mathbf{D}}_0$.

Box 7.1. Diagrama de flujo del esquema VPSC

Algoritmo viscoplástico autoconsistente							
<i>Incremento k</i>							
1.	Paso incremental $\mathbf{L}, \Delta t$ Primer paso (cálculo tipo Taylor) Cálculo de: $\mathbf{S}, \mathbf{M}(\mathbf{S}), \bar{\mathbf{M}} = \langle (\mathbf{M})^{-1} \rangle^{-1}$						
2.	Cálculo del tensor de Eshelby ⁷ (partes simétrica y antisimétrica): $\mathbf{S}_{\text{Esh}}(\bar{\mathbf{M}}^{tg})$ y $\mathbf{\Pi}_{\text{Esh}}(\bar{\mathbf{M}}^{tg})$ Cálculo del tensor de interacción: $\tilde{\mathbf{M}} = (\mathbf{I} - \mathbf{S}_{\text{Esh}})^{-1} : \mathbf{S}_{\text{Esh}} : \bar{\mathbf{M}}^{tg}$ Cálculo del tensor de localización: $\mathbf{B} = (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\bar{\mathbf{M}} + \tilde{\mathbf{M}})$ Cálculo del módulo secante macroscópico: $\bar{\mathbf{M}} = \langle \mathbf{M} : \mathbf{B} \rangle : \langle \mathbf{B} \rangle^{-1}$						
3.	Resolución de las condiciones de borde: $\bar{\mathbf{S}} = \bar{\mathbf{M}}^{-1} \bar{\mathbf{D}}$ Evaluación de $\langle \mathbf{S} \rangle^*$ y \mathbf{D}^* (necesarios para el cálculo de más de un elipsoide) $\langle \mathbf{S} \rangle^* = \langle \mathbf{B} \rangle^{-1} \langle \mathbf{S} \rangle$ $\bar{\mathbf{D}}^* = \bar{\mathbf{M}} \langle \mathbf{B} \rangle^{-1} \bar{\mathbf{S}}$ Cálculo de las tensiones microscópicas $\mathbf{S} : \dot{\gamma}_0 \sum_s \mathbf{m}^s \left \frac{\mathbf{m}^s : \mathbf{S}}{\tau_c^s} \right ^{1/m} - \bar{\mathbf{D}}^* = \tilde{\mathbf{M}}(\mathbf{S} - \langle \mathbf{S} \rangle^*)$ Evaluación de $\dot{\gamma}^s, \mathbf{D}, \mathbf{M}$ Verificación global: <table style="margin-left: 20px; border: none;"> <tr> <td>$\dot{\gamma} \ \langle \mathbf{D} \rangle - \bar{\mathbf{D}}\ \leq tol?$</td> <td></td> </tr> <tr> <td>$\dot{\gamma} \ \langle \mathbf{S} \rangle - \bar{\mathbf{S}}\ \leq tol?$</td> <td style="text-align: right;">NO \rightarrow Volver a 2</td> </tr> <tr> <td>$\dot{\gamma} \ \mathbf{S} - \text{propuestas } \mathbf{S}\ \leq tol?$</td> <td></td> </tr> </table>	$\dot{\gamma} \ \langle \mathbf{D} \rangle - \bar{\mathbf{D}}\ \leq tol?$		$\dot{\gamma} \ \langle \mathbf{S} \rangle - \bar{\mathbf{S}}\ \leq tol?$	NO \rightarrow Volver a 2	$\dot{\gamma} \ \mathbf{S} - \text{propuestas } \mathbf{S}\ \leq tol?$	
$\dot{\gamma} \ \langle \mathbf{D} \rangle - \bar{\mathbf{D}}\ \leq tol?$							
$\dot{\gamma} \ \langle \mathbf{S} \rangle - \bar{\mathbf{S}}\ \leq tol?$	NO \rightarrow Volver a 2						
$\dot{\gamma} \ \mathbf{S} - \text{propuestas } \mathbf{S}\ \leq tol?$							
4.	Cálculo de las velocidades de rotación locales $\mathbf{W} = \bar{\mathbf{W}} + \tilde{\mathbf{W}} - \mathbf{W}^p$ Cálculo de las reorientaciones $\mathbf{R}^* = \mathbf{R}_{ant}^* \exp(\dot{\Omega} \Delta t)$ y nuevas formas de grano $\mathbf{V}^2 = \mathbf{F} \mathbf{F}^T$ Actualización de las CRSS						
Siguiendo paso incremental							

Luego de conseguir la convergencia en el módulo macroscópico (y por lo tanto en la tensión macroscópica y los tensores de interacción y localización), se obtiene una nueva estimación del promedio de las tensiones locales a partir de la relación de localización (Ec. 7.33). Si el promedio de las tensiones locales difiere de la tensión global, dentro de una determinada tolerancia, debe iniciarse una nueva iteración hasta que se consiga la convergencia. Cuando el proceso iterativo se completa, las velocidades de corte $\dot{\gamma}^s$ en cada sistema s de cada grano pueden calcularse según la Ec. (7.11). Estas velocidades de corte se utilizan entonces para calcular la velocidad de rotación de la red cristalográfica en cada grano (\mathbf{W}). Se actualiza la forma y la orientación de los granos luego de cada incremento, así como las tensiones críticas en

⁷ En el caso de un material bifásico se debe calcular un tensor de Eshelby por fase.

cada sistema de deslizamiento, por medio del producto entre las velocidades de corte y Δt . El box 7.1 muestra el diagrama de flujo para la implementación del algoritmo de cálculo viscoplástico autoconsistente.

7.5 Conclusiones

En este capítulo se realizó una revisión de las principales teorías de deformación de los policristales. El rápido aumento del número de equipos de investigación, avocados al desarrollo de modelos numéricos micro-macro, prefigura las futuras mejoras de éstos, tanto en su precisión como en su rapidez. Desde la óptica de la plasticidad cristalina, se examinó la deformación producto del deslizamiento cristalográfico en el grano y se hace uso de modelos de homogeneización para describir el comportamiento global del agregado a partir del estado microscópico, dando el carácter de *multiescala* a estos modelos. En particular, se presentó el formalismo autoconsistente para materiales con comportamiento viscoplástico de forma detallada.

La complejidad del esquema numérico debe siempre adaptarse al material y al proceso investigado. En el caso del conformado de chapas metálicas, la fuerte influencia que tiene la anisotropía del material, y su evolución con la deformación, hace que sea necesaria una descripción microscópica de base física de la plasticidad. La descripción de la deformación proporcionada por los modelos policristalinos permite considerar de forma natural la evolución de anisotropía plástica. Además, la descripción microscópica permite un entendimiento más refinado de los fenómenos observados a escala macroscópica.

El modelo VPSC de 1 sitio permite tratar adecuadamente materiales de característica multifásica, donde el comportamiento colectivo de su estructura no puede ser predicho de manera precisa por modelos de base fenomenológica. La posibilidad de definir explícitamente el comportamiento mecánico de cada fase permite analizar el efecto que posee cada una de ellas sobre el comportamiento global del material. En el caso del acero DP, esto permite abordar el efecto que posee la plasticidad de ambas fases, el comportamiento del endurecimiento post-estricción, diferentes leyes de endurecimiento, la evolución de la anisotropía, entre otros.

7.6 Referencias

- Ahzi S., M'Guil S., 2008. A new intermediate model for polycrystalline viscoplastic deformation and texture evolution. *Acta Materialia* 56, 5359-5369.
- Al-Abbasi F.M., Nemes J.A., 2007. Characterizing DP-steels using micromechanical modelling of cells. *Computational Material Science* 39, 402-415.

- Asaro R., Needleman A., 1985. Texture Development and Strain Hardening in Rate Dependent Polycrystals. *Acta Metallurgica* 33, 923–953.
- Asaro R., Rice J., 1977. Strain localization in ductile single crystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 25, 309-338.
- Berbenni S., Favier V., Lemoine X., Berveiller M., 2004. Micromechanical modeling of the elastic-viscoplastic behavior of polycrystalline steels having different microstructures. *Materials Science and Engineering A* 372, 128-136.
- Berveiller M., Zaoui A., 1979. An extension of the self-consistent scheme to plastically-flowing polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 26, 325-344.
- Bishop J.F.W., Hill R., 1951. A theory of the plastic distortion of a polycrystalline aggregate under combined stresses. *Philosophical Magazine* 42, 414-127.
- Bobeth M., Diener G., 1987. Static elastic and thermoelastic field fluctuations in multiphase composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 35, 37-149.
- Budiansky B., Wu T.T., 1962. Theoretical Prediction of Plastic Strains of Polycrystals. *Proceedings of the 4th Congress of Applied Mechanics*, 1175.
- Cong Z.H., Jia N., Sun X., Ren Y., Almer J., Wang Y.D., 2009. Stress and strain partitioning of ferrite and martensite during deformation. *Metallurgical and Materials Transactions A* 40, 1383-1387.
- Crumbach M., Pomana G., Wagner P., Gottstein G., 2001. A Taylor type deformation texture model considering grain interaction and material properties. Part I - Fundamentals. *Recrystallization and Grain Growth 1-2*, ed. G. Gottstein and D.A. Molodov. Springer-Verlag Berlin. 1053-1060.
- Crumbach M., Goerdeler M., Gottstein G., 2006. Modelling of recrystallisation textures in aluminium alloys: I. Model set-up and integration. *Acta Materialia* 54, 3275-3289.
- Eshelby J.D., 1957. The Deformation Behaviour of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion and Related Problems. *Proceedings of the Royal Society London A241*, 376-396.
- Fan J., 1999. A micro/macrosopic analysis for cyclic plasticity of dual-phase materials. *Journal of Applied Mechanics* 66, 124-136.
- Gil Sevillano J., 1993. Flow stress and work hardening. *Materials Science and Technology* 6, 19-88.
- Gurtin M.E., 1981. *An Introduction to Continuum Mechanics*. Academic Press (San Diego).
- Hill, R., 1965, *Continuum Micro-Mechanics of Elasto-Plastic Polycrystals*. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, 13, 89-101.
- Honneff H., Mecking H., 1981. Analysis of the deformation texture at different rolling conditions. *Proc. of the 6th Int. Conference on textures of Materials (ICOTOM)*, 347-352.
- Huang X., Winther G., 2007. Dislocation structures. Part I. Grain orientation dependence. *Philosophical Magazine* 87, 5189-5214.

- Hutchinson J., 1970. Elastic-plastic behaviour of polycrystalline metals and composites. Proceedings of the Royal Society of London A 319, 247-272.
- Hutchinson J., 1976. Bounds and self-consistent estimates for creep of polycrystalline materials. Proceedings of the Royal Society of London A 348, 101-121.
- Iwakuma T., Nemat-Nasser S., 1984. Finite elastic plastic-deformation of polycrystalline metals. Proceedings of the Royal Society of London A394, 87-119.
- Kitayama K., Tomé C.N., Rauch E.F., Gracio J.J., Barlat F., 2013. A crystallographic dislocation model for describing hardening of polycrystals during strain path changes. Application to low carbon steels. International Journal of Plasticity 46, 54-69.
- Knezevic M., McCabe R.J., Lebensohn R.A., Tomé C.N., Liu C., Lovato M.L., Mihaila B., 2013. Integration of self-consistent polycrystal plasticity with dislocation density based hardening laws within an implicit finite element framework: Application to low-symmetry metals. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 61, 2034-2046.
- Kochendörfer A., 1941. Plastische Eigenschaften von Kristallen. Springer Verlag, Berlin.
- Kocks U., 1970. The relation between polycrystal deformation and single crystal deformation. Metallurgical and Materials Transactions 1, 1121-1143.
- Kocks U.F., 1976. Laws for work-hardening and low-temperature creep. Journal of Engineering Materials and Technology 98, 76-85.
- Kocks U., Chandra H., 1982. Slip geometry in partially constrained deformation. Acta Metallurgica 30, 695-709.
- Kreher W., 1990. Residual stresses and stored elastic energy of composites and polycrystals. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 38, 115-128.
- Kröner E., 1958. Berechnung der Elastischen Konstanten des Vielkristalls aus den Konstanten des Einkristalls. Zeitschrift für Physik 151, 504-518.
- Kröner E., 1961. Zur plastischen verformung des vielkristalls. Acta Metallurgica 9, 155-161.
- Lebensohn R., Tomé C., 1993. A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals - Application to zirconium alloys. Acta Metallurgica et Materialia 41, 2611-2624.
- Lebensohn R.A., Canova G.R., 1997. A selfconsistent approach for modelling texture development of two-phase polycrystals: application to Titanium alloys. Acta Materialia 45, 3687-3694.
- Lebensohn R.A., Dawson P.R., Kern H.M., Wenk H.R., 2003. Heterogeneous deformation and texture development in halite polycrystals: comparison of different modeling approaches and experimental data. Tectonophysics 370, 287-311.
- Lebensohn R., Tomé C., Ponte Castañeda P., 2007. Self-consistent modelling of the mechanical behavior of viscoplastic polycrystals incorporating intragranular field fluctuations. Philosophical Magazine 87, 4287-4322.

- Lebensohn R., Rollett A., Suquet P., 2011. Fast fourier transform-based modeling for the determination of micromechanical fields in polycrystals. *Jom* 63, 13–18.
- Ma A., Roters F., Raabe D., 2007. A dislocation density based constitutive law for BCC materials in crystal plasticity FEM. *Computational Materials Science* 39, 91-95.
- Masson R., Bornert M., Suquet P., Zaoui A., 2000. An affine formulation for the prediction of the effective properties of nonlinear composites and polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 48, 1203-1227.
- Michel J., Moulinec H., Suquet P., 1999. Effective properties of composite materials with periodic microstructure: a computational approach. *Computational Methods in Applied Mechanics and Engineering* 172, 109–143.
- Miehe C., Schröder J., Schotte J., 1999. Computational homogenization analysis in finite plasticity simulation of texture development in polycrystalline materials. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 171, 387-418.
- Miehe C., Schotte J., Lambrecht M., 2002. Homogenization of inelastic solid materials at finite strains based on incremental minimization principles. Application to the texture analysis of polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 50, 2123–2167.
- Molinari A., Canova G., Ahzi S., 1987. A self-consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity. *Acta Metallurgica et Materialia* 35, 2983-2994.
- Mura T., 1987. *Micromechanics of Defects in Solids*. Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, The Netherlands.
- Paquin A., Berbenni S., Favier V., Lemoine X., Berveiller M., 2001. Micromechanical modeling of the elastic-viscoplastic behavior of polycrystalline steels. *International Journal of Plasticity* 17, 1267-1302.
- Peeters B., Bacroix B., Teodosiu C., Van Houtte P., Aernoudt E., 2001. Work-hardening/softening behaviour of b.c.c. polycrystals during changing strain paths: ii. TEM Observations of dislocation sheets in an if steel during two-stage strain paths and their representation in terms of dislocation densities. *Acta Materialia* 49, 1621-1632.
- Peeters B., Kalidindi S., Teodosiu C., Van Houtte P., Aernoudt E., 2002. A theoretical investigation of the influence of dislocation sheets on evolution of yield surfaces in single-phase BCC polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 50, 783-807.
- Ponte Castañeda P., 1996. Exact second-order estimates for the effective mechanical properties of nonlinear composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 44, 827-862.
- Sachs G., 1928. Zur Ableitung einer Fliessebedingung. *Zeichschrjt der Verein deutscher Ingenieur* 72, 734.
- Schmid E., 1924. Neuere Untersuchungen Metallkristallen. *Proc. of the 1st Int. Congress for Applied Mechanics*, Delft, The Netherlands, 342-353.

- Sun X., Choi K.S., Soulam A., Liu W.N., Khaleel M.A., 2009. On key factors influencing ductile fractures of dual phase (DP) steels. *Materials science and engineering A* 526, 140–149.
- Taylor G.I., 1938. Plastic Strain in Metals. *Journal of the Institute of Metals* 62, 307-324.
- Teodosiu C., 1992. Materials Science Input to Engineering Models. Modelling of Plastic Deformation and Its Engineering Applications, Proc. 13th Riso International Symposium on Materials Science, edited by S.I. Abdersen et al., 125-146.
- Tjahjanto D.D., Eisenlohr P., Roters F., 2010. A novel grain cluster-based homogenization scheme. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 18, 015006.
- Uthaisangsuk V., Prah U., Bleck W., 2011. Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels. *Engineering Fracture Mechanics* 78, 469-486.
- Van Houtte P., Delannay L., Samajdar I., 1999. Quantitative Prediction of Cold Rolling Textures in Low-Carbon Steel by Means of the Lamel Model. *Textures and Microstructures* 31, 109-149.
- Van Houtte P., Li S., Seefeldt M., Delannay L., 2005. Deformation texture prediction: from the Taylor model to the advanced Lamel model. *International Journal of Plasticity* 21, 589-624.
- Voce E., 1948. The relationship between stress and strain in homogeneous deformation. *Journal of the Institute of Metals* 74, 537-562.
- Von Mises R., 1928. *Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen*. ZAMM8, 251-293.
- Walpole L.J., 1969. On the overall elastic moduli of composite materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 17, 235-251.
- Wang H., Wu P.D., Tomé C.N., Huang Y., 2010. A finite strain elastic–viscoplastic self-consistent model for polycrystalline materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 58, 594-612.
- Winther G., 2008. Slip systems, lattice rotations and dislocation boundaries. *Materials Science and Engineering A* 483–484, 40-46.
- Wu P.D., Neale K.W., Van der Giessen E., 1996. Simulation of the behaviour of FCC polycrystals during reversed torsion. *International Journal of Plasticity* 12, 1199-1219.

Capítulo 8

Modelización de la estricción localizada

8.1 Introducción

Los procesos de conformado de chapas metálicas inducen frecuentemente altos grados de deformación, a grandes velocidades, e imponen modos de sollicitación multiaxiales y complejos. Dichos procesos quedan esencialmente limitados por la aparición y desarrollo de inestabilidades plásticas, que pueden ocurrir en forma de estricción difusa o localizada. La estricción difusa precede a la localizada, y la aparición de esta última es la que determina la máxima deformación admisible en el proceso de conformado (Barata da Rocha et al., 1985). La complejidad de los modos de deformación y la intervención simultánea de varios parámetros del proceso llevaron a que se desarrollen diversos criterios para predecir la aparición de la estricción localizada, examinar los factores que promueven la ocurrencia de la misma, y optimizar los parámetros de control en los procesos de conformado. Estas contribuciones están basadas en diferentes aproximaciones, que varían entre observaciones empíricas hasta formulaciones de criterios teóricos, haciendo de ellos más o menos generales y aplicables a varios tipos de materiales. La importancia de estos criterios no sólo deriva desde un punto de vista científico e ingenieril, sino también, desde un punto de vista económico para las empresas.

El presente capítulo pretende exponer, a modo de revisión, algunos criterios ampliamente usados en la literatura para la predicción de inestabilidades plásticas durante el conformado de chapas metálicas. Se considera oportuno dividir los modelos en dos grupos o marcos de trabajo, llamados métodos lineales y no lineales. Adicionalmente, se presenta una reseña de las estrategias de modelización aplicadas a la predicción del diagrama FLD en aceros DP y sus principales limitaciones.

8.2 Estricción localizada

Durante los procesos de conformado de chapa se observa que, bajo determinadas circunstancias, llega un momento en que la deformación de la misma se concentra a lo largo de una zona de ancho muy reducido. Dicha zona recibe el nombre de estricción localizada, siendo su ancho del orden del espesor de la chapa. Una vez que ésta aparece, toda la deformación posterior se produce en ella, mientras que el resto de la chapa no deforma significativamente. Esto ocasiona un adelgazamiento progresivo e inestable del material en la región de la estricción, el cual conduce inevitablemente al desgarro o fractura de la chapa.

Para predecir la estricción localizada se han realizado numerosos trabajos teóricos, donde cada uno tiene sus ventajas y sus limitaciones. Todos ellos tratan la estricción localizada como una inestabilidad plástica y, por lo tanto, están basados en la teoría de la plasticidad. En base a los criterios empleados se pueden encontrar varias clasificaciones que permiten catalogar a estos trabajos. En lo que sigue, se distinguirán dos técnicas denominadas: *métodos lineales* y *métodos no lineales*.

Los *métodos lineales* tratan la estricción como una inestabilidad plástica sobre una chapa homogénea, y determina su aparición por un análisis de bifurcación. Los trabajos de Considère (1885), Swift (1952) y Hill (1952) fueron pioneros en este tratamiento. La principal limitación de estos métodos es que la teoría de la plasticidad en un material continuo y homogéneo no permite predecir la aparición de la estricción localizada en situaciones donde las deformaciones en ambas direcciones principales del plano de la chapa son positivas, como se describe más adelante. Alternativamente, Stören y Rice (1975), Rudnicki y Rice (1975), Dudzinski y Molinari (1988) y Hora et al. (1996), propusieron diferentes modelos para predecir la localización de la deformación en ambos lado del diagrama FLD, solucionando la deficiencia anterior. Stören y Rice (1975) establecieron que la aparición de la estricción localizada, en condiciones de deformación biaxial, puede estar causada por el desarrollo de un vértice en la superficie de fluencia del material. Esta irregularidad en la descripción constitutiva del mismo se justifica en base a las pequeñas desviaciones de la carga que se producen en materiales policristalinos. Rudnicki y Rice (1975) derivaron un criterio de aparición de estricción localizada basado en la verificación de la aparición de bandas de localización de deformación correspondientes a saltos en los campos mecánicos a través de la interfase. Dudzinski y Molinari (1988) aplicaron el método de la perturbación lineal para la predicción de la estricción localizada. El principio de la técnica se basa en introducir una perturbación al conjunto de ecuaciones de equilibrio local y evaluar la evolución de la misma. Por otro lado, Hora et al. (1996) incluyeron el concepto del cambio de los estados de tensiones a uno de deformación plana cuando el material alcanza la estricción.

Los *métodos no lineales*, asumen que la estricción localizada se produce como consecuencia de una imperfección geométrica preexistente en el material, con lo cual deja de considerarse a la chapa como homogénea. Dentro de esta estrategia se destaca el modelo de Marciniak y Kuczynski (1967), uno de los más conocidos y utilizados. En esencia, el defecto del material en los métodos que siguen esta metodología persigue el mismo objetivo que los anteriores, permitir una bifurcación en los incrementos de deformación en un proceso de deformación uniforme.

Los siguientes apartados describen estas metodologías con más detalle. Se hace especial hincapié en las hipótesis en las que se fundamentan y en los resultados de sus predicciones. También se describen brevemente las principales investigaciones que amplían los métodos originales en la búsqueda de mejores predicciones.

8.3 Métodos lineales

8.3.1 Criterio de Considère

Considère fue el primero en analizar teóricamente la aparición de la estricción difusa sobre una probeta sometida a carga uniaxial. A pesar de que los estudios originales fueron llevados a cabo en probetas cilíndricas, el criterio es también aplicable a tiras de chapa recocidas de pequeño espesor (Backofen, 1972). El modelo se basa en que la aparición de la estricción ocurre cuando la fuerza de tracción (F) alcanza un valor máximo, entonces:

$$dF = 0 \rightarrow d(\sigma A) = Ad\sigma + \sigma dA = 0 \quad (8.1)$$

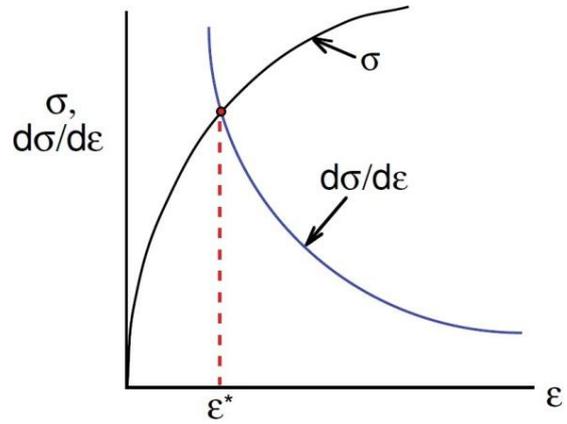
$$\frac{dF}{F} = \frac{d\sigma}{\sigma} + \frac{dA}{A} = 0 \quad (8.2)$$

siendo A el área de la sección transversal y σ la tensión aplicada. En la expresión (8.2), el primer término ($d\sigma/\sigma$) representa el endurecimiento mecánico del material, mientras que el segundo (dA/A) representa el ablandamiento geométrico dado por la tasa de reducción en área. Considerando el material como incompresible (es decir, de volumen $Al = A_0l_0$, siendo l la longitud instantánea de la chapa) debido a las grandes deformaciones plásticas inducidas en el espécimen, se obtiene que:

$$\frac{dV}{V} = \frac{dl}{l} + \frac{dA}{A} = d\varepsilon + \frac{dA}{A} = 0 \rightarrow \frac{dA}{A} = -d\varepsilon \quad (8.3)$$

Reemplazando esta expresión en la Ec. (8.2) se llega a la siguiente condición de inestabilidad plástica:

Figura 8.1 Ilustración de la condición de inestabilidad de Considère. La máxima carga en un ensayo de tracción se alcanza cuando $d\sigma/d\varepsilon = \sigma$



$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \quad (8.4)$$

Esta condición se ilustra en la Fig. (8.1). Al aplicar este criterio a un material cuyo comportamiento mecánico puede ser descrito por una ley de tipo Hollomon, la deformación para la cual se da la inestabilidad plástica coincide con el valor del índice de endurecimiento por deformación ($\varepsilon^* = n$). Si bien este criterio fue aceptado a lo largo de los años, los resultados experimentales de Guelorget et al. (2006) revelaron que la aparición de la estricción difusa, en un ensayo de tracción uniaxial, se alcanza antes de lo establecido por el criterio de Considère.

8.3.2 Criterio de Swift

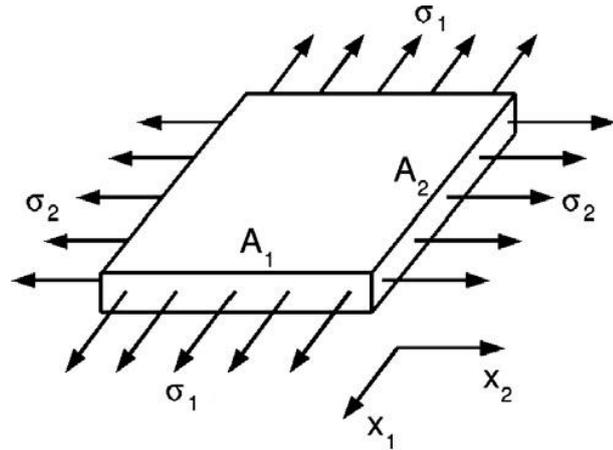
Swift extendió el criterio de Considère al caso de carga biaxial sobre chapas delgadas bajo tensión plana (Fig. 8.2), llevando a la definición del también denominado *criterio de fuerza máxima* (MFC) (Swift, 1952). De acuerdo a las hipótesis de Swift, la aparición de la estricción difusa corresponde al máximo simultáneo de las dos componentes de carga: $dF_{11} = 0$ y $dF_{22} = 0$. Siguiendo la misma metodología adoptada en el criterio de Considère se obtiene:

$$\frac{d\sigma_{11}}{d\varepsilon_{11}} = \sigma_{11}; \quad \frac{d\sigma_{22}}{d\varepsilon_{22}} = \sigma_{22} \quad (8.5)$$

Cabe destacar que la ocurrencia simultánea de ambos casos es dependiente del tipo de sollicitación a la que la chapa es expuesta. Para el caso de condición de carga proporcional en tensión ($\sigma_{22} = \alpha\sigma_{11}$) el criterio se satisface simultáneamente, ya que:

$$\frac{d\sigma_{22}}{\sigma_{22}} = \frac{d\alpha\sigma_{11}}{\alpha\sigma_{11}} = \frac{d\sigma_{11}}{\sigma_{11}} \quad (8.6)$$

Figura 8.2 Ilustración de una chapa metálica sujeta a carga biaxial sobre el plano, en base a lo establecido por el análisis de estricción difusa de Swift (Aretz, 2007).



Sin embargo, para solicitaciones de estirado proporcional ($d\varepsilon_{22} = \rho d\varepsilon_{11}$), la condición puede no ser simultánea para las direcciones 1 y 2:

$$\frac{d\sigma_{22}}{\sigma_{22}} = d\varepsilon_{22} = \rho d\varepsilon_{11} = \rho \frac{d\sigma_{11}}{\sigma_{11}} \quad (8.7)$$

Para un material cuyo comportamiento sigue una ley del tipo Hollomon, y asumiendo estados de tensión plana y carga proporcional, el criterio establece que la deformación límite mayor es:

$$\varepsilon_{11}^* = \frac{2n(1+\rho+\rho^2)}{(1+\rho)(2\rho^2-\rho+2)} \quad (8.8)$$

Por lo tanto los valores críticos de deformación sobre la FLC se obtienen variando el valor de ρ . Se puede verificar que en un material isotrópico y para estados de tensión uniaxial, deformación plana y biaxial balanceado, el criterio predice la estricción difusa al alcanzar una deformación mayor $\varepsilon_{11}^* = n$. El resultado de Swift puede cubrir la totalidad del diagrama FLD, sin embargo, el comienzo de la estricción difusa no es fácilmente observable en una chapa deformada. Las deformaciones límite predichas por este criterio son mucho menores que las experimentales cuando los caminos de deformación son negativos. En consecuencia, los valores calculados con el criterio de Swift son de poco interés práctico.

8.3.3 Criterio de Hill

El criterio de Hill (Hill, 1952) responde a una observación experimental, la localización de la deformación aparece en forma de una banda estrecha que se propaga bajo un estado de deformación plana en la dirección de la banda de estricción, y el material a ambos lados de dicha banda detiene su deformación. Por lo tanto, a partir del instante en el que se desarrolla la

estricción localizada, las tensiones a ambos lados de la inestabilidad se mantienen inalteradas durante el resto del proceso. Entonces, la velocidad de endurecimiento en la zona de la estricción equilibra la velocidad de disminución del espesor, mientras que las componentes de las tensiones en esta zona mantienen unas relaciones constantes.

La condición de estricción localizada puede obtenerse de manera análoga a la de estricción difusa de Swift, añadiendo la hipótesis de deformación plana en la banda de estricción en el instante de la falla. En esta situación, el ancho de la chapa se mantiene constante y las variaciones de la sección transversal (A) se producen a través de la reducción del espesor (h). La condición de fuerza máxima viene entonces dada por:

$$dF = 0 \rightarrow d(\sigma_{11}h) = h d\sigma_{11} + \sigma_{11} dh = 0 \quad (8.9)$$

de donde se deduce la expresión:

$$\frac{d\sigma_{11}}{\sigma_{11}} = -\frac{dh}{h} = -d\varepsilon_{33} = d\varepsilon_{11} + d\varepsilon_{22} = (1 + \rho)d\varepsilon_{11} \quad (8.10)$$

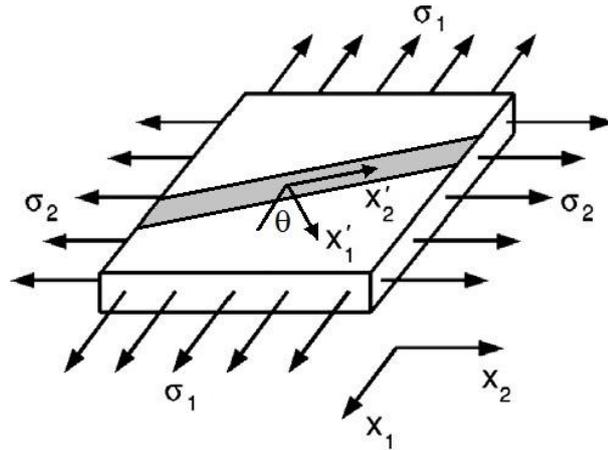
o la equivalente:

$$\frac{d\sigma_{11}}{d\varepsilon_{11}} = (1 + \rho)\sigma_{11} \quad (8.11)$$

Al igual que en el análisis de Swift, el de Hill (conocido también como análisis de *bifurcación de tensión*) predice que la solución de la deformación no es única en el inicio de la inestabilidad plástica. Aunque el método de Hill se encuentra avalado por la evidencia experimental, presenta la limitación de que en estados de deformación biaxial ($\rho > 0$) no existe ninguna dirección en el plano de la chapa de deformación nula y, por consiguiente, no se puede predecir la aparición de una estricción localizada. Experimentalmente, se verifica que la estricción también ocurre en el lado derecho del diagrama FLD, lo que marca limitaciones en este criterio en relación a una descripción completa de la formabilidad. Su utilidad práctica queda restringida, por lo tanto, al sector izquierdo del diagrama FLD, de valores negativos de ρ .

Al igual que en el análisis de Swift, Hill asume procesos de carga proporcional y condiciones de tensión plana. En esta situación, para el caso sencillo de una chapa de material isótropo caracterizada por un comportamiento plástico que obedece a la ley de Hollomon, las expresiones obtenidas anteriormente permiten alcanzar una solución analítica de las condiciones de deformación en el inicio de la estricción localizada, en función del coeficiente de endurecimiento por deformación y de la relación de velocidades de deformación:

Figura 8.3 Ilustración de una chapa metálica sujeta a carga biaxial sobre el plano, en base a lo establecido por el análisis de estricción localizada de Hill.



$$\varepsilon_{11}^* = \frac{n}{(1+\rho)} ; \quad \varepsilon_{22}^* = \frac{n\rho}{(1+\rho)} \quad (8.12)$$

De esta expresión se desprende que la suma de ambas deformaciones límite iguala al coeficiente de endurecimiento por deformación del material ($\varepsilon_{11}^* + \varepsilon_{22}^* = n$), lo que representa una recta de pendiente unitaria negativa y de ordenada al origen n , en el diagrama FLD. En particular, el criterio de Hill predice deformaciones para la estricción localizada de $\varepsilon_{11}^* = 2n$ y $\varepsilon_{11}^* = n$, para los estados de tensión uniaxial y deformación plana, respectivamente. En el primer caso, la estricción localizada aparece notablemente después de alcanzada la estricción difusa predicha por Swift. En el segundo caso, ambas coinciden en el valor, por lo tanto no hay diferenciación en los eventos.

Cabe destacar que, según el criterio de Hill, el ángulo que forma la banda de estricción con la dirección de mayor deformación (ver Fig. 8.3) viene dado por la condición de deformación plana local ($d\varepsilon_{22} = 0$), lo que se traduce en (Marciniak et al., 2002; Stoughton y Zhu, 2004):

$$\theta = \frac{\pi}{2} - \arctan\sqrt{-\rho}, \quad \text{si } \rho \leq 0 \quad (8.13)$$

Esta expresión, válida sólo para valores negativos de ρ , muestra que en condiciones de deformación plana ($\rho = 0$) la banda de estricción forma 90° con la dirección de tracción y que este ángulo disminuye con ρ . Así, por ejemplo, en un ensayo de tracción ($\rho = -0,5$) el ángulo es de 55° .

La combinación del criterio de Hill para el sector izquierdo y del criterio de Swift para el sector derecho del diagrama FLD proporcionaron una primera aproximación útil para la predicción del diagrama límite de conformado. Sin embargo, el criterio de Swift fue pensado para estricción difusa y consecuentemente subestima los valores experimentales de deformación límite. Además, la suposición básica de dos máximos en las componentes de carga es cuestionable. Por un lado, fue demostrado que esto no puede ocurrir bajo carga proporcional, lo

cual es típico en la determinación del diagrama FLD. Por otro lado, observaciones experimentales sugieren que, durante carga biaxial, la estricción difusa está relacionada a la aparición del máximo en carga que ocurra primero en las componentes (Stout y Hecker, 1983; Hill, 1991). En consecuencia, se realizaron varios intentos de predecir la estricción localizada en el sector derecho del diagrama FLD, modificando el criterio de Considère original (Ramaekers y Bongaerts, 1995). El intento más exitoso es atribuido a Hora et al. (1996) y es conocido como *criterio de fuerza máxima modificado* (MMFC).

8.3.4 Criterio de fuerza máxima modificado

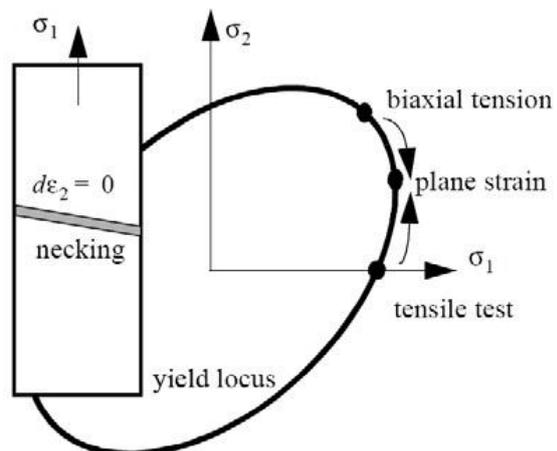
El criterio MMFC (Hora et al., 1996, 2013) permite predecir la estricción localizada en ambos sectores del diagrama FLD. Es una extensión de la fórmula de Considère (Ec. 8.4) para estados de tensión biaxial, donde la tensión mayor es considerada ser función de la deformación mayor y la trayectoria de deformación: $\sigma_{11} = \sigma_{11}(\varepsilon_{11}, \rho)$. La principal diferencia de este criterio con los estudiados anteriormente es que éste se basa en el concepto de que, si ocurre la estricción localizada, el estado de tensión en la chapa se transforma a uno de deformación plana (Fig. 8.4). Esta transformación mejora la resistencia del material, proporcionando un endurecimiento extra a la banda de localización, y pospone la fractura.

El criterio MMFC puede ser expresado matemáticamente de la siguiente manera:

$$\frac{\partial \sigma_{11}}{\partial \varepsilon_{11}} + \frac{\partial \sigma_{11}}{\partial \rho} \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon_{11}} = \sigma_{11} \quad (8.14)$$

El término más importante en esta expresión es la velocidad de rotación $\partial \rho / \partial \varepsilon_{11}$, que cuantifica la velocidad a la que el camino de deformación evoluciona como función de la deformación principal máxima. Se pueden adoptar dos aproximaciones para caracterizar este término: proponer una función explícita o imponer una restricción adicional que conduzca a esta formulación. La primera aproximación corresponde a la adoptada en Hora et al. (1996) y se basa

Figura 8.4 Cambio del estado de tensión cuando se alcanza la estricción en el conformado de chapas (Hora et al., 1996).



en la definición de una ecuación de evolución de la forma:

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon_{11}} = -\frac{\rho}{\varepsilon_{11}} \quad (8.15)$$

Esto corresponde a una reducción exponencial en el valor absoluto de ρ . En este caso la localización se detecta en el momento en que se satisface la Ec. (8.14), aunque esto no necesariamente sucede cuando $\rho = 0$.

La segunda alternativa fue recientemente propuesta por Manopulo et al. (2015) y se basa en postular la evolución de la fuerza luego de alcanzada la estricción difusa. Estos autores asumieron que una vez que la fuerza máxima es alcanzada, el camino de deformación va a cambiar lo suficiente para mantener la fuerza inalterada ($dF = 0$). Esto significa que la Ec. (8.14) ya no es utilizada como criterio en sí, en su lugar representa una condición necesaria que debe ser satisfecha. Reacomodando la Ec. (8.14) se obtiene la siguiente expresión para evaluar la evolución de ρ :

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon_{11}} = \frac{\sigma_{11} \frac{\partial \sigma_{11}}{\partial \varepsilon_{11}}}{\frac{\partial \sigma_{11}}{\partial \rho}} \quad (8.16)$$

Por lo tanto, en este caso, la estricción localizada se alcanza cuando $\rho = 0$. Este criterio es de gran utilidad para la predicción de la FLC, siendo sus más interesantes características la independencia de parámetros de ajuste y la versatilidad de aplicación en códigos de cálculo por elementos finitos.

Diferentes características adicionales fueron investigadas e incorporadas al modelo MMFC en la literatura, tales como el acoplamiento con el modelo de daño de Gurson (Brunet et al., 1998), reformulación para permitir el estudio de caminos de deformación no lineales (Brunet y Morestin, 2001), acoplamiento con modelos de propagación de fisuras (Hora et al., 2003), influencia de la velocidad de deformación (Ben Tahar, 2005), efectos de la temperatura y la plasticidad inducida por la transformación de fases (Krauer et al., 2007), influencia de la curvatura y el espesor de la chapa (Hora y Tong, 2008) y especialmente el modelo MMFC *extendido* (eMMFC) que proveyó un mejor ajuste con experimentos y sólo requiere la calibración de un único parámetro (Hora y Tong, 2006). Cabe destacar que tanto la formulación original como sus versiones extendidas y mejoradas, exhiben cierta simplicidad debido a que están planteadas específicamente para aquellos casos en los cuales los ejes de anisotropía del material coinciden con los ejes principales de tensión y deformación.

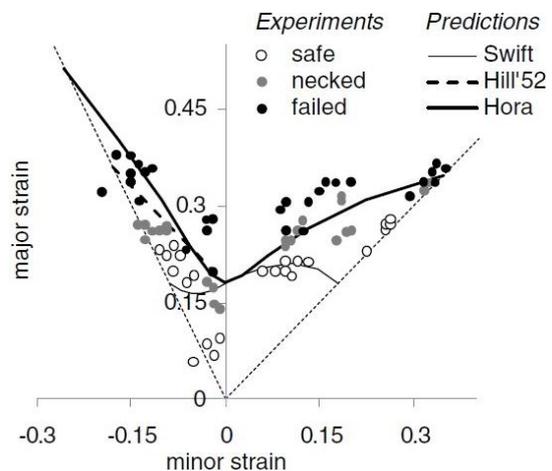
Tabla 8.1 Predicciones analíticas para los criterios basados en MFC.

Criterio	Deformación límite mayor (ϵ_{11}^*)			
	$\rho = -1$	$\rho = -0,5$	$\rho = 0$	$\rho = 1$
Considère	–	n	–	–
Swift	∞	n	n	n
Hill	∞	$2n$	n	–
MMFC	$n + 3/2$	$n + 1/3$	n	$n + 1/6$

La gran ventaja de las aproximaciones de fuerza máxima expuestas hasta el momento es que conducen a expresiones matemáticas simples, permitiendo soluciones analíticas compactas en la mayoría de los casos. La Tabla 8.1 compara las predicciones de deformación límite para estas técnicas (Considère, Swift, Hill, MMFC), considerando un criterio de fluencia de von Mises y una ley de endurecimiento de Hollomon. Se tienen en cuenta cuatro solicitaciones típicas en procesos de conformado: corte simple ($\rho = -1$), tracción uniaxial ($\rho = -0,5$), deformación plana ($\rho = 0$) y tracción equibiaxial ($\rho = 1$). Todas las predicciones coinciden en deformación plana ($\epsilon_{11}^* = n$), lo que indica que para este particular estado de carga la estricción difusa tiende a igualarse a la localizada. Para tracción uniaxial, las predicciones de estricción difusa de Considère y Swift (idénticas) ocurren significativamente antes que las predicciones de estricción localizada de Hill y MMFC. La misma tendencia se observa para tracción equibiaxial, con el criterio de Swift y MMFC. Sin embargo, para corte simple se encuentran resultados inconsistentes para los criterios de Swift y Hill, siendo el criterio MMFC el único capaz de predecir la localización de las deformaciones.

Adicionalmente, las expresiones halladas para los criterios se grafican en un diagrama FLD (Fig. 8.5) para el caso particular de $n = 0,18$ y se comparan cualitativamente con resultados experimentales obtenidos de la literatura para una aleación de aluminio (Banabic et al., 2004). El criterio de Swift predice la estricción difusa y por lo tanto produce resultados muy conservativos. El criterio de Hill muestra una muy buena correlación para el lado izquierdo del diagrama, mientras que el criterio MMFC describe bien el sector derecho. Cabe destacar que estas formulaciones analíticas son capaces de capturar las características más sobresalientes de la FLC experimental usando un modelado matemático sencillo y sin parámetros de ajuste.

Figura 8.5 Comparación entre diagramas FLDs predichos por los criterios de Considère, Swift, Hill y MMFC, y valores experimentales tomados de Banabic et al. (2004) (Abed-Meraim et al., 2014).



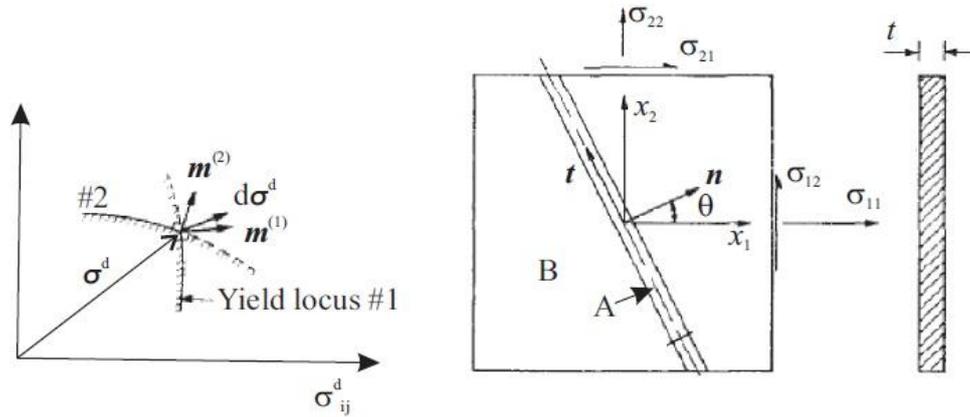


Figura 8.6 Análisis de bifurcación de Stören y Rice: representación esquemática de la inestabilidad plástica en el espacio de las tensiones desviadoras, mostrando en el vértice las direcciones normales a las superficies de fluencia (m) y el incremento de tensión ($d\sigma_{ij}^d$) en el estado actual de tensiones (izq.); y sistema de coordenadas y dirección de la incipiente estricción (der.) (Stören y Rice, 1975).

8.3.5 Criterio de Stören y Rice

Stören y Rice (1975) examinaron la hipótesis de que la estricción se debe a la aparición de un vértice en la superficie de fluencia del material. El vértice puede ser considerado como la intersección de dos superficies de fluencia y donde el incremento de deformación puede ir dirigido en cualquier dirección entre el ángulo formado por la perpendicular a ambas superficies (Fig. 8.6, izq.). De esta manera, la solución no es única y existe, por lo tanto, una inestabilidad plástica. La formación del vértice es una característica observada en materiales policristalinos (Hill, 1967), dado que la heterogeneidad microestructural intrínseca de los policristales provoca pequeñas alteraciones en el proceso de carga. Parece razonable asumir, por lo tanto, que este tipo de irregularidad en la superficie de fluencia puede desestabilizar el flujo plástico durante el conformado.

A partir de esta suposición, Stören y Rice derivaron las condiciones de deformación en chapas sometidas a sollicitaciones de estirado biaxial, bajo tensión plana, aplicando la condición de equilibrio de esfuerzos axiales en el plano de la chapa. Para procesos de carga proporcional, un comportamiento plástico regido por la Ley de Hollomon y un criterio de fluencia de von Mises, el conjunto de soluciones se reduce a las siguientes deformaciones límite, asociadas al instante de la aparición de la estricción localizada (Stoughton y Zhu, 2004):

$$\varepsilon_{11}^* = \frac{3\rho^2 + n(2 + \rho^2)}{2(2 + \rho)(1 + \rho + \rho^2)} \quad (8.17)$$

cuando la banda de localización se orienta perpendicular al eje longitudinal ($\theta = 0^\circ$ en Fig. 8.6, der.), y:

$$\varepsilon_{11}^* = \frac{3+n(1+2\rho^2)}{2(1+2\rho)(1+\rho+\rho^2)} \quad (8.18)$$

cuando la banda de localización se orienta paralela al eje longitudinal ($\theta = 90^\circ$ en Fig. 8.6, der.). Las condiciones de deformación se completan con la igualdad $\varepsilon_{22}^* = \rho\varepsilon_{11}^*$. Este método puede predecir la aparición de la estricción en todo el rango del diagrama FLD, aunque su aplicabilidad está limitada a solicitaciones de carga proporcional. En discrepancia con las observaciones de Hill, las predicciones muestran que para el lado izquierdo del diagrama, el ángulo de la banda no coincide con una dirección de extensión nula. Cabe destacar que algunos autores señalan que las predicciones de este método no siempre se ajustan a las medidas experimentales en una gran variedad de ensayos (Takuda et al., 2000).

Diversas mejoras en el modelo de Stören y Rice fueron propuestas en la literatura, modificando las relaciones constitutivas del material. Christoffersen y Hutchinson (1979) y Gotoh (1985) propusieron la denominada teoría de deformación J_2 en un vértice. Hutchinson et al. (1978a,b,c) y Needleman y Tvergaard (1984) extendieron el modelo de Stören-Rice para simular caminos de deformación complejos y la respuesta de materiales sensibles a la velocidad de deformación, respectivamente. Diferentes estudios fueron realizados mediante análisis de elementos finitos (Gotoh, 1990; Boudeau y Gelin, 1994; Nakamachi, 1995; Yoshida et al., 1995). Más recientemente, Zhu et al. (2001) adicionan el equilibrio de los momentos al equilibrio de fuerzas planteado en el modelo Stören-Rice. Así, encuentran que la discontinuidad de la tensión de corte dentro y fuera de la banda de localización se anula, resultando en una simplificación del modelo. Esta modificación consigue una predicción mejorada en el sector izquierdo del diagrama FLD.

8.3.6 Método de la perturbación lineal

La técnica de perturbación para la predicción de las deformaciones límite fue presentada por Dudzinski y Molinari (1988) y se basa en introducir una perturbación al conjunto de ecuaciones del problema. Se considera a la estricción localizada como un problema de inestabilidad local asociado con las ecuaciones locales de equilibrio y las ecuaciones constitutivas del material para un estado de tensión y deformación dado. Las condiciones de inestabilidad o estabilidad del flujo están caracterizadas por el crecimiento o decrecimiento de la perturbación. Para ello es necesario definir un criterio de finalización (η) para definir el nivel máximo que la perturbación puede alcanzar. Li y Chandra (1999) propusieron un criterio analítico para un caso isotrópico, con trayectorias de deformación proporcionales, teniendo en cuenta el coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación:

$$\varepsilon_{11}^* = \frac{n}{(1+\rho)-\xi m}; \text{ para } \rho \leq 0 \quad (8.19)$$

$$\varepsilon_{11}^* = \frac{n(2+\rho)^2}{4(1+\rho)(1+\rho+\rho^2)-\xi(3\rho^2+m(2+\rho)^2)}; \text{ para } \rho \geq 0 \quad (8.20)$$

donde $\xi = \eta/\dot{\varepsilon}_{11}$.

El parámetro de finalización de este criterio es puramente numérico y no es tan intuitivo como el parámetro del modelo MK, el cual será descrito en el apartado 8.4.1. Lejeune (2002) propuso un criterio de finalización menos subjetivo $\eta/\dot{\varepsilon}_{11} > 1$, pero todavía depende de la forma que toma la perturbación y debe ser seleccionado arbitrariamente. El análisis de perturbaciones tiene la desventaja de sólo predecir satisfactoriamente la FLC de algunos materiales sensibles a la velocidad de deformación (Tóth et al., 1996). En aceros de uso industrial, el modelo subestima las deformaciones límite obtenidas de forma experimental (Boudeau et al., 1998).

8.3.7 Criterio de Rudniki-Rice

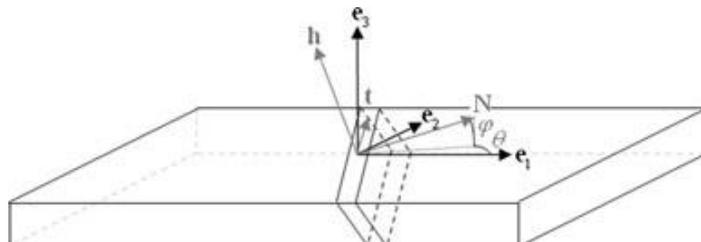
La localización de las deformaciones, ya sea debido a bandas de estricción o de corte, también puede considerarse como una discontinuidad de ciertos campos mecánicos a través de la banda de localización. En esto se basa la aproximación de Rudnicki-Rice (Rudnicki y Rice, 1975; Rice, 1976), la cual conduce a un criterio de localización correspondiente a la pérdida de elipticidad de las ecuaciones diferenciales parciales que gobiernan el problema de condiciones de borde. Esta pérdida de elipticidad es vista como una evolución abrupta del gradiente de velocidad (\mathbf{L}) de un estado homogéneo a uno heterogéneo exhibiendo planos de discontinuidad, los que definen la banda de localización (Fig. 8.7).

La discontinuidad del gradiente de velocidad a través de la banda se expresa como:

$$[\mathbf{L}] = \mathbf{L} - \mathbf{L}^b \quad (8.21)$$

donde el superíndice b denota que la magnitud corresponde a la banda de localización. Esta discontinuidad conduce a la existencia de un vector $\dot{\mathbf{c}}$, no nulo, que representa las velocidades relativas entre las áreas ubicadas a cada lado de los planos de discontinuidad, de manera tal que satisfaga la compatibilidad de Hadamard (Hadamard, 1903):

Figura 8.7 Orientación de la banda de localización de normal \mathbf{N} para el criterio de Rudnicki-Rice (Abed-Meraim et al., 2014).



$$\mathbf{L} = \mathbf{L}^b + \dot{\mathbf{c}} \otimes \mathbf{N} \quad (8.22)$$

Adicionalmente, debe verificarse la continuidad de fuerzas a través de los planos de la banda de localización. Escrito en términos de velocidad y con el primer tensor de tensiones de Piola-Kirchoff, esto lleva a:

$$[\dot{\mathbf{n}}] \cdot \mathbf{N} = 0 \quad (8.23)$$

Combinando las ecuaciones anteriores junto con la relación constitutiva ($[\dot{\mathbf{n}}^T] = \mathbf{M} : \mathbf{L}$, donde \mathbf{M} es el módulo tangente) se deriva una solución no trivial para el vector $\dot{\mathbf{c}}$, que provee el siguiente criterio de localización:

$$\det(\mathbf{N} \cdot \mathbf{M} \cdot \mathbf{N}) = 0 \quad (8.24)$$

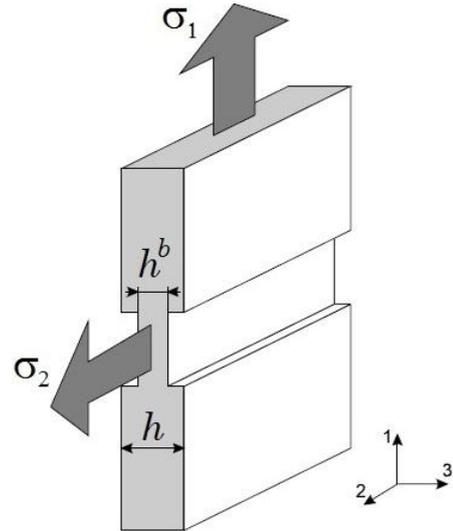
En la práctica, las predicciones numéricas para la localización se llevan a cabo por medio de la búsqueda del primer valor del módulo tangente que conduzca a la singularidad del tensor acústico ($\mathbf{N} \cdot \mathbf{M} \cdot \mathbf{N}$) durante la carga de la chapa metálica. Mayores detalles pueden consultarse en el trabajo de Franz et al. (2009). Este modelo, denominado frecuentemente *teoría de la bifurcación discontinua*, tiene la particularidad de no necesitar parámetros adicionales para la predicción de la inestabilidad. Dentro de los varios modelos de bifurcación, el criterio de Rudnicki-Rice se encuentra dentro de los menos conservativos (Neilsen y Schreyer, 1993). En la mayoría de los casos, la predicción de la bifurcación localizada ocurre en la etapa de ablandamiento por deformación. Puesto que los materiales rara vez exhiben este comportamiento, este criterio no puede predecir la estricción en chapas metálicas.

8.4 Métodos no lineales

8.4.1 Criterio de Marciniak-Kuczynski

Basados en observaciones experimentales sobre el sector derecho del diagrama FLD, Marciniak y Kuczynski (1967) examinaron una idea distinta para predecir la estricción localizada: asumir la presencia de inhomogeneidades o imperfecciones preexistentes en el material que conduzcan a la localización de la deformación. Estas inhomogeneidades, que pueden tener orígenes mecánicos o metalúrgicos (como variaciones en el espesor, rugosidad, efectos de microestructura o textura cristalográfica local, etc.), fueron caracterizadas como una banda estrecha de espesor reducido sobre la chapa. Desde un punto de vista físico esta práctica parece razonable. Si existen defectos geométricos o microestructurales en la chapa, es de

Figura 8.8 Geometría del modelo MK. La banda inestable se encuentra perpendicular a la dirección de la mayor tensión aplicada.



esperar que la capacidad de conformado varíe de un punto a otro del material. El realismo de esta hipótesis fue mostrado experimentalmente por Azrin y Backofen (1970).

En la formulación original la banda se encuentra fija en una orientación perpendicular a la dirección de la mayor tensión aplicada en el plano de la chapa (Fig. 8.8). Esta inhomogeneidad se caracteriza por el factor de imperfección inicial, $f_0 = h^b(0)/h(0)$, donde $h(0)$ y $h^b(0)$ son el espesor inicial en la zona homogénea y en la banda respectivamente, que varía generalmente entre 0,99 y 0,9999.

La base del criterio MK consiste en comparar la evolución de las propiedades mecánicas dentro y fuera de la banda de localización, bajo un proceso de carga proporcional y tensión plana. Durante la carga se imponen las componentes del tensor de tensiones y/o de velocidad de deformaciones en la zona homogénea, y se computa su estado mecánico a partir de las ecuaciones constitutivas. Una vez realizado esto, se calcula el estado mecánico correspondiente a la banda, garantizando que se verifique el equilibrio de fuerzas en la interfase entre las zonas (Ec. 8.25) y la compatibilidad de las deformaciones (Ec. 8.26).

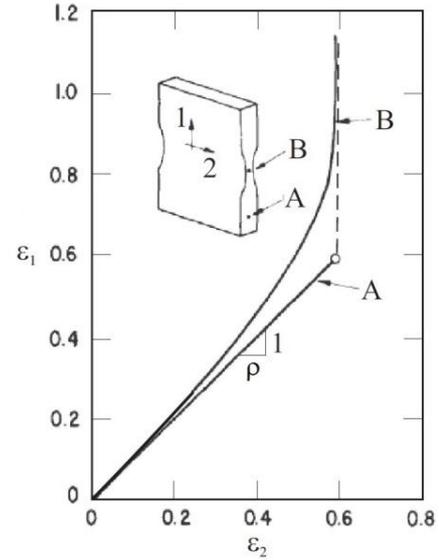
$$\sigma_{11}^b h^b = \sigma_{11} h \quad (8.25)$$

$$D_{22}^b = D_{22} \quad (8.26)$$

donde \mathbf{n} y \mathbf{t} denotan la dirección normal y tangencial a la banda, respectivamente. La evolución de la inhomogeneidad inicial, durante el desarrollo del proceso de deformación, puede expresarse en términos de las deformaciones en el espesor de ambas zonas, según:

$$f = f_0 \exp(\varepsilon_{33}^b - \varepsilon_{33}) \quad (8.27)$$

Figura 8.9 Evolución de la deformación sobre la zona homogénea y la banda de estricción (Lee y Zaverl, 1982).



El procedimiento de simulación se realiza de forma incremental, para cada camino de deformación específico sobre la FLC. El esquema de resolución usual (algoritmo de Newton) impone un incremento de deformación ($\Delta\varepsilon_{11}$) en la zona homogénea y calcula el correspondiente en la banda ($\Delta\varepsilon_{11}^b$), proponiendo para esta última una estimación inicial. Durante cada paso incremental, la deformación en la banda crece más rápidamente que en la zona homogénea, y este efecto se acelera gradualmente a medida que aumenta el nivel de tensión. Mientras que la trayectoria de deformación sobre la zona homogénea se mantiene inalterada, el camino seguido por la banda evoluciona continuamente hasta alcanzar un estado de deformación plana (Fig. 8.9) (Sowerby y Duncan, 1971; Marciniak et al., 2002). Cuando esto sucede, la banda crece rápidamente hasta la rotura y la deformación sobre la zona homogénea cesa. Este estado de deformación sobre la zona homogénea es el máximo nivel de deformación que se puede alcanzar en este proceso (para la trayectoria de deformación analizada) y las deformaciones ε_{11}^* y ε_{22}^* son entonces las deformaciones límite. Para detectar este instante durante el cálculo, basta con comparar los incrementos de deformación ($\Delta\varepsilon$) o la velocidad de deformación (D) en ambas zonas luego de cada paso incremental, cuando el cociente entre ambos supere un determinado valor umbral (S_{MK}) se da por finalizado el cálculo.

$$\Delta\varepsilon_{11}^b/\Delta\varepsilon_{11} \geq S_{MK} \quad (8.28)$$

$$|D_{33}^b/D_{33}| \geq S_{MK} \quad (8.29)$$

En general, un valor crítico $S_{MK} = 20$ es suficiente para garantizar la correcta detección de la deformación límite.

Hutchinson et al. (1978b) observaron que la formulación original del criterio MK sobreestima las predicciones en el lado izquierdo del diagrama FLD y lo atribuyeron a que, en

ese sector del diagrama, la estricción localizada no se encuentra perpendicular al eje de deformación principal mayor. De acuerdo con esto, los autores extendieron el análisis MK para considerar orientaciones arbitrarias de la banda. De esta manera, y tomando como límites de formabilidad los resultados correspondientes a aquella inclinación de la banda que proporciona los resultados más conservadores, posibilitaron el acuerdo teórico-experimental en todo el rango del diagrama FLD.

A pesar de que las predicciones del modelo MK son muy sensibles al defecto preexistente, lo cual constituye su principal limitación, este modelo es muy utilizado debido a que predice correctamente la influencia de diferentes parámetros de procesos o del material sobre las deformaciones límite. Dentro de estos parámetros se pueden citar: el efecto de las imperfecciones superficiales (Hiroi y Nishimura, 1997), el efecto del crecimiento de cavidades (Ragab y Saleh, 2000), el efecto de la temperatura y velocidad de conformado (Zhang et al., 2008), el efecto de la presión normal (Allwood y Shouler, 2008), el efecto de trayectorias no proporcionales (Butuc et al., 2002), el efecto de la curvatura (Shi y Gerdeen, 1991) y del espesor de la chapa (Hutchinson et al., 1978a), entre otros. Asimismo, el modelo MK fue exitosamente aplicado para simular procesos de conformado que involucren tensiones de corte significativas a través del espesor (TTS, Through Thickness Shear) en la chapa, tales como conformado incremental o hidroconformado (Allwood et al. 2007; Eyckens et al., 2009). Esta extensión fue aplicada al modelo MK-VPSC (MK-TTS-VPSC) como parte de este trabajo de tesis. Detalles de la implementación pueden consultarse en el Schwindt et al. (2012).

Cabe destacar que en la condición de localización de este criterio no aparece explícitamente la ley constitutiva, lo que hace fácil acoplarlo tanto con modelos fenomenológicos como con modelos de plasticidad cristalina. Los resultados obtenidos dependen en gran medida de la ley material seleccionada. Una revisión específica de ello será abordada en la introducción del Capítulo 9. En el mismo, se detalla la implementación de la formulación MK-VPSC utilizada en este trabajo de tesis.

8.5 Predicción del diagrama FLD en aceros DP

Si bien los últimos 30 años fueron caracterizados por una gran y creciente tendencia al estudio de los aceros DP, son relativamente pocos los trabajos científicos enfocados al análisis y predicción de sus deformaciones límite. Debido a su uso intensivo en la industria automotriz, el conocimiento del diagrama FLD de estas aleaciones, así como los factores que lo afectan, resulta de vital importancia.

Entre las investigaciones recientes, varias adoptan los modelos de Hill, Swift y MK. Por ejemplo, Bleck et al. (1998) realizaron un estudio comparativo para verificar la capacidad predictiva de los criterios de Swift y de Hill, para diferentes aceros blandos y AHSS, entre los

que se encuentra un acero DP-500. El comportamiento constitutivo del material fue ajustado mediante la función de fluencia de Hill, teniendo en cuenta la anisotropía ortotrópica. Los autores encontraron que ninguno de los modelos podía predecir el diagrama FLD de manera satisfactoria. En base a los mismos criterios de inestabilidad, Firat (2008) propuso un modelo de plasticidad anisotrópico en conjunto con la función de fluencia ortotrópica de Hill para la predicción de la FLC de aceros DP-980 y TRIP-600, obteniendo resultados conservativos a cada lado del diagrama FLD. Posteriormente, Firat (2012) propuso una técnica de modelización por elementos finitos que utiliza los criterios de estricción de Swift y Hill para predecir la FLC y la formabilidad en estirado de un acero DP-600, en un proceso de embutido de una copa de sección cuadrada. A partir de la comparación con datos experimentales, Firat determinó que la técnica propuesta muestra desviaciones aceptables respecto a la FLC experimental. Barlat y Richmond (2003) introdujeron el concepto de porosidad para determinar la evolución de la banda de inestabilidad del modelo MK. Los resultados obtenidos en un acero DP, cuyo comportamiento fue modelado mediante el criterio de fluencia de Hosford, mostraron un buen acuerdo con el diagrama FLD experimental. Utilizando el criterio MK y simulaciones por elementos finitos, Vegter et al. (2008) modelizaron la FLC de aceros DC06 y DP-600. El modelo MK fue efectivo en la demostración de la influencia del modelo material (función de fluencia de Corus-Vegter) y del camino de deformación. Más adelante, Assempour et al. (2010) introdujeron una modificación al modelo MK para considerar el efecto de una tensión normal a través del espesor en la determinación del diagrama FLD. Los autores mostraron que un incremento en la tensión normal compresiva produce un desplazamiento hacia arriba de la FLC de aceros DP-600 y STKM-11A, y un aluminio AA6011. Panich et al. (2013) analizaron experimental y numéricamente los diagramas FLD y FLSD para aceros DP-780 y TRIP-780. Los cálculos analíticos fueron llevados a cabo con el modelo MK utilizando diferentes criterios de fluencia (von Mises, Hill 48 y Yld2000-2d) y leyes de endurecimiento (Swift y Voce) para analizar su influencia sobre los resultados. Estos autores encontraron que las FLCs calculadas mediante la combinación del criterio de fluencia Yld2000-2d y la ley de endurecimiento de Swift conducían a un mejor acuerdo con las curvas experimentales. A través de una ley de endurecimiento anisotrópica, He et al. (2013, 2014) estudiaron la influencia del efecto Bauschinger sobre la predicción de los límites de formabilidad de un acero DP-600 bajo condiciones de estirado-doblado (He et al., 2013) y caminos de deformación no lineales (He et al., 2014). Las deformaciones límite, modeladas usando el criterio MK en conjunto con la función de fluencia de Hill 48, demostraron que el efecto Bauschinger retrasa el comienzo de la estricción localizada bajo esas sollicitaciones. Recientemente, Paul (2013) realizó un estudio comparativo de diferentes criterios de inestabilidad (Swift, Hill, Stören y Rice, Bressan-Williams, Tresca) en conjunto con la función de fluencia de von Mises para determinar la FLD y FLSD de diferentes materiales (aceros DP-600, TRIP-600, Fep04, AISI 1012, y aluminio

AA3105-U). En el caso del acero DP-600, los mejores resultados se obtuvieron de la combinación del criterio de Hill sobre el sector izquierdo y del criterio de Bressan-Williams sobre el sector derecho del diagrama FLD. De igual modo, Abed-Meraim et al. (2014) realizaron un estudio comparativo de diferentes criterios de estricción localizada, en conjunto con el criterio de fluencia de Hill 48, sobre la predicción de las deformaciones límite en diferentes materiales. En particular, para un acero DP-600, los criterios de Rudniki-Rice y MK produjeron resultados similares, pareciendo ser el primero de ellos un límite superior con respecto a las predicciones del modelo MK.

Más allá de los modelos de estricción localizada mencionados anteriormente, algunos criterios de daño fueron también aplicados a la predicción del diagrama FLD de aceros DP. Por ejemplo, Uthaisangsuk et al. (2009) desarrollaron un modelo micro-mecánico de elementos finitos, usando el modelo de daño de Gurson–Tvergaard–Needleman (GTN) para predecir la formabilidad de un acero DP-600 y TRIP-600 durante diferentes procesos de conformado. El criterio de falla proporcionó desviaciones aceptables para ambos materiales. La misma metodología fue aplicada por Ramazani et al. (2012) para predecir el diagrama FLD de un acero DP-600. Sin embargo, a diferencia de los anteriores, no obtuvieron un buen acuerdo con los resultados experimentales sobre el sector derecho del diagrama. Lou et al. (2012, 2013) propusieron un nuevo criterio de fractura dúctil que tiene en cuenta la acumulación de daño de inducido por la nucleación, crecimiento y coalescencia por corte de cavidades. La comparación entre los resultados computacionales y el diagrama FLD experimental de un acero DP-780 mostró la factibilidad del criterio. Björklund et al. (2013) estudiaron la falla de aceros DP-600 y M-1200, mediante los criterios de fractura dúctil de Cockcroft–Latham y de fractura por corte de Bressan–Williams. El diagrama FLD fue bien predicho por el primero, mientras que no obtuvieron resultados satisfactorios con el segundo criterio.

A partir de esta revisión bibliográfica resulta claro que se ha aplicado un amplio y variado espectro de criterios de estricción localizada, así como también de criterios de falla de materiales, a aceros DP, conduciendo en general a resultados aceptables. Sin embargo, de estos trabajos se desprenden dos grandes limitaciones. Por un lado, estos estudios describen al material como homogéneo y desprecian su naturaleza bifásica. Es bien sabido que las segundas fases son esenciales para las propiedades de una aleación y pueden conducir a un aumento significativo de su desempeño o actuar como iniciadores de daño. Es por ello que resulta de particular importancia analizar la influencia que posee la martensita, no sólo a través de su fracción en volumen sino también de su comportamiento mecánico, en la formabilidad de los aceros DP. Por otro lado, ninguno de estos estudios se basa en formulaciones de plasticidad cristalina y, por lo tanto, no consideran las orientaciones cristalográficas iniciales de las fases constituyentes y su evolución durante la deformación plástica. Resulta de particular interés en este caso verificar la influencia de la textura cristalográfica y la evolución de la anisotropía

plástica sobre el diagrama FLD del acero DP. Estas dos limitaciones son objeto de análisis de la presente tesis doctoral, dentro del marco de trabajo del modelo MK-VPSC, y los resultados serán presentados en los Capítulos 9 y 10.

8.6 Conclusiones

En este capítulo se describieron los principales criterios aplicados a la predicción de la estricción localizada en los procesos de conformado. Se especificaron las principales ventajas y debilidades con respecto a su generalidad, rango de aplicación y suposiciones de modelización. Dentro ellos, el modelo propuesto por Marciniak-Kuczynski es el más utilizado para predecir los diagramas FLD debido a que posee una base física intuitiva y permite predecir correctamente la influencia de varios parámetros propios del material o del proceso de conformado sobre las deformaciones límite. La combinación de la técnica MK junto a modelos constitutivos de base física, policristalinos, resulta una herramienta valiosa en el entendimiento del comportamiento del material y la predicción de la ocurrencia de estricción localizada.

La predicción de las deformaciones límite de aceros DP es escasa en relación a la densa cantidad de trabajos enfocados al estudio de estos materiales. Varios criterios y aproximaciones fueron aplicados satisfactoriamente, pero estos fallan en considerar la naturaleza bifásica del material y la influencia de sus orientaciones cristalinas iniciales y su evolución con la deformación.

8.7 Referencias

- Abed-Meraim F., Balan T., Altmeyer G., 2014. Investigation and comparative analysis of plastic instability criteria: application to forming limit diagrams. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 71, 1247–1262.
- Allwood J.M., Shouler D.R., Tekkaya A.E., 2007. The increased forming limits of incremental sheet forming processes. *Key Engineering Materials* 344, 621-628.
- Allwood J.M., Shouler D.R., 2008. Generalised forming limit diagrams showing increased forming limits with non-planar stress states. *International Journal of Plasticity* 25, 1207-1230.
- Aretz H., 2007. Numerical analysis of diffuse and localized necking in orthotropic sheet metals. *International Journal of Plasticity* 23, 798–840.
- Assempour A., Nejadkhaki H.K., Hashemi R., 2010. Forming limit diagrams with the existence of through-thickness normal stress. *Computational Materials Science* 48, 504-508.
- Azrin M., Backofen W.A., 1970. The deformation and failure of a biaxially stretched sheet. *Metallurgical Transactions* 1, 2857-2861.

- Backofen W., 1972. *Deformation Processing*. Addison-Wesley Publishing Company, Inc. Reading Massachusetts, 199-213.
- Banabic D., Comsa D.S., Jurco P., Wagner S., He S., Van Houtte P., 2004. Prediction of forming limit curves from two anisotropic constitutive models. In: *ESAFORM 2004 Conference*. Springer, Trondheim, 455–459.
- Barata da Rocha A., Barlat F., Jalinier J.M., 1985. Prediction of the forming limit diagrams of anisotropic sheets in linear and non-linear loading. *Materials Science and Engineering* 68, 151–164.
- Barlat F., Richmond O., 2003. Modelling macroscopic imperfections for the prediction of flow localization and fracture. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 26, 311–321.
- Ben Tahar M., 2005. *Contribution a l'étude et la simulation du procede d'hydroformage*. Ph.D. Thesis, Ecole des Mines de Paris, Francia.
- Björklund O., Larsson R., Nilsson L., 2013. Failure of high strength steel sheets: Experiments and modeling. *Journal of Materials Processing Technology* 213, 1103-1117.
- Bleck W., Deng Z., Papamantellos K., Gusek C.O., 1998. A comparative study of the forming-limit diagram models for sheet steels. *Journal of Materials Processing Technology* 83, 223–230.
- Boudeau N., Gelin J.C., 1994. Prediction of the localized necking in 3D sheet metal forming processes from FE simulations. *Journal of Materials Processing Technology* 45, 229–235.
- Boudeau N., Gelin J., Salhi S., 1998. Computational prediction of the localized necking in sheet forming based on microstructural material aspects. *Computational Materials Science* 11, 45-64.
- Brunet M., Mguil S., Morestin F., 1998. Analytical and experimental studies of necking in sheet metal forming processes. *Journal of Materials Processing Technology* 80-81, 40-46.
- Brunet M., Morestin F., 2001. Experimental and analytical necking studies of anisotropic sheet metals. *Journal of Materials Processing Technology* 112, 214-226.
- Butuc M.C., Barata da Rocha A., Gracio J.J., Ferreira Duarte J., 2002. A more general model for forming limit diagrams prediction. *Journal of Materials Processing Technology* 125-126, 213-218.
- Christoffersen J., Hutchinson J.W., 1979. A class of phenomenological corner theories of plasticity. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 27, 465–487.
- Consideré M., 1885. *L'emploi du fer et de l'acier dans les constructions*. *Annales des Ponts et Chaussées* 9, 574-775.
- Dudzinski D., Molinari A., 1988. Instability of visco-plastic deformation in biaxial loading. *C.R. Acad. Sci. Paris* 307, 1315-1321.

- Eyckens P., Van Bael A., Van Houtte P., 2009. Marciniak-Kuczynski type modelling of the effect of Through-Thickness Shear on the forming limits of sheet metal. *International Journal of Plasticity* 25, 2249-2268.
- Firat M., 2008. A numerical analysis of sheet metal formability for automotive stamping applications. *Computational Materials Science* 43, 802–811.
- Firat M., 2012. A finite element modeling and prediction of stamping formability of a dual-phase steel in cup drawing. *Materials & Design* 34, 32–39.
- Franz G., Abed-Meraim F., Lorrain J., Ben Zineb T., Lemoine X., Berveiller M., 2009. Ellipticity loss analysis for tangent moduli deduced from a large strain elastic-plastic self-consistent model. *International Journal of Plasticity* 25, 205-238.
- Gotoh M., 1985. A simple plastic constitutive equation with vertex effect. *Engineering Fracture Mechanics* 21, 673–684.
- Gotoh M., 1990. Improvements of J2-deformation theory and their applications to FEM analyses of large elastic-plastic deformation. *JSME International Journal, Series I* 33:209–219.
- Guelorget B., François M., Vial-Edwards C., Montay G., Daniel L., Lu J., 2006. Strain rate measurement by Electronic Speckle Pattern Interferometry: a new look at the strain localization onset. *Materials Science and Engineering A* 415, 234–241.
- Hadamard J., 1903. *Leçons sur la propagation des ondes et les équations de l'hydrodynamiques*. Paris
- He J., Xia Z.C., Zhu X., Zeng D., Li S., 2013. Sheet metal forming limits under stretch-bending with anisotropic hardening. *International Journal of Mechanical Sciences* 75, 244-256.
- He J., Zeng D., Zhu X., Xia Z.C., Li S., 2014. Effect of nonlinear strain paths on forming limits under isotropic and anisotropic hardening. *International Journal of Solids and Structures* 51, 402-415.
- Hill R., 1952. On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1, 19–30.
- Hill R., 1967. The essential structure of constitutive laws for metal composites and polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 15, 79–95.
- Hill R., 1991. A theoretical perspective on in-plane forming of sheet metal. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 39, 295–307.
- Hiroi T., Nishimura H., 1997. The influence of surface defects on the forming-limit diagram of sheet metal. *Journal of Materials Processing and Technology* 72, 102–109.
- Hora P., Tong L., Reissner J., 1996. A prediction method of ductile sheet metal failure in FE simulation. In: *Numisheet 1996*, Dearborn, Michigan, USA, 252–256.

- Hora P., Tong L., Reissner J., 2003. Mathematical prediction of flc using macroscopic instability criteria combined with micro structural crack propagation models. In: Plasticity Conference, 364-366.
- Hora P., Tong L., 2006. Numerical prediction of flc using the enhanced modified maximum force criterion (eMMFC). In: Proceedings of the FLC-Zurich 06, 31-36.
- Hora P., Tong L., 2008. Theoretical prediction of the influence of curvature and thickness on the enhanced modified maximum force criterion. In: Proceedings of the NUMISHEET 2008, 205-210.
- Hora P., Tong L., Berisha B., 2013. Modified maximum force criterion, a model for the theoretical prediction of forming limit curves. *International Journal of Material Forming* 6, 267-279.
- Hutchinson J., Neale K., Needleman A., 1978a. Sheet necking-I. Validity of plane stress assumption of the long-wave approximation. *Mechanics of sheet metal forming* (edited by Koistinen, D., Wang, N.), Plenum Press, New York, 111-126.
- Hutchinson J., Neale K., Needleman A., 1978b. Sheet necking-II. Time-independent behavior. *Mechanics of sheet metal forming* (edited by Koistinen, D., Wang, N.), Plenum Press, New York, 127-153.
- Hutchinson J., Neale K., Needleman A., 1978c. Sheet necking-III. Strain-rate effects. *Mechanics of sheet metal forming* (edited by Koistinen, D., Wang, N.), Plenum Press, New York, 269-285.
- Krauer, J., Hora, P., Tong, L., 2007. Forming limits prediction of metastable materials with temperature and strain induced martensite transformation. In: Proc. of the NUMIFORM 2007, 1263-1268.
- Lee D., Zaverl F.J., 1982. Neck growth and forming limits in sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences* 24, 157-173.
- Lejeune A., 2002. Modélisation et simulation de striction et de plissement en emboutissage de tôles minces et hydroformage de tubes minces. Ph.D. thesis, Université de Franche-Comté, Francia.
- Li M., Chandra A., 1999. Influence of strain-rate sensitivity on necking and instability in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology* 96, 133-138.
- Lou Y., Huh H., Lim S., Pack K., 2012. New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals. *International Journal of Solids and Structures* 49, 3605-3615.
- Lou Y., Lim S., Huh H., 2013. Prediction of Fracture Forming Limit for DP780 Steel Sheet. *Metals and Materials International* 19, 697-705.

- Manopulo N., Hora P., Peters P., Gorji M., Barlat F., 2015. An extended Modified Maximum Force Criterion for the prediction of localized necking under non-proportional loading. *International Journal of Plasticity* (en prensa), <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.02.003>.
- Marciniak Z., Kuczynski K., 1967. Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal. *International Journal of Mechanical Sciences* 9, 609–620.
- Marciniak Z., Duncan J.L., Hu S.J., 2002. *Mechanics of sheet metal forming*, 2^o ed. Butterworth-Heinemann.
- Nakamachi E., 1995. Sheet-forming process characterization by static-explicit anisotropic elastic-plastic finite-element simulation. *Journal of Materials Processing Technology* 50, 116–132.
- Needleman A., Tvergaard V., 1984. Limits to formability in rate-sensitive metal sheets. *Mechanical Behavior of Materials - IV* (edited by Carlson, J., Ohlson, N.), Pergamon Press, Oxford, 51-65.
- Neilsen M.K., Schreyer H.L., 1993. Bifurcations in elastic–plastic materials. *International Journal of Solids and Structures* 30, 521-544.
- Panich S., Barlat F., Uthaisangsk V., Suranuntchai S., Jirathearanat S., 2013. Experimental and theoretical formability analysis using strain and stress based forming limit diagram for advanced high strength steels. *Materials & Design* 51, 756-766.
- Paul S.K., 2013. Theoretical analysis of strain- and stress-based forming limit diagrams. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 48, 177-188.
- Ragab A.R., Saleh C., 2000, Effect of void growth on the predicting forming limit strains for planar isotropic sheet metals. *Mechanics of Materials* 32, 71-84.
- Ramaekers J.A.H., Bongaerts P.C.P., 1994. A note on the forming limit curve. In: *Shemet'1994*, Belfast, UK, 39–50.
- Ramazani A., Abbasi M., Prah U., Bleck W., 2012. Failure analysis of DP600 steel during the cross-die test. *Computational Materials Science* 64, 101–105.
- Rice J.R., 1976. The localization of plastic deformation. In: *14th International Congress on Theoretical and Applied Mechanics*. North-Holland, Delft, Netherlands, 207–220.
- Rudnicki J., Rice J., 1975. Conditions for the localization of deformation in pressure-sensitive dilatant materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 23, 371-394.
- Schwindt C., Bertinetti M., Signorelli J., 2012. Influencia de estados de tensión de corte fuera del plano de la chapa en la curva límite de formabilidad. *Mecánica Computacional XXXI*, 1767-1778.
- Shi M.F., Gerdeen J.C., 1991. Effect of Strain Gradient and Curvature on Forming Limit Diagrams for Anisotropic Sheets. *Journal of Materials Shaping Technology* 9, 253-268.
- Sowerby R., Duncan J.L., 1971. Failure in sheet metal in biaxial tension. *International Journal of Mechanical Sciences* 13, 217–229.

- Stören S., Rice J.R., 1975. Localized necking in thin sheets. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 23, 421–441.
- Stoughton T.B., Zhu X., 2004. Review of theoretical models of the strain-based FLD and their relevance to the stress-based FLD. *International Journal of Plasticity* 40, 1463-1486.
- Stout M.G., Hecker S.S., 1983. Role of geometry in plastic instability and fracture of tubes and sheet. *Mechanics of Materials* 2, 23-31.
- Swift H.W., 1952. Plastic instability under plane strain. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1, 1-18.
- Takuda H., Mori K., Takakura N., Yamaguchi K., 2000. Finite element analysis of limit strain in biaxial stretching of sheet metals allowing for ductile fracture. *International Journal of Mechanical Sciences* 42, 785-798.
- Tóth L., Dudzinski D., Molinari A., 1996. Forming limit predictions with the perturbation method using stress potential functions of polycrystal viscoplasticity. *International Journal of Mechanical Sciences* 38, 805-824.
- Uthaisangsuk V., Prahl U., Bleck W., 2009. Characterisation of formability behaviour of multiphase steels by micromechanical modeling. *International Journal of Fracture* 157, 55-69.
- Vegter H., ten Horn C.H.L.J., Abspoel M., 2008. Modeling of the forming limit curve by MK analysis and FE simulations. In: Hora, P. (ed.): *Proc of the NUMISHEET 2008 Conf., Interlaken, Switzerland*, 187-192.
- Yoshida T., Katayama T., Usuda M., 1995. Forming-limit analysis of hemispherical punch stretching using the three-dimensional finite-element method. *Journal of Materials Processing Technology* 50, 226–237.
- Zhang C., Leotoing L., Guines D., Ragneau E., 2008. Theoretical and numerical study of strain rate sensitivity on formability of sheet metal. In: Hora, P. (ed.): *Proc. of the NUMISHEET 2008 Conf., Interlaken, Switzerland*, 229-233.
- Zhu X., Weinmann K., Chandra A., 2001. A unified bifurcation analysis of sheet metal forming limits. *Journal of Engineering Materials and Technology* 123, 329-333.

Bloque IV

RESULTADOS Y APLICACIONES COMPUTACIONALES

Este bloque está integrado por dos capítulos que presentan los resultados y aplicaciones computacionales alcanzadas en esta tesis. Se detalla la implementación de una aproximación directa, robusta y eficiente de resolución del modelo acoplado MK-VPSC, y se predice el diagrama FLD del acero DP-780 analizando la influencia de varios parámetros microestructurales del material. Los capítulos son reproducidos de publicaciones realizadas durante el transcurso del doctorado. Debido a que estas publicaciones son de temas afines, sus introducciones y procedimientos involucran conceptos similares, por lo que el lector puede encontrar información repetida o redundante.

Capítulo 9

Implementación robusta y eficiente del modelo MK: predicción de la formabilidad¹

9.1 Introducción

La formabilidad de chapas metálicas se caracteriza usualmente por medio del diagrama límite de conformado (FLD). Éste ha probado ser de extrema utilidad para representar las condiciones que conducen a la aparición de estricción localizada en chapas (Hecker, 1975), siendo todavía una de las mejores herramientas disponibles para ingenieros metalurgistas en la evaluación de la capacidad de estirado o embutido de una chapa. El diagrama FLD muestra todas las combinaciones de deformaciones límite, desde tracción uniaxial, pasando por deformación plana, hasta estirado biaxial equilibrado. En éste, una línea llamada curva límite de conformado (FLC) separa la región de deformación uniforme de aquella de deformación un poco mayor, donde la chapa desarrollará muy probablemente una inestabilidad local o estricción. Aunque esta herramienta ha sido refinada a lo largo de los años, los conceptos básicos de la FLC y los métodos para medirla se mantuvieron casi inalterados. Usualmente, una muestra de chapa se marca con un patrón para realizar un seguimiento de la deformación y se sujeta sobre sus bordes en una matriz circular, donde un punzón es empujado a través de la matriz deformando el material, ya sea estirándolo en el plano como fuera de él, lo que depende

¹ El siguiente capítulo es reproducido desde: Schwindt C., Schlosser F., Bertinetti M.A., Stout M., Signorelli J.W. Experimental and Visco-Plastic Self-Consistent evaluation of forming limit diagrams for anisotropic sheet metals: An efficient and robust implementation of the M-K model. *International Journal of Plasticity* 73, 62-99. [doi:10.1016/j.ijplas.2015.01.005](https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.01.005)

de si el punzón es plano o semiesférico. Generalmente el proceso de estirado continúa hasta que la chapa desarrolla una inestabilidad plástica, que eventualmente conduce a la fractura. Una variedad de parámetros individuales o acoplados de la chapa pueden influenciar el diagrama FLD: espesor de la chapa (Dilmec et al., 2013), coeficientes n , m y R del material (Zhang y Wang, 2012), curvatura de la chapa (Liewald y Schleich, 2010), historia de deformación (Yoshida et al., 2007a), consideraciones tribológicas (Karthik et al., 2002) y temperatura y velocidad de conformado (Khan y Baig, 2011). Además, las metodologías utilizadas para medir deformación tienen efectos no despreciables en los resultados de formabilidad (Montay et al., 2007; Ozturk et al., 2009). En la actualidad, varios investigadores abocan sus esfuerzos a determinar experimental y numéricamente los diagramas FLD para chapas metálicas de diferentes espesores y propiedades mecánicas (Lee et al., 2009; Chung et al., 2011; Kuwabara y Sugawara, 2013; Li et al., 2013; Leotoing et al., 2013). Incluso hoy, la medición y análisis de ensayos biaxiales para extraer relaciones constitutivas no son tareas triviales; sin embargo, algunas contribuciones recientes son prometedoras (Jeong et al., 2015). Aun así, la determinación experimental del diagrama FLD es una tarea que consume excesivo tiempo e involucra una gran cantidad de ensayos y, por lo tanto, es indispensable desarrollar modelos teóricos predictivos para evaluar la formabilidad de las chapas metálicas.

Se han ideado varios enfoques para modelar la FLC, siendo necesario definir un criterio de inestabilidad para calcular las deformaciones límite en chapas. Con este fin, se propusieron diversos criterios de plasticidad del continuo basados en: estricción difusa (Swift, 1952), estricción localizada (Hill, 1952), existencia de una imperfección inicial (Marciniak y Kuczynski, 1967), análisis de bifurcación (Stören and Rice, 1975), inestabilidad por corte a través del espesor (Bressan y Williams, 1983), análisis de estabilidad lineal (Boudeau et al., 1998), diagramas límite de conformado en tensión FLSD (Stoughton, 2000), fluctuaciones en el campo de deformación e inhomogeneidades de textura (Viatkina et al., 2005) y el criterio de máxima fuerza modificado MMFC (Hora y Tong, 2008), entre otros. Un resumen exhaustivo de estos métodos ha sido presentado por Banabic (2010). Sumado a ello, Col (2000) y Wagoner et al. (1989) reseñaron los aspectos históricos de la determinación experimental del diagrama FLD y de los modelos teóricos para su predicción. Una observación común es que las predicciones de la FLC son muy sensibles a la ecuación constitutiva utilizada. Para chapas metálicas anisótropas, la función cuadrática de fluencia de Hill y la teoría de plasticidad de von Mises son frecuentemente utilizadas para describir el comportamiento constitutivo del material. Asimismo, varias funciones de fluencia no cuadráticas fueron propuestas para mejorar la precisión de las predicciones de formabilidad (Barlat y Lian, 1989; Barlat et al., 1991, 1997a,b). Una reseña de numerosos criterios de fluencia anisótropos se puede encontrar en Barlat et al. (2002) o Aretz (2003). Kuwabara (2007) realizó una revisión de las técnicas experimentales para la medición del comportamiento plástico anisótropo de chapas metálicas y tubos para varios caminos de

deformación. Adicionalmente, la respuesta observada y predicha del material fue comparada utilizando modelos de plasticidad fenomenológicos (Kuroda y Tvergaard, 2001; Kuroda y Kuwabara, 2002). Plunkett et al. (2008) desarrollaron un criterio de fluencia ortotrópico para describir la anisotropía entre tracción y compresión de chapas metálicas. Allwood y Shouler (2009) y Eyckens et al. (2009) extendieron el modelo MK para describir condiciones de carga más generales, tal como corte a través del espesor. Wu et al. (2009) analizaron los efectos de superponer presión hidrostática en la formabilidad de chapas metálicas. Recientemente, Stoughton y Yoon (2011) estudiaron las estricciones y fracturas límites en chapas metálicas para construir un método eficiente para determinar una curva límite de conformado en tensión basada en el criterio de máximo corte. Mishra et al. (2009) incorporaron variaciones en el exponente de endurecimiento por deformación y en la anisotropía normal, como función de la deformación y el camino de deformación, para analizar su influencia en la simulación de la FLC. Khan y Baig (2011) abordaron los efectos de la velocidad de deformación y la temperatura en la FLC y la formabilidad de una aleación de aluminio. Chung et al. (2014a,b) analizaron la validez de una fórmula insensible al camino de deformación como criterio de formabilidad. De esa manera, estos autores estudiaron la independencia de la condición de conformado de este criterio para el conformado típico de chapas delgadas, bajo condiciones de tensión plana y temperatura ambiente. Utilizando una extensión del análisis MK, Bettaieb y Abed-Meraim (2015) investigaron el desarrollo de estricción localizada en capas metálicas libres y en bicapas de elastómero/metal.

Más allá de descripciones constitutivas fenomenológicas, es ampliamente reconocido que la textura cristalográfica afecta fuertemente la FLC y la anisotropía macroscópica de chapas metálicas policristalinas. Zhou y Neale (1995) utilizaron un modelo policristalino basado en un esquema de condiciones totalmente impuestas (FC) con el análisis MK para predecir los diagramas FLD de dos texturas típicas de laminado: laminado en caliente o recocido luego del laminado (R) y laminado en frío (Copper). Basados en un modelo de plasticidad policristalino dependiente de la velocidad de deformación, Wu et al. (1997, 1998) discutieron el efecto de la imperfección inicial, elasticidad cristalina, deslizamiento simple y endurecimiento latente en la FLC de materiales FCC. Más adelante, Wu et al. (2004, 2005) analizaron el efecto de la textura Cube y diferentes historias de carga no proporcionales, en la iniciación de la estricción localizada. Inal et al. (2005) aplicaron el procedimiento numérico de Wu para predecir y comparar los diagramas FLD, tanto para materiales FCC como BCC, comenzando sus cálculos con texturas iniciales idénticas. Yoshida et al. (2007b) extendieron el trabajo de Wu para analizar el efecto de otras componentes de textura típicas de laminado (Copper, Brass, S y Goss) en las deformaciones límites. Knockaert (2001) y Knockaert et al. (2002) desarrollaron un modelo policristalino de Taylor no dependiente de la velocidad de deformación en conjunto con el análisis MK para calcular las deformaciones límite en aluminio 6116-T4, y compararon sus

resultados con FLCs determinadas experimentalmente a estricción y rotura. Adicionalmente, un criterio de fluencia basado en textura fue implementado exitosamente en modelos de FLC (Van Houtte, 2005). Recientemente, los diagramas FLD han sido predichos utilizando el modelo viscoplástico autoconsistente (VPSC) dependiente de la velocidad de deformación, en conjunto con la aproximación MK (Signorelli y Bertinetti, 2009; Signorelli et al., 2009, 2012; Neil y Agnew, 2009; Charca et al., 2010; Serenelli et al., 2010, 2011). Franz et al. (2009, 2013) analizaron la ductilidad límite en aceros con el criterio de bifurcación de Rice utilizando un modelo constitutivo elastoplástico cristalino de alta deformación. Su modelo tiene en cuenta el almacenamiento y aniquilación de dislocaciones con un esquema de transición de escala autoconsistente para derivar la respuesta constitutiva global del agregado policristalino. Wang et al. (2011) extendieron en modelo MK-VPSC para incluir los efectos de la elasticidad y maclado en la predicción de formabilidad de magnesio.

Con el fin de hallar soluciones para la iniciación de la inestabilidad localizada en el modelo MK, se han aplicado diferentes estrategias y procedimientos numéricos para resolver las ecuaciones altamente no lineales de compatibilidad y equilibrio. En la mayoría de los casos, para modelos constitutivos fenomenológicos, se aplica el método de Newton-Raphson (N-R) a las ecuaciones de equilibrio (por ejemplo, Cao et al., 2000; Yao y Cao, 2002), mientras que otros autores agregaron la ecuación de la superficie de fluencia (Butuc et al., 2002a,b) o la condición de balance de energía al sistema de ecuaciones (Ganjiani and Assempour, 2008). Algunos autores combinaron las ecuaciones de compatibilidad de deformaciones y equilibrio de fuerzas, conjuntamente con la asunción de tensión plana, para obtener la solución por medio de un procedimiento lineal. Estrategias similares son aplicadas cuando los modelos constitutivos se basan en plasticidad cristalina. En los primeros trabajos de Wu et al. (1997), se calculó la deformación en la banda inestable utilizando la forma incremental de las ecuaciones de equilibrio y el supuesto de deformación plana, junto con la condición de compatibilidad asociada. La solución es computada iterativamente y se resuelve un sistema lineal de tres ecuaciones en cada iteración. El mismo procedimiento numérico fue empleado en Wu et al. (1998, 2004, 2005), Inal et al. (2005), Yoshida et al. (2007b) y Levesque et al. (2010) para agregados policristalinos basados en el modelo de Taylor elasto-viscoplástico de Asaro y Needleman (1985). Knockaert et al. (2002) aplicaron un procedimiento similar, incluyendo un sub-incremento en la banda, con el fin de limitar su incremento de deformación utilizando un modelo de plasticidad cristalina no dependiente de la velocidad de deformación de tipo Taylor. Kuroda y Tvergaard (2001) utilizaron el mismo modelo de plasticidad policristalina empleado en Kuroda y Tvergaard (1999), el cual se adaptó a la formulación de tensión plana y resultó adecuado para el análisis de inestabilidad en chapas a través de una solución iterativa de las dos ecuaciones de equilibrio. Dentro del marco de trabajo del modelo autoconsistente dependiente de la velocidad de deformación, basado en la formulación de Lebensohn y Tomé (1993), Neil y

Agnew (2009) determinaron las tensiones y velocidades de deformación que satisfacían equilibrio y compatibilidad entre la matriz y la banda de localización, así como las condiciones de borde externas. Luego utilizaron esos resultados para proveer las condiciones de borde desconocidas restantes, necesarias para el cálculo de las tensiones y velocidades de deformación en la banda. Debido a que las condiciones de borde son complementarias en el marco de referencia de la banda, las orientaciones cristalográficas de los granos, dentro de la zona de la banda, se deben también referenciar a la nueva orientación de la inestabilidad en cada paso de deformación. Más recientemente, usando un modelo constitutivo de elasticidad autoconsistente, dependiente de la velocidad de deformación, Wang et al. (2011) siguieron el procedimiento numérico desarrollado por Wu et al. (1997) para evaluar el rol de la textura cristalográfica en la formabilidad de chapas de la aleación AZ31B de magnesio. Basados en el algoritmo simplex de Nelder-Mead (Nelder y Mead, 1965) y el método N-R, Kim et al. (2013) compararon ambas soluciones numéricas para determinar el inicio de la inestabilidad plástica para chapas de metales de estructura cúbica con un modelo elástico, de plasticidad cristalina, dependiente de la velocidad de deformación. La Tabla 9.1 muestra una lista no excluyente de investigadores que utilizaron el modelo MK conjuntamente con modelos de plasticidad cristalina para predecir diagramas FLD. Se presentan también los métodos de resolución que se utilizaron, junto con las incógnitas, para resolver las ecuaciones MK. La mayoría de las referencias citadas muestran que las predicciones del modelo MK son suficientemente buenas pero, en general, el procedimiento toma relativamente mucho tiempo y, por lo tanto, la pregunta de cómo obtener cálculos más eficientes sin una pérdida de precisión es todavía válida.

La presente investigación complementa un trabajo previo (Signorelli et al., 2009) que implementa el modelo MK-VPSC basado en la solución de N-R de las ecuaciones de equilibrio. En este trabajo se desarrolla una aproximación directa (DA) robusta y eficiente para calcular las deformaciones límite utilizando el modelo MK-VPSC. Esta aproximación nos permite evitar el uso del método N-R (es decir, sin el uso de la matriz Jacobiana) y requiere sólo dos llamadas a la rutina material por incremento de deformación MK. Es posible obtener una mayor reducción en el costo computacional mediante la resolución simultánea de todos los estados de la banda. Esto es, para cada incremento de deformación MK primero se evalúa el incremento en la zona homogénea – el cual es común a todas las orientaciones de banda – y luego se evalúan todos los incrementos de las bandas antes de comenzar con el nuevo paso MK. Esto evita la necesidad de repetir cálculos innecesarios para la zona homogénea.

Tabla 9.1. Lista no excluyente de investigaciones que utilizan el análisis MK conjuntamente con modelos de plasticidad cristalina. También se indican los métodos de resolución con las incógnitas.

Autores	Modelo constitutivo	Endurecimiento	Incógnitas	Observaciones
Chiba et al. (2013)	Policristalino elasto-viscoplastico tipo Taylor (Kuroda y Ikawa, 2004)	Ley de potencia $h = h_0(h_0\gamma/\tau_0n + 1)^{n-1}$	$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$	Siguen Kuroda y Tvergaard (2001).
Eyckens et al. (2011)	Facet-Taylor insensible a la velocidad (Van Houtte et al., 2009)	Ley de Swift $\sigma_y = K(\epsilon_0 + \epsilon_{eq})^n$	$D_{nn}^b, D_{nt}^b, D_{n3}^b$	Algoritmo de minimización Fletcher-Reeves-Polak-Ribiere.
Hiwatashi et al. (1998)	Plasticidad de base física (Hiwatashi et al., 1997)	Modelo mixto (isotrópico y cinemático)	D_{44}^b, D_{45}^b	Método Broyden.
Kim et al. (2013)	Policristalino elasto-viscoplastico tipo Taylor (Peirce et al., 1983)	Ley de saturación $h_{\alpha\beta} = [q + (1 - q)\delta_{\alpha\beta}]h_{\beta}$, (no suma en β) $h_{\beta} = h_0(1 - \tau_c^{\beta}/\tau_{sat})^a$	$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, D_{33}^b$	Método Nelder-Mead simplex.
Knockaert et al. (2002)	Policristalino elasto-viscoplastico de tipo Taylor independiente de la velocidad de deformación (Knockaert et al., 2000)	Ley de saturación $h_{\alpha\beta} = [q + (1 - q)\delta_{\alpha\beta}]h_{\beta}$, (no suma en β) $h_{\beta} = h_0(1 - \tau_c^{\beta}/\tau_{sat})^a$	$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, D_{33}^b$	Siguen Wu et al. (1997) e incluyen un sub-incremento en la banda para limitar su incremento en deformación.
Kuroda y Tvergaard (2001)	Policristalino elasto-viscoplastico tipo Taylor (Asaro y Needleman, 1985)	Ley de potencia $h_{\alpha\beta} = q_{\alpha\beta}h_{\beta}$, (no suma en β) $h_{\beta} = h_0(h_0\gamma/\tau_0n + 1)^{n-1}$	$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$	Siguen Kuroda y Tvergaard (1999).
Levesque et al. (2010)	Policristalino elasto-viscoplastico tipo Taylor (Asaro y Needleman, 1985)	Ley de potencia teniendo en cuenta borde de macla (Levesque et al., 2006) $h_{\alpha\beta} = q_{\alpha\beta}h_{\beta}$, (no suma en β) $h_{\beta} = h_0(h_0\gamma/\tau_0n + 1)^{n-1} + h_1$	$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, D_{33}^b$	Siguen Wu et al. (1997).
Neil y Agnew (2009)	Viscoplastico autoconsistente (Lebensohn y Tomé, 1993)	Ley tipo Voce $\tau_{ref}^s = \tau_0^s + (\tau_1^s + \theta_1^s\Gamma)[1 - \exp(-\frac{\theta_0^s\Gamma}{\tau_1^s})]$	$D_{nn}^b, D_{nt}^b, D_{33}^b, \sigma_{tt}^b$	Condición de borde mixta en el marco de referencia de la banda.
Savoie et al. (1998)	Rigido-plástico insensible a veloc. y Wu et al. (1997)	Ley de potencia $\tau_{\beta} = \tau_0(h_0\gamma/\tau_0n + 1)^n$	$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, D_{33}^b$	Siguen Wu et al. (1997).
Signorelli et al. (2009); Serenelli et al. (2010)	Viscoplastico autoconsistente (Lebensohn y Tomé, 1993)	Ley de potencia $\tau_{\beta} = \tau_0(h_0\gamma/\tau_0n + 1)^n$	$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$	Newton-Raphson.
Tadano et al. (2013)	Policristalino elasto-viscoplastico tipo Taylor RVE-FEM (Asaro y Needleman, 1985)	Ley de potencia isotrópica $h = h_0(h_0\gamma/\tau_0n + 1)^{n-1}$	$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, D_{33}^b$	Utilizan RVE-FEM en ambas zonas del modelo MK.
Wang et al. (2011)	Elasto-viscoplastico autoconsistente (Wang et al., 2010)	Ley tipo Voce $\hat{\tau}^{\alpha} = \tau_0^{\alpha} + (\tau_1^{\alpha} + h_1^{\alpha}\gamma_{ac})[1 - \exp(-\frac{h_0^{\alpha}}{\tau_1^{\alpha}}\gamma_{ac})]$	$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, D_{33}^b$	Siguen Wu et al. (1997).
Wen et al. (2005); Lee y Wen (2006)	Plasticidad cristalina sensible a la velocidad de deformación	Ley de dislocaciones $\tau_0^A = \tau_0^A(\epsilon_{11}^A)$; $\tau_0^B = \tau_0^B(\epsilon_{11}^B)$	Análítico	Diferentes combinaciones de componentes de dos texturas.
Wu et al. (1997,1998,2004, 2005); Inal et al. (2005); Mohammadi et al. (2014)	Policristalino elasto-viscoplastico tipo Taylor (Asaro y Needleman, 1985)	Ley de potencia $h_{\alpha\beta} = q_{\alpha\beta}h_{\beta}$, (no suma en β) $h_{\beta} = h_0(h_0\gamma/\tau_0n + 1)^{n-1}$	$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, D_{33}^b$	Conjunto de tres ecuaciones incrementales. La solución se obtiene numéricamente por un procedimiento lineal incremental.
Yoshida et al. (2007a, 2009, 2012a,b)	Policristalino elasto-viscoplastico tipo Taylor (Asaro y Needleman, 1985)	Ley de potencia $h_{\alpha\beta} = q_{\alpha\beta}h_{\beta}$, (no suma en β) $h_{\beta} = h_0(h_0\gamma/\tau_0n + 1)^{n-1}$	$\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$	Siguen Wu et al. (1997).
Zhou y Neale (1995)	Policristalino elasto-viscoplastico tipo Taylor sensible a la veloc. (Asaro y Needleman, 1985)	Ley de potencia $\tau_{\beta} = \tau_0(h_0\gamma/\tau_0n + 1)^n$	Análítico/ D_{11}^b	Análisis de sensibilidad a la velocidad de deformación, $m \rightarrow 0$.

Normalmente el diagrama FLD se evalúa imponiendo condiciones de borde de velocidad de deformación. En algunos casos, esto restringe una comparación directa con las condiciones de procesos industriales y datos de deformación límite obtenidos de ensayos de formabilidad, donde la chapa está sujeta a condiciones de carga en tensión. Si la evolución de la anisotropía con la deformación no es relevante, un camino de tensión lineal resultará en un camino de deformación lineal. Por ejemplo, es bien sabido que la imposición de tensión uniaxial a un material anisótropo resultará en un camino de deformación dado por $\rho_{\text{UAT}} = -R/(R+1)$. Cuanto más pequeño es el valor R , más pequeña será la deformación en el ancho de la chapa, llevando a un cambio del camino de deformación hacia uno de deformación plana. Por otro lado, cuando la evolución de la anisotropía no es despreciable, un camino de tensión puede resultar en un camino curvo de deformación y no hay una correspondencia simple entre ambos. Se generaliza entonces el modelo MK-VPSC para incluir condiciones de borde en tensión para materiales donde la evolución de la textura cristalográfica y morfológica altere significativamente la anisotropía del material. Mediante la aplicación de esta técnica se pueden evaluar diagramas FLD obtenidos a partir de imponer tanto relaciones de velocidad de deformación (FLD_ρ) como relaciones de tensión (FLD_σ). El rol del tipo de carga es considerado para texturas FCC, BCC y HCP así como para chapas EDDQ, DP-780 y Zn20.

Para obtener una evaluación general del comportamiento límite de chapas metálicas es necesario determinar la FLC para diferentes orientaciones relativas entre los ejes del material y los ejes de carga. La anisotropía de la formabilidad y los modelos asociados no son frecuentemente examinados o discutidos para tales condiciones de carga direccionales (Chow y Yang, 2003; Stoughton y Yoon, 2005). Este efecto, aunque esté presente, no es crítico en la mayoría de los casos: aceros de bajo carbono y una aleación de aluminio Al-6061 (Hariharan et al., 2014), acero electro-galvanizado (Signorelli et al., 2012), AZ31B – 400°C (Abu-Farha et al., 2012). Por otro lado, Aretz (2007) aplicó modelos de estricción difusa y localizada a diferentes aleaciones de aluminio ortotrópicas y demostró la importancia del ángulo entre los ejes de ortotropía y los de las tensiones principales. Allwood y Shouler (2009) afirmaron que, si se considera la anisotropía ortotrópica, el cálculo de la FLC debe tener en cuenta la inclinación entre la simetría ortotrópica y los ejes principales de tensión. Yoshida et al. (2009) encontraron que para chapas de aluminio texturadas, la textura Cube presentaba un endurecimiento geométrico significativo cuando la dirección de estiramiento mayor se encontraba inclinada a 45° respecto a los ejes de ortotropía. Resultados similares son encontrados en Bertinetti et al. (2014) para materiales ideales Cube y RCube (Cube ideal rotado 45° con respecto a la dirección normal). Para chapas de zinc, Jansen et al. (2013) reportaron que la fuerte dependencia entre el diagrama FLD y la orientación de la chapa puede ser capturada por un criterio anisótropo basado en tensión.

En la presente investigación se analiza la dependencia entre la orientación de la chapa y el diagrama FLD para chapas de acero EDDQ y zinc Zn20. Adicionalmente, se discute la formabilidad de un acero de doble fase DP-780, con una microestructura compleja. Se midieron texturas cristalográficas cerca de estricción y orientaciones de grietas, y se compararon con resultados computacionales para diferentes condiciones de carga. El propósito de examinar estos materiales disímiles es evaluar la capacidad del modelo MK-VPSC para predecir deformaciones límite, independientemente de la microestructura y la cristalografía.

El trabajo posee la siguiente organización: en el apartado 9.2 se presenta una breve reseña de las ecuaciones básicas y definiciones del modelo VPSC en conjunto con el tratamiento generalizado de las condiciones de borde impuestas. Dentro del marco de trabajo del análisis MK, en el apartado 9.3, se formula el problema de la iniciación de la inestabilidad. Allí se detallan los procedimientos numéricos para la aplicación del método N-R y la aproximación DA para la resolución del modelo MK, en conjunto con un análisis numérico. En el apartado 9.4 se presentan ejemplos de aplicación que ilustran el rol de la textura cristalográfica, la curva de carga y la anisotropía plástica en las predicciones del diagrama FLD. Finalmente, en el apartado 9.5 se presentan las conclusiones.

9.2 Modelo constitutivo

Por simplicidad se comienza con una revisión básica de las ecuaciones del modelo VPSC necesarias para desarrollar las simulaciones computacionales de la próxima sección. El esquema autoconsistente fue extendido por Wang et al. (2010) para incluir las componentes de deformación elástica, lo cual excluye la suposición utilizada en plasticidad de alta deformación, donde las componentes elásticas pueden ser despreciadas dado que son al menos dos órdenes de magnitud más pequeñas que las contribuciones plásticas. Sin embargo, el tomar en cuenta la elasticidad en el modelo MK no modifica apreciablemente los perfiles de deformaciones límite predichos, lo que permite utilizar una descripción constitutiva rígido-plástica (Wu et al., 2004; Wang et al., 2011).

A diferencia del modelo FC, en el cual se impone que la deformación local en cada grano es igual a la deformación macroscópica aplicada al policristal, la formulación autoconsistente permite a cada grano deformarse de modo diferente. En otras palabras, cada grano deforma de acuerdo a sus propiedades direccionales y a la fuerza de interacción entre el mismo y sus alrededores. En este sentido, se considera a cada grano como una inclusión elipsoidal rodeada de un medio efectivo homogéneo (HEM), el cual posee las propiedades promedio del policristal. Una presentación exhaustiva y una discusión de la formulación VPSC se puede encontrar en Lebensohn y Tomé (1993) y más recientemente en Lebensohn et al. (2011).

La velocidad de deslizamiento de las dislocaciones y el comportamiento constitutivo viscoplástico se describen en término de la siguiente ley de potencia no lineal y sensible a la velocidad de deformación:

$$\dot{\gamma}^s = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\mathbf{m}^s : \mathbf{S}}{\tau_c^s} \right|^{1/m} \text{signo}(\mathbf{m}^s : \mathbf{S}) \quad (9.1a)$$

$$\mathbf{D} = \sum_s \mathbf{m}^s \dot{\gamma}^s \quad (9.1b)$$

donde $\mathbf{m}^s = \frac{1}{2}(\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s + \mathbf{b}^s \otimes \mathbf{n}^s)$ es el tensor de Schmid que especifica la geometría de los sistemas de deslizamiento en el cristal, \mathbf{n}^s es la normal al plano de deslizamiento, \mathbf{b}^s es la dirección de deslizamiento, τ_c^s es la tensión de corte crítica, $\dot{\gamma}_0^s$ es la velocidad de deformación de referencia y m es el parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación. La ecuación de interacción, que relaciona la diferencia entre las componentes microscópicas y macroscópicas de las velocidades de deformación desviatóricas ($\mathbf{D}, \bar{\mathbf{D}}$) y las tensiones desviatóricas ($\mathbf{S}, \bar{\mathbf{S}}$), puede ser escrita del siguiente modo:

$$\mathbf{D} - \bar{\mathbf{D}} = -\tilde{\mathbf{M}} : (\mathbf{S} - \bar{\mathbf{S}}) \quad (9.2)$$

donde $\tilde{\mathbf{M}}$ es el tensor de interacción. Esta relación involucra el concepto de inclusión equivalente (Mura, 1987). Las propiedades del HEM no son conocidas de antemano y deben ser calculadas como la media de los comportamientos individuales de los granos, una vez que la convergencia haya sido alcanzada. Si los granos o fases poseen diferentes morfologías, como en el caso de materiales multifásicos, éstos tienen asociados diferentes tensores de Eshelby, y los tensores de interacción no pueden ser factorizados desde los promedios. En este caso, se deben utilizar las siguientes expresiones autoconsistentes (Lebensohn y Canova, 1997):

$$\bar{\mathbf{M}} = \langle \mathbf{M} : \mathbf{B} \rangle : \langle \mathbf{B} \rangle^{-1} \quad (9.3)$$

donde $\bar{\mathbf{M}}$ es el modulo macroscópico y \mathbf{B} es el tensor de localización.

El esquema autoconsistente descrito requiere un procedimiento iterativo para encontrar los estados locales que son compatibles con las condiciones de borde impuestas. Dado el estado local de tensión y habiendo convergido el módulo macroscópico, se pueden calcular las componentes desconocidas de las condiciones de borde mixtas impuestas ($\bar{\mathbf{D}} = \bar{\mathbf{M}} : \bar{\mathbf{S}} = \bar{\mathbf{M}} : \bar{\boldsymbol{\sigma}}$). En este caso, se debe resolver un sistema lineal de 6 ecuaciones, las cuales, utilizando la notación de Voigt (1,2,3,4,5,6 \rightarrow 11,22,33,23,13,12), se pueden expresar como:

$$\begin{aligned}
\bar{\mathbf{M}}^* \bar{\mathbf{X}} &= \bar{\mathbf{K}} & \bar{M}_{ij}^* &= \bar{M}_{ij} \lambda_j^{\bar{\mathbf{D}}} \beta_j - \delta_{ij} \lambda_j^{\bar{\boldsymbol{\sigma}}} & i, j &= 1, \dots, 6 \\
\bar{X}_i &= \bar{D}_i (1 - \lambda_i^{\bar{\mathbf{D}}}) - \bar{\sigma}_i (1 - \lambda_i^{\bar{\boldsymbol{\sigma}}}) & & & & (9.4) \\
\bar{K}_i &= \bar{D}_i \lambda_i^{\bar{\mathbf{D}}} - \sum_{j=1}^6 \bar{M}_{ij} \bar{\sigma}_j \lambda_j^{\bar{\boldsymbol{\sigma}}} \beta_j & & & &
\end{aligned}$$

donde $\beta_{1,2,3} = 1$ y $\beta_{4,5,6} = 2$, $\bar{\boldsymbol{\sigma}}$ es el tensor de tensiones de Cauchy y el vector $\bar{\mathbf{X}}$ contiene las componentes incógnitas correspondientes. Si la componente k -ésima es conocida, los coeficientes $\lambda_k^{\bar{\mathbf{D}}}$ y $\lambda_k^{\bar{\boldsymbol{\sigma}}}$ son considerados iguales a 1, caso contrario se igualan a 0. Debido a las características desviatorias de la relación constitutiva, al menos una componente de la diagonal del tensor de tensiones de Cauchy debe ser conocida para poder determinar la presión y evitar una singularidad en la matriz $\bar{\mathbf{M}}^*$. Usualmente, en el conformado de chapas metálicas, las condiciones de borde globales aplicadas contienen información de al menos una componente de la diagonal del tensor macroscópico de tensiones de Cauchy (por ejemplo, la ausencia de tensión normal a través del espesor). En consecuencia, la presión global p puede ser fácilmente calculada dado que la tensión desviatoria \bar{s}_{33} es conocida a partir el esquema VPSC. Como se verá en la próxima sección, es muy útil no restringir la resolución de la Ec. (9.4) al marco de referencia de la muestra. Más bien, estas condiciones de borde deben ser impuestas en un sistema arbitrario $\{x'\}$:

$$\{x'\} \bar{\mathbf{M}}^* \{x'\} \bar{\mathbf{X}} = \{x'\} \bar{\mathbf{K}} \quad (9.5)$$

Esto permite imponer un conjunto de componentes de velocidades de deformación y tensión compatibles, definidas en un marco de referencia que cambia su orientación relativa con respecto al sistema de la muestra, como es el caso de la banda en el modelo MK. Junto con esta ventaja, la imposición de restricciones de tensión en la forma de la Ec. (9.6) es otra característica que permite establecer condiciones de borde más generales.

$$a_1 \bar{\sigma}_i - a_2 \bar{\sigma}_j = 0 \quad (9.6)$$

Esta es una opción valiosa en el conformado de chapas metálicas dado que, en ocasiones, se dispone de datos provenientes de ensayos mecánicos realizados imponiendo condiciones de carga proporcionales en tensión, $\alpha = \bar{\sigma}_{22} / \bar{\sigma}_{11}$ (Kuwabara, 2007; Yoshida et al., 2007a). Se considerará este punto nuevamente en la integración del modelo MK (ver el apartado 9.3.4).

Luego de alcanzar la convergencia, se utiliza la velocidad de corte en cada sistema de deslizamiento para evaluar las velocidades de rotación de la red. Esto se realiza para actualizar las orientaciones cristalográficas y las tensiones de corte críticas debido al endurecimiento por deformación.

9.3 Modelo de inestabilidad de chapas: Marciniak-Kuczynski. Integración del modelo de dos zonas

La simulación del desarrollo de inestabilidad en chapas se lleva a cabo dentro del marco de trabajo de modelos de plasticidad de policristales utilizando el análisis de Marciniak-Kuczynski. Como fuera propuesto originalmente, la técnica asume la existencia de una imperfección en el material, tal como una banda a lo largo del ancho de la chapa. La geometría MK se ilustra esquemáticamente en la Fig. 9.1. El espesor en la banda es expresado como $h^b(t)$, con un valor inicial $h^b(0)$, mientras que el factor de imperfección f_0 queda definido por la relación entre el espesor inicial dentro y fuera de la banda:

$$f_0 = \frac{h^b(0)}{h(0)} \quad (9.7)$$

donde $h(0)$ es el espesor inicial fuera de la inestabilidad. Las condiciones de equilibrio y compatibilidad deben ser satisfechas en la interfase entre la banda y la zona homogénea. La condición de compatibilidad es dada en términos de las diferencias entre los tensores gradientes de velocidad dentro y fuera de la banda, $\bar{\mathbf{L}}^b$ y $\bar{\mathbf{L}}$ respectivamente:

$$\bar{\mathbf{L}}^b = \bar{\mathbf{L}} + \dot{\mathbf{c}} \otimes \mathbf{n} \quad (9.8)$$

Aquí, \mathbf{n} es la normal a la banda y $\dot{\mathbf{c}}$ es un vector a ser determinado. Las condiciones de equilibrio requeridas en la interfase de la inhomogeneidad están expresadas por:

$$\mathbf{n} \bar{\boldsymbol{\sigma}}^b h^b = \mathbf{n} \bar{\boldsymbol{\sigma}} h \quad (9.9)$$

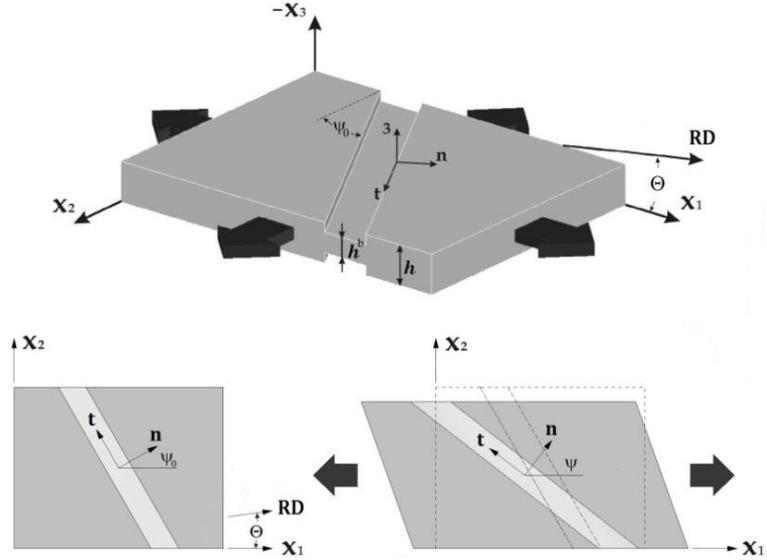
Señalando que δ_{ij} es el símbolo de Kronecker, la condición de borde $\bar{\sigma}_{33} = 0$ se aplica de la siguiente manera:

$$\bar{\sigma}_{ij} = \bar{S}_{ij} - \bar{S}_{33} \delta_{ij} \quad (i, j = 1, 2, 3) \quad (9.10)$$

Por ende la presión asociada se puede calcular en términos de la tensión deviatorica $\bar{p} = -\bar{S}_{33}$. La relación de velocidades de deformación ρ describe la condición de borde impuesta en los límites de la chapa.

$$\rho = \frac{\bar{L}_{22}}{\bar{L}_{11}} = \text{const.} \quad (9.11)$$

Figura 9.1 Configuración inicial MK y evolución de las líneas del material.



Se asume que dentro y fuera de la banda $\bar{D}_{13} = \bar{D}_{23} = \bar{W}_{13} = \bar{W}_{23} = 0$. La inestabilidad aparece en una zona estrecha inclinada a un ángulo ψ_0 con respecto al eje de deformación mayor. La condición de equilibrio, Ec. (9.9), puede expresarse en un sistema de ejes indicados por el subíndice $[b]$ referenciado a la banda (\mathbf{n}, \mathbf{t}) (ver Fig. 9.1):

$$\begin{aligned} [b]\bar{\sigma}_{nn}^b h^b &= [b]\bar{\sigma}_{nn} h \\ [b]\bar{\sigma}_{nt}^b h^b &= [b]\bar{\sigma}_{nt} h \end{aligned} \quad (9.12)$$

La condición de compatibilidad requiere igualdad de deformación en la dirección \mathbf{t} ,

$$[b]\bar{D}_{tt}^b = [b]\bar{D}_{tt} \quad (9.13)$$

Dado que se consideran chapas delgadas con simetría ortotrópica en el plano de las mismas, el estirado sobre el plano resultará en un estado de tensión plana. Tal como fuera discutido por Kuroda y Tveergard (2000), cuando un material ortotrópico es cargado sobre direcciones no alineadas con los ejes de ortotropía ($\Theta \neq 0^\circ$ o $\Theta \neq 90^\circ$, donde Θ es el ángulo ortotrópico, ver Fig. 9.1) es necesario computar la componente \bar{L}_{12} imponiendo el requisito de que $\bar{\sigma}_{12} = 0$. Estas condiciones significan que líneas del material inicialmente paralelas al eje x_1 no rotarán, pero líneas paralelas al eje x_2 podrán hacerlo. Por lo tanto, se desarrollarán deformaciones de corte no nulas, mientras que la tensión de corte permanecerá nula, y viceversa. Esta condición merece especial atención en el lado derecho del diagrama FLD, dado que modifica la deformación límite cerca de estirado biaxial puro.

Luego de resolver cada paso incremental de deformación, la evolución de la inclinación de la banda ψ viene dada por:

$$\begin{pmatrix} n_1 \\ n_2 \end{pmatrix} = \frac{1}{\sqrt{t_1^2 + t_2^2}} \begin{pmatrix} -F_{11}t_1^0 - F_{12}t_2^0 \\ F_{21}t_1^0 + F_{22}t_2^0 \end{pmatrix} \quad (9.14)$$

El análisis se repite para diferentes valores de ψ_0 (entre 0° y 90°). Las deformaciones límite fuera de la banda $\bar{\epsilon}_{11}^*$ y $\bar{\epsilon}_{22}^*$ (donde $\bar{\epsilon} = \int \dot{\epsilon} dt$) se obtienen luego de minimizar la curva $\bar{\epsilon}_{11}^*$ versus ψ_0 . En el presente trabajo la condición de falla se alcanza cuando $|\bar{D}_{33}^b| > 20|\bar{D}_{33}|$.

9.3.1 Deformación fuera de la banda

La aproximación MK es un modelo de dos zonas y por ende la integración se desarrolla en dos pasos. Primero se resuelve el estado mecánico en la zona homogénea y luego el correspondiente estado dentro de la banda. La integración de la ley constitutiva se computa incrementalmente asumiendo pequeños incrementos de deformación, $\Delta\bar{\epsilon}_{11} = \bar{L}_{11}\Delta t$. Un valor de $\Delta\bar{\epsilon}_{11}$ entre 0.001 y 0.005 es en general un buen compromiso entre precisión y costo computacional. Tal como fuera mencionado anteriormente, se asume que la chapa se encuentra en un estado de tensión plana ($\bar{\sigma}_{33} = 0$). Aprovechando la capacidad del modelo VPSC para imponer condiciones de borde mixtas (ver la sección previa) se evita iterar para encontrar el valor de \bar{L}_{33} que asegure que $\bar{\sigma}_{33} = 0$ (ver, por ejemplo, Knockaert et al., 2002). Además, dependiendo de qué condición de borde fue elegida, $\bar{\sigma}_{12} = 0$ (Ec. 9.15a) o $\bar{L}_{12} = 0$ (Ec. 9.15b), la magnitud complementaria es determinada. En el marco de referencia de la muestra, tanto el gradiente de velocidad \bar{L}_{ij} como la tensión $\bar{\sigma}_{ij}$ impuesta se pueden resumir del siguiente modo:

$$\bar{\mathbf{L}} = \bar{D}_{11} \begin{bmatrix} 1 & \bar{L}_{12}^*/\bar{D}_{11} & 0 \\ 0 & \rho & 0 \\ 0 & 0 & -(1+\rho)^* \end{bmatrix}, \quad \bar{\boldsymbol{\sigma}} = \begin{bmatrix} \bar{\sigma}_{11}^* & 0 & 0 \\ \cdot & \bar{\sigma}_{22}^* & 0 \\ \text{sim} & \cdot & 0 \end{bmatrix}, \quad \bar{W}_{12}^* \neq 0 \quad (9.15a)$$

$$\bar{\mathbf{L}} = \bar{D}_{11} \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \rho & 0 \\ 0 & 0 & -(1+\rho)^* \end{bmatrix}, \quad \bar{\boldsymbol{\sigma}} = \begin{bmatrix} \bar{\sigma}_{11}^* & \bar{\sigma}_{12}^* & 0 \\ \cdot & \bar{\sigma}_{22}^* & 0 \\ \text{sim} & \cdot & 0 \end{bmatrix} \quad (9.15b)$$

De aquí en adelante, el superíndice $*$ indica que la magnitud identificada es desconocida y debe ser determinada como resultado computacional. Tal como fuera resaltado en el apartado anterior, las dos condiciones de borde fuera de la banda son equivalentes si los ejes de ortotropía son paralelos a las direcciones principales de carga (es decir, la condición $\bar{L}_{12} = 0$ automáticamente resultará en una tensión de corte nula $\bar{\sigma}_{12} = 0$ y viceversa).

La evolución de la textura y microestructura se computa mediante la actualización de la orientación y tensión de corte crítica para cada cristal. La orientación de la banda se actualiza de acuerdo a la Ec. (9.14) y el espesor fuera de la banda es calculado utilizando \bar{L}_{33} .

9.3.2 Deformación dentro de la banda

Se utiliza un procedimiento numérico para determinar el estado mecánico de la banda con el fin de garantizar equilibrio y compatibilidad en las deformaciones entre las dos zonas. Como se discutió anteriormente, la técnica N-R es la elección más utilizada para resolver la Ec. (9.9), mientras que en menor medida se encuentran las técnicas de minimización. Como es bien sabido, el método de resolución de N-R necesita calcular la matriz Jacobiana (es decir, las derivadas de primer orden), que generalmente no es sencillo para modelos constitutivos basados en plasticidad cristalina (Segurado et al., 2012). En primer lugar se introduce el método N-R y, a continuación, se explica la aproximación DA.

9.3.2.1 Método de Newton-Raphson

Asumiendo que el estado mecánico en la zona homogénea es conocido (es decir, $\bar{\sigma}_{11}$, $\bar{\sigma}_{22}$, \bar{L}_{33} y $\bar{\sigma}_{12}$ o \bar{L}_{12}), se procede a calcular el estado en la zona de la banda. Se sigue el método descrito en Wu et al. (1997), que fue extendido por Signorelli et al. (2009) a un modelo policristalino autoconsistente, dependiente de la velocidad de deformación. Usando la Ec. (9.9) junto con el valor actual de la imperfección geométrica, f , las ecuaciones de equilibrio pueden ser puestas en un problema típico $\mathbf{G} = [G_1, G_2]^T = 0$. Los valores de \mathbf{G} deben ser igualados a cero utilizando un procedimiento numérico, donde:

$$\begin{aligned} G_1 &= [b] \bar{\sigma}_{nn}^b - [b] \bar{\sigma}_{nn} / f = (n_1 \bar{\sigma}_{11}^b + n_2 \bar{\sigma}_{21}^b) - (n_1 \bar{\sigma}_{11} + n_2 \bar{\sigma}_{21}) / f = 0 \\ G_2 &= [b] \bar{\sigma}_{nt}^b - [b] \bar{\sigma}_{nt} / f = (n_1 \bar{\sigma}_{12}^b + n_2 \bar{\sigma}_{22}^b) - (n_1 \bar{\sigma}_{12} + n_2 \bar{\sigma}_{22}) / f = 0 \end{aligned} \quad (9.16)$$

Definiendo $\bar{\boldsymbol{\sigma}}^b = [\bar{\sigma}_{11}^b, \bar{\sigma}_{22}^b, \bar{\sigma}_{12}^b]^T$, el sistema de ecuaciones anterior se puede expresar en una solución en forma compacta como:

$$\mathbf{G} = \mathbf{A} \bar{\boldsymbol{\sigma}}^b + \mathbf{a} \frac{1}{f} = 0 \quad (9.17)$$

$$\text{donde } \mathbf{A} = \begin{bmatrix} n_1 & 0 & n_2 \\ 0 & n_2 & n_1 \end{bmatrix}, \mathbf{a} = \begin{bmatrix} -(n_1 \bar{\sigma}_{11} + n_2 \bar{\sigma}_{21}) \\ -(n_1 \bar{\sigma}_{12} + n_2 \bar{\sigma}_{22}) \end{bmatrix} \text{ y } f = f_0 \exp(\bar{\epsilon}_{33}^b - \bar{\epsilon}_{33}).$$

En un entorno de $\bar{\boldsymbol{\sigma}}^b$, la función \mathbf{G} puede ser expandida en una serie de Taylor:

$$\mathbf{G}(\bar{\boldsymbol{\sigma}}^b + \Delta \bar{\boldsymbol{\sigma}}^b) = \mathbf{G}(\bar{\boldsymbol{\sigma}}^b) + \mathbf{J} \Delta \bar{\boldsymbol{\sigma}}^b + O(\Delta \bar{\boldsymbol{\sigma}}^b) \quad (9.18)$$

Despreciando los términos de orden superior y estableciendo $\mathbf{G}(\bar{\boldsymbol{\sigma}}^b + \Delta\bar{\boldsymbol{\sigma}}^b) = 0$, se obtiene el método clásico N-R, $\mathbf{J} \Delta\bar{\boldsymbol{\sigma}}^b = -\mathbf{G}$. Utilizando las Ecs. (9.8) y (9.10) y la relación macroscópica $\bar{\mathbf{D}}^b = \bar{\mathbf{M}}^b : \bar{\mathbf{S}}^b$ para relacionar $\bar{\boldsymbol{\sigma}}^b$ con $\bar{\mathbf{D}}^b$, y $\bar{\mathbf{D}}^b$ con $\dot{\mathbf{c}}$, se puede resolver estas ecuaciones algebraicas en términos de los valores desconocidos \dot{c}_1 y \dot{c}_2 , es decir, $\mathbf{c} = [\dot{c}_1, \dot{c}_2]^T$. La matriz Jacobiana correspondiente viene dada por:

$$\mathbf{J} = \frac{\partial \mathbf{G}(\mathbf{x})}{\partial \mathbf{x}} = \mathbf{A} \frac{\partial \bar{\boldsymbol{\sigma}}^b}{\partial \bar{\mathbf{D}}^b} \frac{\partial \bar{\mathbf{D}}^b}{\partial \mathbf{c}} + \mathbf{a} \frac{\partial 1/f}{\partial \bar{\mathbf{D}}^b} \frac{\partial \bar{\mathbf{D}}^b}{\partial \mathbf{c}} \quad (9.19)$$

donde se tienen sólo cuatro componentes no nulas $\bar{\mathbf{D}}^b = [\bar{D}_{11}^b, \bar{D}_{22}^b, \bar{D}_{33}^b, \bar{D}_{12}^b]^T$. Las matrices derivativas $\partial \bar{\boldsymbol{\sigma}}^b / \partial \bar{\mathbf{D}}^b$ y $\partial \bar{\mathbf{D}}^b / \partial \mathbf{c}$ están dadas por:

$$\frac{\partial \bar{\boldsymbol{\sigma}}^b}{\partial \bar{\mathbf{D}}^b} = \begin{bmatrix} M_{1111}^{-1} - M_{3311}^{-1} & M_{1122}^{-1} - M_{3322}^{-1} & M_{1133}^{-1} - M_{3333}^{-1} & M_{1112}^{-1} - M_{3312}^{-1} \\ M_{2211}^{-1} - M_{3311}^{-1} & M_{2211}^{-1} - M_{3322}^{-1} & M_{2233}^{-1} - M_{3333}^{-1} & M_{2212}^{-1} - M_{3312}^{-1} \\ M_{1211}^{-1} & M_{1222}^{-1} & M_{1233}^{-1} & M_{1212}^{-1} \end{bmatrix} \quad (9.20)$$

$$\frac{\partial \bar{\mathbf{D}}^b}{\partial \mathbf{c}} = \begin{bmatrix} n_1 & 0 \\ 0 & n_2 \\ -n_1 & -n_2 \\ n_2 & n_1 \end{bmatrix} \quad (9.21)$$

Expresando el factor de imperfección del siguiente modo:

$$f = f_0 \exp\left(\bar{\varepsilon}_{33}^b|_{old} + \bar{D}_{33}^b \Delta t - \bar{\varepsilon}_{33}\right), \quad (9.22)$$

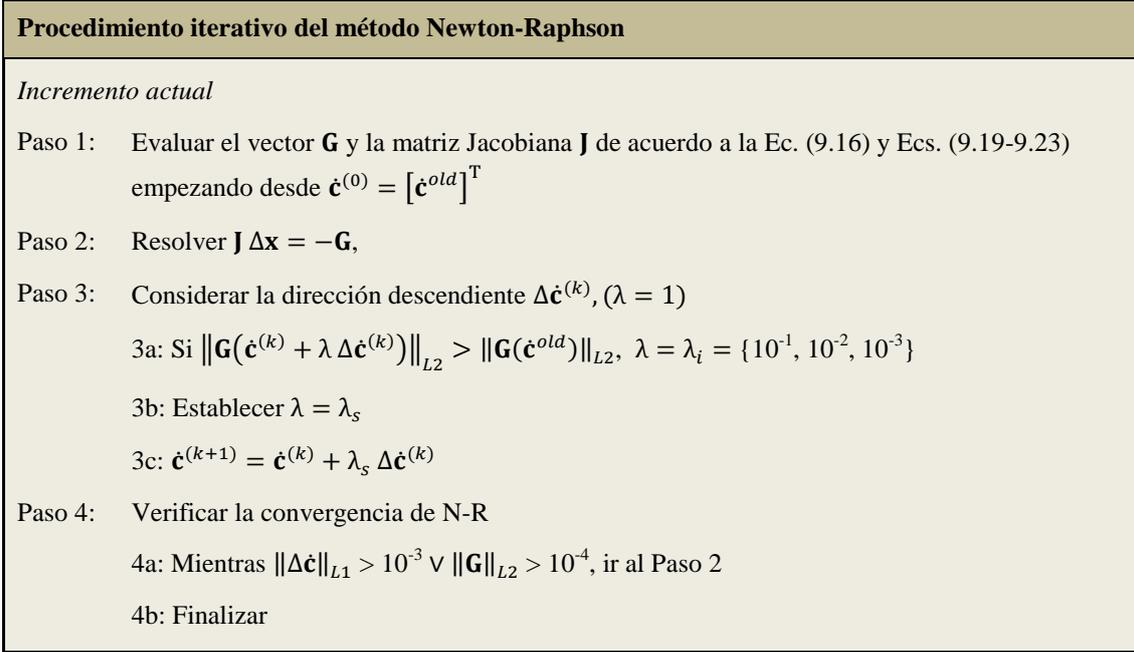
el vector derivativo viene dado por:

$$\frac{\partial f}{\partial \bar{\mathbf{D}}^b} = \left[0 \quad 0 \quad -\frac{1}{f_0} \exp\left(\bar{\varepsilon}_{33} - \bar{\varepsilon}_{33}^b|_{old} - \bar{D}_{33}^b \Delta t\right) \Delta t \quad 0 \right] \quad (9.23)$$

El procedimiento del método clásico N-R se completa con una sencilla búsqueda lineal con el fin de asegurar una dirección descendente en cada iteración. Esto es, se lleva la solución a lo largo de la dirección de la corrección N-R, $\dot{\mathbf{c}}$, de acuerdo con:

$$\|\mathbf{G}(\mathbf{c}^{new} = \mathbf{c}^{old} + \lambda \Delta \mathbf{c})\|_{L2} < \|\mathbf{G}(\mathbf{c}^{old})\|_{L2} \quad (9.24)$$

Box 9.1 Diagrama de flujo del método Newton-Raphson



El parámetro λ varía entre 0 y 1. De acuerdo con las características del presente problema, típicamente se prueba con $\lambda = 1$ al principio. Si ésta no es una buena suposición, se prueba con valores de λ iguales a 10^{-1} , 10^{-2} o 10^{-3} . El criterio de finalización del bucle N-R fue establecido en términos de la norma $L1$ del vector $\dot{\mathbf{c}}$, $\|\Delta \dot{\mathbf{c}}\|_{L1}$, y la norma $L2$ de la función $\|\mathbf{G}\|_{L2}$. El procedimiento iterativo para encontrar la corrección de $\dot{\mathbf{c}}$ se ilustra en el Box 9.1. La implementación del código MK-VPSC fue enteramente escrita con el compilador Intel® Visual Fortran Composer, utilizando Fortran 2008 estándar.

9.3.2.2 Aproximación directa

Comenzando desde la Ec. (9.8) es posible relacionar el tensor gradiente de velocidad $\bar{\mathbf{L}}^b$ asociado con la banda al correspondiente de la zona homogénea $\bar{\mathbf{L}}$. Asumiendo que para pequeños incrementos de deformación el primero puede ser considerado constante, es posible expresar el tensor $\bar{\mathbf{L}}^b$ en un sistema de referencia solidario a la banda del siguiente modo:

$${}_{[b]}\bar{\mathbf{L}}^b = \begin{bmatrix} \bar{L}_{nn}^{b*} & \bar{L}_{nt}^b & 0 \\ \bar{L}_{tn}^{b*} & \bar{L}_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & \bar{L}_{33}^{b*} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{D}_{nn}^b & \bar{D}_{nt}^b + \bar{W}_{nt}^b & 0 \\ \bar{D}_{nt}^b - \bar{W}_{nt}^b & \bar{D}_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & \bar{D}_{33}^b \end{bmatrix} \quad (9.25)$$

La banda experimenta una rotación rígida en el plano de la chapa, caracterizada por el valor ${}_{[b]}\bar{W}_{nt}^b$. Asumiendo que el material es incompresible, se encuentra que ${}_{[b]}\bar{D}_{33}^b = -{}_{[b]}\bar{D}_{nn}^b - {}_{[b]}\bar{D}_{tt}^b = -\bar{D}_{11}^b - \bar{D}_{22}^b$. A partir de la condición de equilibrio (Ec. 9.12) resulta que:

$$\begin{aligned}
[b]\bar{\sigma}_{nn}^b h^b = [b]\bar{\sigma}_{nn} h & \rightarrow [b]\bar{\sigma}_{nn}^b = \frac{1}{f} [b]\bar{\sigma}_{nn} \\
[b]\bar{\sigma}_{nt}^b h^b = [b]\bar{\sigma}_{nt} h & \rightarrow [b]\bar{\sigma}_{nt}^b = \frac{1}{f} [b]\bar{\sigma}_{nt}
\end{aligned} \tag{9.26}$$

Existen además otras restricciones a componentes particulares del tensor gradiente de velocidad de deformación (expresadas en el marco de referencia de la banda):

$$\begin{aligned}
[b]\bar{L}_{tt}^b &= [b]\bar{L}_{tt} \\
[b]\bar{L}_{nt}^b &= [b]\bar{L}_{nt}
\end{aligned} \tag{9.27}$$

Las componentes \bar{L}_{nn}^b , \bar{L}_{tn}^b y \bar{L}_{33}^b del tensor $[b]\bar{\mathbf{L}}^b$ deben ser determinadas. Para cada incremento, una vez que se determina la velocidad de deformación y la tensión para la zona homogénea, se calcula el estado correspondiente de la banda. De las condiciones de borde mixtas especificadas, la respuesta constitutiva de la banda se resuelve en un sistema de referencia asociado a ella misma (ver Ec. 9.5):

$$[b]\bar{\mathbf{L}}^b = \begin{bmatrix} \bar{L}_{nn}^{b*} & \bar{L}_{nt}^b & 0 \\ \bar{L}_{tn}^{b*} & \bar{L}_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & \bar{L}_{33}^{b*} \end{bmatrix}, \quad [b]\bar{\boldsymbol{\sigma}}^b = \begin{bmatrix} \frac{1}{f} \bar{\sigma}_{nn} & \frac{1}{f} \bar{\sigma}_{nt} & 0 \\ & \bar{\sigma}_{tt}^{b*} & 0 \\ sim. & & 0 \end{bmatrix} \tag{9.28}$$

El flujo lógico de la implementación numérica, de acuerdo a lo descrito previamente, puede observarse en el Box 9.2. Esta estrategia se puede aplicar también al esquema MK extendido, el cual incluye efectos de corte fuera del plano de la chapa (Eyckens et al., 2011).

La aproximación DA, discutida anteriormente, se aplica a un material con textura aleatoria. Se considera que el material dentro y fuera de la banda es un policristal descrito por 1000 granos equiaxiados y se asume que cada grano es un cristal simple con una estructura cristalina FCC. La textura inicial es la misma para ambas zonas y la velocidad de referencia de corte plástico se impone en 1 s^{-1} . El endurecimiento entre sistemas de deslizamiento se tiene en cuenta adoptando un esquema de endurecimiento isotrópico, entonces la evolución de las tensiones de corte críticas vienen dadas por:

$$\dot{\tau}_c = h \sum_s |\dot{\gamma}^s| \tag{9.29}$$

donde h son los módulos de comportamiento del endurecimiento, los cuales dependen de Γ . Estos módulos pueden ser expresados utilizando la velocidad de endurecimiento inicial, h_0 , y el exponente de endurecimiento, n :

$$h = \frac{d\tau_c}{d\Gamma} = h_0 \left(1 + \frac{h_0 \Gamma}{\tau_c n}\right)^{n-1} \quad (9.30)$$

La Fig. 9.2 muestra la evolución de la relación entre velocidades de deformación en la banda y la zona homogénea, $\bar{L}_{11}^b/\bar{L}_{11}$, así como el paso de deformación incremental para el caso $\rho = 0$ y $\psi_0 = 0^\circ$, como función de la deformación acumulada en la banda. Las curvas obtenidas utilizando las estrategias N-R y DA muestran un buen acuerdo. Si se garantiza el mismo incremento de deformación y tolerancia de convergencia, sólo se encuentran diferencias numéricas entre ambos métodos, incluso a altas relaciones de velocidad de deformación. La reducción del paso incremental de deformación, a medida que crece la velocidad de deformación en la banda, significa que el tiempo computacional asociado con los porcentajes finales de deformación requiere proporcionalmente mayor tiempo que al principio del ensayo.

Box 9.2 Diagrama de flujo de la aproximación directa.

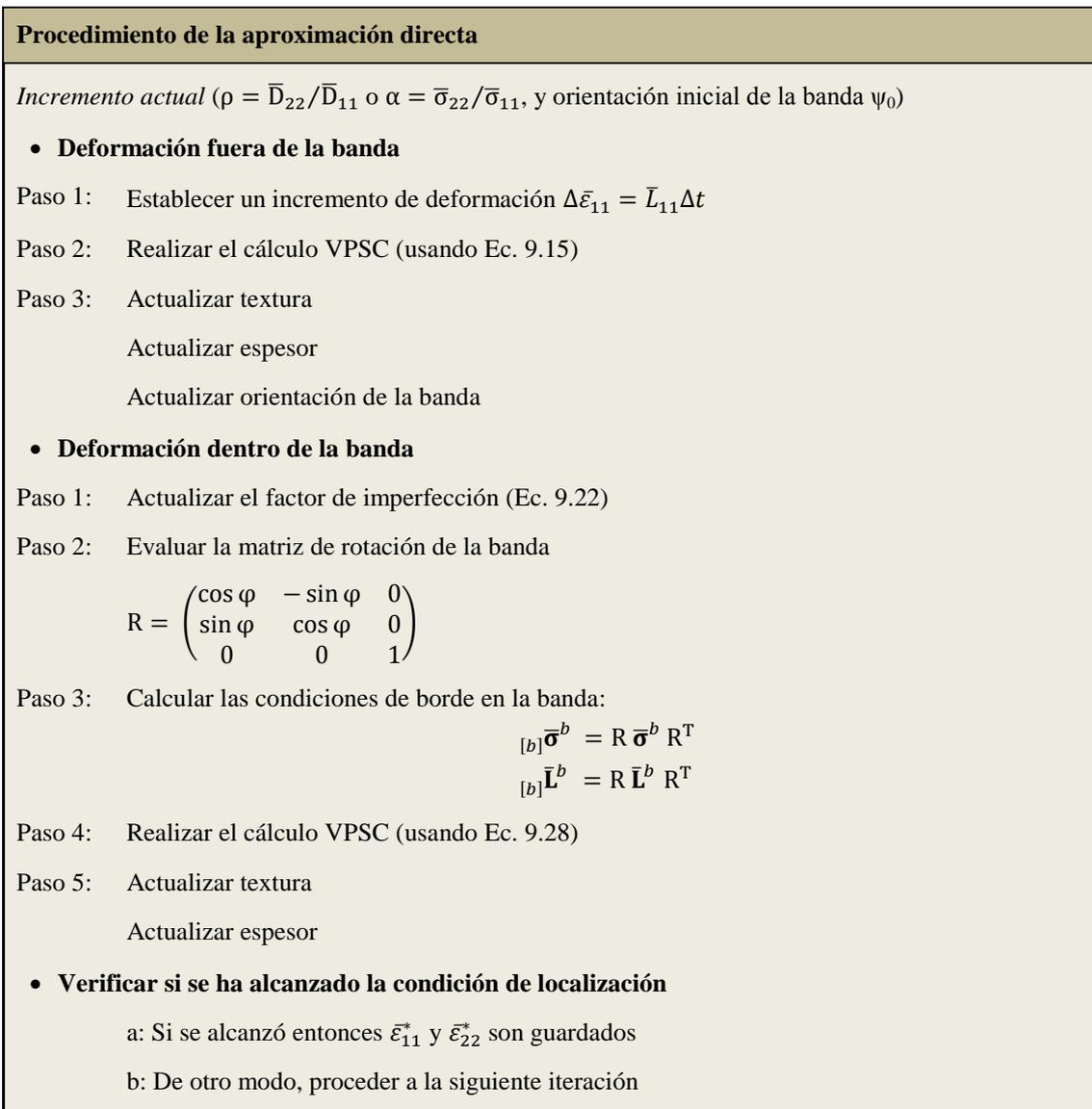
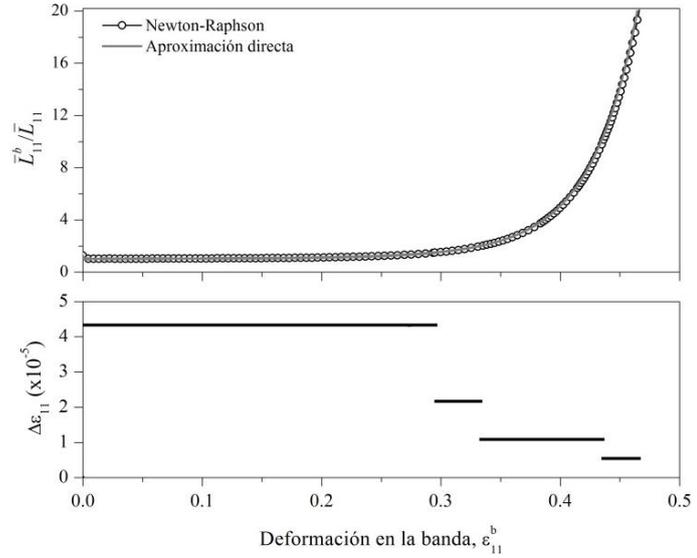
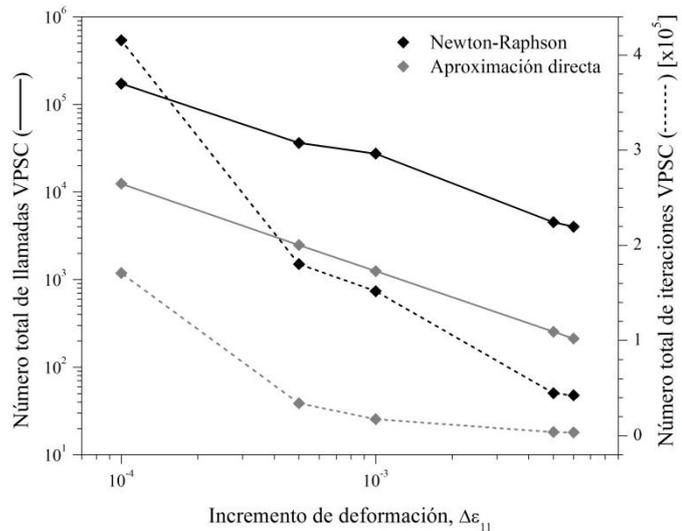


Figura 9.2 Evolución de la relación $\bar{L}_{11}^b/\bar{L}_{11}$ y el paso de deformación incremental $\Delta\varepsilon_{11}$ para $\rho=0$ y $\psi_0=0^\circ$. Las simulaciones usaron las estrategias N-R y DA (1000 orientaciones aleatorias; FCC, sistemas de deslizamiento $\{111\}\langle 110\rangle$; $f_0=0,995$; $\tau_0=75\text{MPa}$; $m=0,02$; $n=0,2$; $h_0=2000$; Ec. 9.30).



El número total de llamadas a la subrutina material y el número total de iteraciones internas autoconsistentes se muestran en la Fig. 9.3. Tanto para la estrategia N-R como para la DA, el número de llamadas se incrementa a medida que el paso incremental de deformación disminuye, pero esto no es proporcional ya que las ecuaciones son altamente no lineales. Una clara disminución del número de llamadas en el método DA, respecto a la técnica N-R, demuestra el beneficio de la presente implementación. Sin embargo, la necesidad de incorporar condiciones de borde mixtas en tensión y velocidad de deformación, en un marco de referencia no coincidente con las coordenadas de la muestra, requiere en general un gran número de iteraciones internas del modelo material. Como ejemplo, con un incremento de deformación de $\Delta\varepsilon_{11}^{\text{MK}} = 10^{-3}$ y una tolerancia de 10^{-4} ($\|\bar{\mathbf{S}}, \mathbf{S}\|_{\text{VPSC}}$), el número promedio de iteraciones necesarias (es decir, la relación entre el número total de iteraciones y el número total de llamadas a la rutina VPSC) para encontrar el estado de tensiones locales, compatibles con la condición de borde impuesta, es 5,5 en el caso de N-R (símbolos triangulares) y 13,8 en la estrategia DA (símbolos circulares). Esto demuestra claramente el mayor esfuerzo necesario para alcanzar la convergencia del modelo autoconsistente cuando sus condiciones de borde son descritas por la Ec. (9.28), a diferencia del método N-R donde el estado de la banda se encuentra imponiendo todas las componentes del tensor de velocidad de deformación (es decir, $\mathbf{L}_{(k)}^b = \mathbf{L} + \dot{\mathbf{c}}_{(k)} \otimes \mathbf{n}$, donde (k) indica la iteración N-R).

Figura 9.3 Comparación de la eficiencia numérica entre ambos modelos: número de llamadas a la ley material (izq.) y número acumulado de iteraciones VPSC (der.) para $\rho=0$ y $\psi_0=0^\circ$ (1000 orientaciones aleatorias; FCC, sistema de deslizamiento $\{111\}\langle 110\rangle$; $f_0=0.995$; $\tau_0=75\text{MPa}$; $m=0.02$; $n=0.2$; $h_0=2000$; Ec. 9.30).



9.3.3 Mejora en el desempeño numérico

La eliminación del método iterativo para resolver el problema mecánico en la banda MK produce una significativa reducción del tiempo computacional. Por ejemplo, en la Fig. 9.4 se comparan los tiempos de CPU para cuatro trayectorias de deformación típicas: tracción uniaxial (UAT), deformación plana (PS), biaxial (BA) y estirado equibiaxial (EBA). Las simulaciones fueron desarrolladas hasta deformación límite, para un material FCC con textura aleatoria. La reducción en tiempo es evidente y, dado que bajo la estrategia DA sólo son necesarias dos llamadas a la ley constitutiva para cada caso incremental en un dado camino de deformación (ρ) e inclinación de banda (ψ), los tiempos involucrados tienden a ser más uniformes y a mostrar menos dependencia con el camino de deformación. Tal como fue definido anteriormente, dentro del marco de trabajo del modelo MK, las deformaciones límite del material son definidas en un modo conservativo como el mínimo valor obtenido para todas las posibles inclinaciones de la banda. Tanto en la formulación original (basada en N-R) como en la actual (basada en DA) del modelo MK-VPSC, se realizan un número total de $2N$ simulaciones (N para la zona homogénea y N para la zona de inestabilidad, donde N es el número de inclinaciones de la banda). Dado que cada uno de esos N problemas comparten la misma zona homogénea es posible reducir aún más el tiempo computacional evitando la repetición de cálculos y empleando la misma solución de la zona homogénea para cada inclinación de banda considerada, lo que lleva a un total de $N+1$ simulaciones. Por ejemplo, los cálculos realizados para un camino de deformación PS y una partición de $\Delta\psi = 5^\circ$ y $\psi_i \in [0^\circ, 45^\circ]$ requieren aproximadamente la mitad de tiempo. Tal reducción de tiempo puede ser afectada por el paso incremental aplicado. Dado que se utiliza el mismo paso incremental para todas las inclinaciones de la banda, éste debe ser adoptado basándose en la situación más restrictiva. Esto lleva a sobreestimar el paso óptimo en la mayoría de las bandas pero asegura una adecuada convergencia en la inclinación con la mayor tendencia

a experimentar localización. Sin embargo, esta pérdida de eficiencia no contrarresta los beneficios obtenidos por calcular un único estado de la zona homogénea. La reducción en consumo de tiempo se muestra también en la Fig. 9.4 para la estrategia DA optimizada. Esta estrategia proporciona evidencia adicional de la tendencia a homogeneizar los tiempos de cálculo, independientemente de la trayectoria de deformación. Todas las simulaciones realizadas posteriormente se llevaron a cabo utilizando esta estrategia optimizada. Además, la aproximación adoptada es fácilmente paralelizable en procesadores multi-núcleos. Finalmente, esta nueva metodología permite que los cálculos sean detenidos cuando cualquiera de las inclinaciones de la banda alcance el criterio de falla (incluso para aquellas orientaciones que no han sido verificadas), lo que permite una reducción adicional del tiempo en la determinación de la FLC.

9.3.4 Control del camino en MK: $\rho = \bar{D}_{22}/\bar{D}_{11}$ vs. $\alpha = \bar{\sigma}_{22}/\bar{\sigma}_{11}$

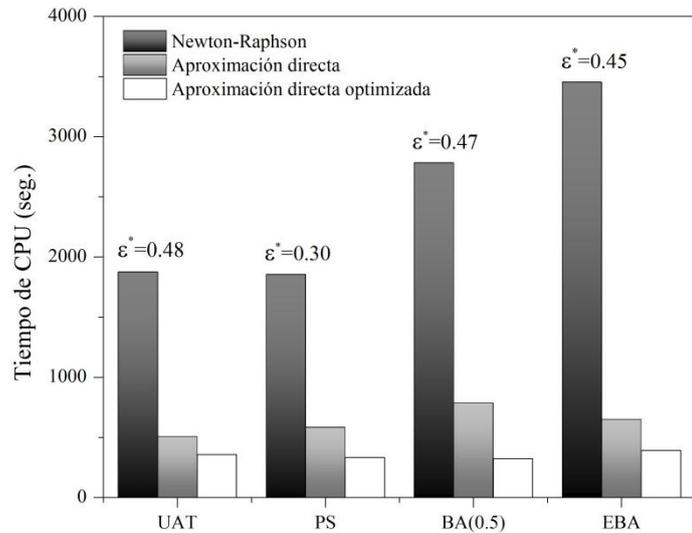
Normalmente la FLC se simula imponiendo condiciones de borde en velocidad de deformación, lo cual en algunos casos restringe una directa comparación con datos experimentales de deformaciones límite en ensayos de formabilidad, donde las chapas fueron sujetas a condiciones de carga en tensión. Esta limitación se produce por la variación de los valores de R con la deformación, que proviene de la evolución de la textura cristalográfica del material. La formulación puede ser generalizada con el fin de incluir explícitamente condiciones de borde en tensión, correspondientes a diferentes relaciones de tensión caracterizadas por $\alpha = \bar{\sigma}_{22}/\bar{\sigma}_{11}$:

$$\bar{\mathbf{L}} = \bar{D}_{11} \begin{bmatrix} 1 & \bar{L}_{12}^*/\bar{D}_{11} & 0 \\ 0 & \bar{L}_{22}^*/\bar{D}_{11} & 0 \\ 0 & 0 & -(1 + \bar{L}_{22}^*/\bar{D}_{11}) \end{bmatrix}, \quad \bar{\boldsymbol{\sigma}} = \bar{\sigma}_{11}^* \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ \cdot & \alpha & 0 \\ sim & \cdot & 0 \end{bmatrix} \quad (9.31a)$$

$$\bar{\mathbf{L}} = \bar{D}_{11} \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \bar{L}_{22}^*/\bar{D}_{11} & 0 \\ 0 & 0 & -(1 + \bar{L}_{22}^*/\bar{D}_{11}) \end{bmatrix}, \quad \bar{\boldsymbol{\sigma}} = \bar{\sigma}_{11}^* \begin{bmatrix} 1 & \bar{\sigma}_{12}^* & 0 \\ \cdot & \alpha & 0 \\ sim & \cdot & 0 \end{bmatrix} \quad (9.31b)$$

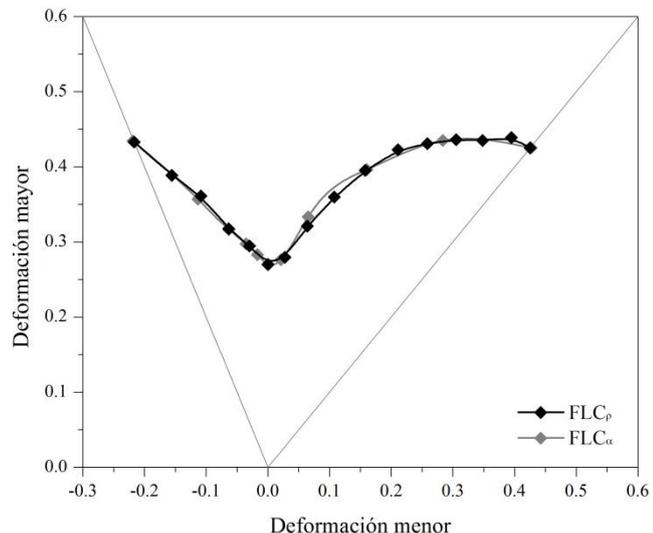
Por ejemplo, estableciendo $\alpha = 0$ en la Ec. (9.31) lleva a UAT, mientras que imponer la restricción $\alpha = 1$ produce tensión EBA. Aplicando las técnicas numéricas discutidas aquí se pueden calcular tanto diagramas FLD basados en imponer relaciones de velocidad de deformación (FLD_{ρ}), como relaciones de tensión (FLD_{α}). No se esperan diferencias entre ambas técnicas para un material con textura aleatoria, lo cual es comprobado en la Fig. 9.5.

Figura 9.4 Comparación de tiempos de CPU entre implementaciones numéricas: MK-VPSC Signorelli et al. 2009 vs. presente implementación (1000 orientaciones aleatorias; FCC, sistema de deslizamiento $\{111\}\langle 110\rangle$; $f_0=0,995$; $\tau_0=75\text{MPa}$; $m=0,02$; $n=0,2$; $h_0=2000$; Ec. 9.30; $\psi_i \in [0^\circ, 45^\circ]$ con $\Delta\psi=5^\circ$). Las simulaciones fueron desarrolladas con un procesador Intel® Core i7 3.2Ghz.



Se estudió la influencia de las condiciones de borde y la orientación inicial de anisotropía (Θ) en las deformaciones límite para UAT para tres materiales texturados diferentes, Mats. A, B y C. La respuesta límite es analizada a lo largo de las direcciones de laminado RD ($\Theta = 0^\circ$), diagonal DD ($\Theta = 45^\circ$) y transversal TD ($\Theta = 90^\circ$). Se impusieron dos tipos de condiciones de borde: la relación de tensión $\alpha = 0$ y la correspondiente relación de velocidades de deformación $\rho_{\text{UAT}} = -R/(R+1)$. Estas condiciones de borde no son siempre equivalentes; esto se debe a que el modelo policristalino no siempre predice los valores de R de acuerdo con los experimentales, o cuando los valores de R evolucionan con la deformación (es decir, $\rho = \rho(\epsilon)$). Dado que se consideran texturas de materiales ideales, los valores de R fueron tomados de las simulaciones y, por lo tanto, sólo serán observados los efectos de la evolución de la anisotropía. Los resultados se presentan en la Fig. 9.6.

Figura 9.5 Comparación entre simulaciones de diagramas FLD basadas en relaciones de velocidad de deformación y de tensión. (4000 orientaciones aleatorias; FCC, sistemas de deslizamiento $\{111\}\langle 110\rangle$; $f_0=0,99$; $\tau_0=75\text{MPa}$; $m=0,02$; $n=0,2$; $h_0=2000$; Ec. 9.30).



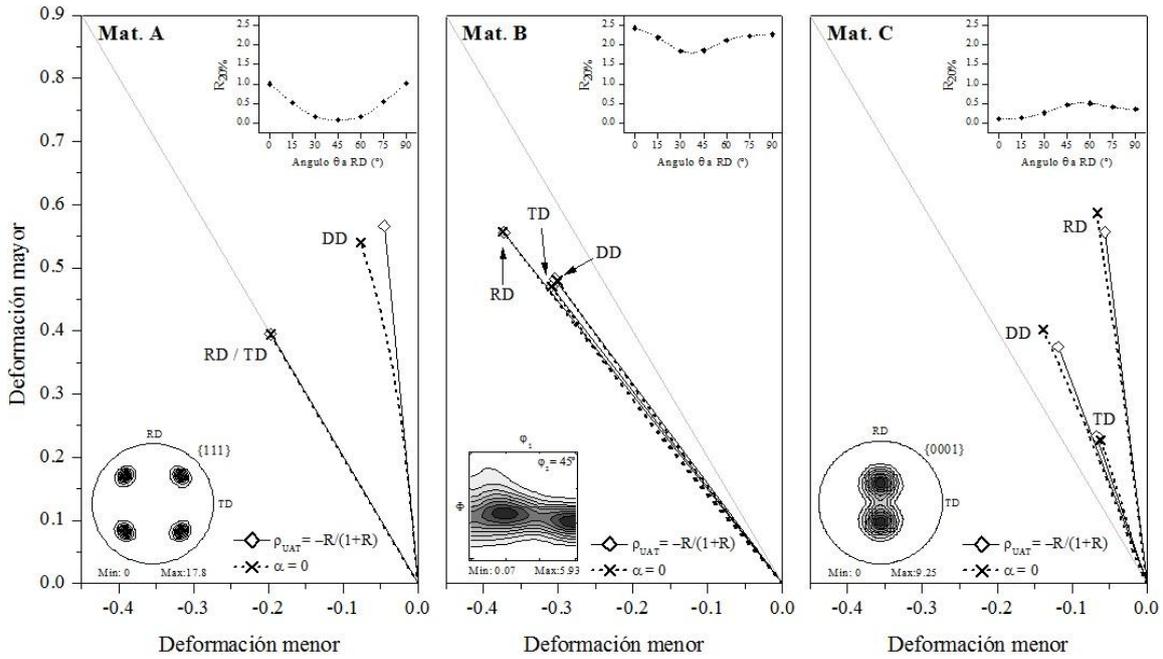


Figura 9.6 Trayectorias de deformación y deformaciones límite predichas bajo condiciones de borde $\alpha = 0$ y $\rho_{UAT} = -R/(R+1)$. Mat. A: FCC, sistemas de deslizamiento $\{111\}\langle 110\rangle$; $f_0=0,99$; $\tau_0=42\text{MPa}$; $m=0,02$; $n=0,24$; $h_0=1218\text{MPa}$; tomados de Signorelli y Bertinetti (2009). Mat. B: BCC, sistemas de deslizamiento $\{110\}\langle 111\rangle$ y $\{110\}\langle 112\rangle$; $f_0=0,99$; $\tau_0=53\text{MPa}$; $m=0,05$; $n=0,18$; $h_0=2000\text{MPa}$; Ec. 9.30. Mat. C: HCP ($c/a=1,86$) sistemas de deslizamiento $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$, $\{1\bar{1}00\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ y $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$; $f_0=0,99$, $m=0,10$; ver Ec. 9.33 y Tabla 9.4 para los parámetros de endurecimiento. Los valores de los coeficientes de Lankford y texturas son mostrados en la parte superior e inferior de cada figura respectivamente.

El material A posee una textura caracterizada por una alta fracción en volumen de orientaciones Cube, similar a texturas encontradas en aleaciones de aluminio laminadas y recristalizadas. Ésta fue modelada mediante una dispersión Gaussiana de granos orientados dentro de 15° respecto de la orientación ideal Cube $\{100\}\langle 001\rangle$ (es decir, $2/3$ de las orientaciones están dentro de 15° respecto a $\{100\}\langle 001\rangle$ y el $1/3$ remanente están fuera de él). Como puede observarse en la Fig. 9.6, independientemente de cuál sea la condición de borde considerada, no se aprecian diferencias en los caminos de deformación y deformaciones límite entre RD y TD. Esto es una consecuencia de la alta simetría de la textura con respecto a los ejes de carga. Por el contrario, la trayectoria de deformación a lo largo de la dirección DD es diferente y mucho más cercana a PS, lo cual se debe al muy bajo valor de R . Además, imponiendo $\alpha = 0$ a lo largo de DD lleva a un camino de deformación no lineal debido a la variación de la anisotropía con la deformación (es decir, evolución de la textura). Además, el imponer UAT en la dirección DD produce un mayor alargamiento, lo cual está en acuerdo con observaciones realizadas por Lopes et al. (2003) para una chapa AA1050-O.

Un análisis similar se presenta también en la Fig. 9.6 para una textura típica de chapas de acero IF laminadas en frío y recocidas (Mat. B), y para un material HCP (con alto valor c/a)

laminado en frío (Mat. C). En el caso del material C, la textura fue generada a partir de una orientación ideal con los polos basales girados 25° respecto a ND en el plano ND-RD. Se utilizó una dispersión Gaussiana de 15° para ambas texturas. En estos casos, los caminos de deformación derivados de imponer $\alpha = 0$ y ρ_{UAT} son similares, a diferencia de la variación encontrada en el material A, a lo largo de la dirección DD. Para el material B la orientación de los ejes de carga no influye en los caminos de deformación resultantes, los cuales son desplazados a la izquierda de $\rho = -0,5$ debido a los altos valores de R ; sin embargo las deformaciones límite muestran algunas variaciones. Particularmente, para RD, el modelo predice mayor ductilidad que para las direcciones DD y TD. Para el material C las deformaciones límite son completamente diferentes para las tres direcciones, mientras que el camino de deformación para RD difiere de los de DD y TD. Este resultado refleja la alta anisotropía estructural de policristales HCP.

La implementación de condiciones de borde generalizadas en el modelo policristalino permite incluir explícita y correctamente condiciones de borde en tensión para materiales con cambios en anisotropía con la deformación. Esto posee potenciales ventajas industriales ya que los procesos de conformado pueden ser desarrollados en condiciones de carga bajo tensión. Por lo tanto, trayectorias de deformación reales que se producen durante el conformado de chapas metálicas o en operaciones de conformado secuencial pueden ser fácilmente implementadas en la simulación del diagrama FLD.

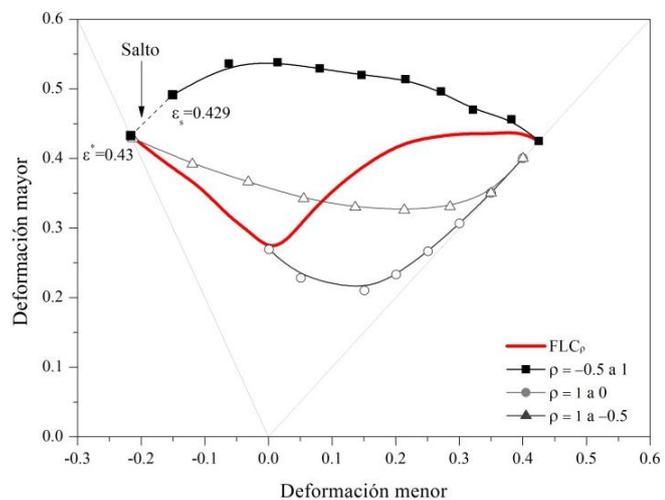
Más aún, una característica interesante de las operaciones de conformado es que la carga impuesta en la chapa es a menudo no proporcional, sin importar si la chapa es deformada bajo condiciones de contorno de tensión o desplazamiento. La relación entre la historia de carga y las deformaciones límite es compleja. Sin embargo, el conocimiento de esta dependencia permitiría a los ingenieros construir la curva límite del comportamiento de una chapa para historias de carga particulares, experimentadas en la práctica. Esto podría tener grandes ventajas, dado que se podría producir un aumento en la FLC cambiando los caminos de deformación. Para investigar este efecto se desarrollaron simulaciones considerando caminos de tensión y deformación no proporcionales. Se evalúan tres conjuntos de cambios abruptos, en dos etapas, de los caminos de tensión y deformación, donde cada etapa está identificada por un ρ (deformación) o α (tensión) constante. Estas etapas se ilustran en la Fig. 9.7. La cantidad de deformación previa (es decir, la primera etapa), ϵ_s , se incrementa desde cero hasta el valor de deformación límite con un incremento constante de deformación de $\Delta\epsilon_1 = 0,05$, a menos que se indique lo contrario. Una metodología similar fue utilizada por Kuroda y Tvergaard (2000).



Figura 9.7 Caminos de deformación no proporcionales: $\rho = -0,5$ a 1 (izq.); $\rho = 1$ a 0 (centro) y $\rho = 1$ a $-0,5$ (der.).

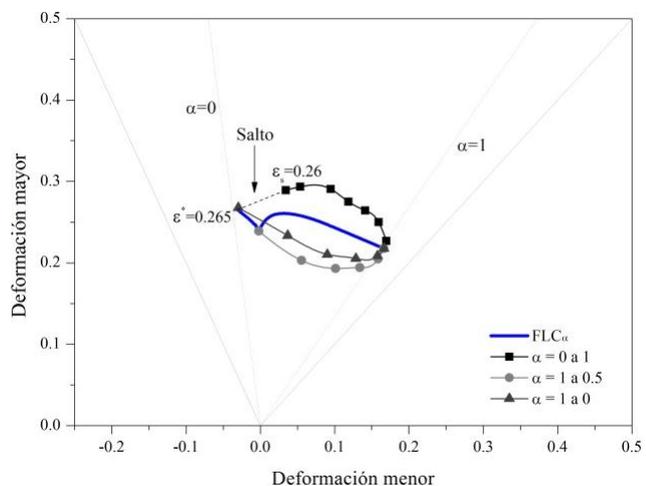
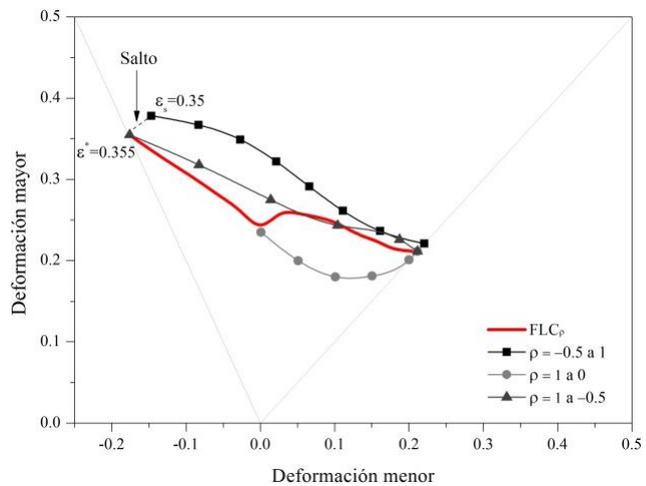
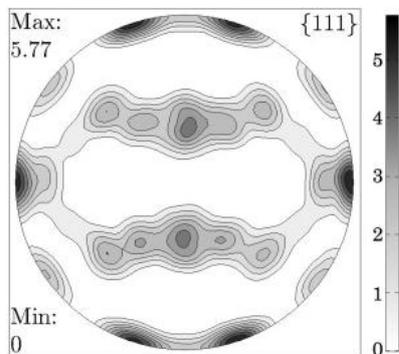
La Fig. 9.8 muestra las FLCs para los tres cambios abruptos de los caminos de deformación en un material FCC con textura inicial aleatoria. Puede observarse que la mayor formabilidad se da para el caso de $\rho = -0,5$ a 1; mientras que para el caso $\rho = 1$ a 0, la FLC está por debajo de la FLC _{ρ} de referencia. Para el caso $\rho = 1$ a $-0,5$, la curva resultante muestra un comportamiento intermedio, con las deformaciones límite por encima y por debajo de los valores de referencia cuando son observados sobre el diagrama FLD completo. Además, se nota un salto de la FLC para el caso $\rho = -0,5$ a 1. El último incremento de deformación se eligió de manera de obtener una cantidad de pre-deformación cercana a ε^* que permita observar el salto ($\varepsilon_s = 0,429$). Es importante mencionar que no se observa ningún salto para el cambio de camino de deformación $\rho = 1$ a $-0,5$, lo cual contradice los resultados de Kuroda y Tvergaard (2000). Sin embargo estos autores analizaron un material diferente (chapa de acero bajo carbono laminada en frío). Tal como fuera discutido en su trabajo, el salto en la FLC está principalmente asociado con el cambio abrupto (es decir, no gradual) del punto de tensión en la superficie de fluencia. Dado que se consideró un material con textura aleatoria, las diferencias que resultan de imponer caminos de tensión en lugar de caminos de deformación son insignificantes y por lo tanto no se presentan.

Figura 9.8 Predicciones de FLCs para tres cambios abruptos en los caminos de deformación (4000 orientaciones aleatorias; FCC, sistemas de deslizamiento $\{111\}\langle 110\rangle$; $f_0=0,99$; $\tau_0=75\text{MPa}$; $m=0,02$; $n=0,2$; $h_0=2000$; Ec.(9.30)).



El mismo análisis es desarrollado para un material FCC con textura de laminado, donde las simulaciones se llevaron a cabo teniendo en cuenta que la orientación inicial de anisotropía sea paralela a los ejes de referencia de la chapa. La textura de laminado (S), cuya figura de polo $\{111\}$ se muestra en la Fig. 9.9(a), fue construida fijando la fracción en volumen de las componentes ideales (10% $\{001\}\langle 100\rangle$, 15% $\{011\}\langle 100\rangle$, 30% $\{123\}\langle 634\rangle$, 10% $\{112\}\langle 111\rangle$ y 35% $\{011\}\langle 211\rangle$) y luego extendiendo la distribución, asignando a cada grano un ángulo de desorientación de 15° respecto a la componente ideal. Puede observarse en las Figs. 9.9(b) y (c) que la simulación reproduce cualitativamente el comportamiento observado previamente en el material de textura aleatoria. Debido a que el material FCC laminado posee una textura fuerte, y por ende una fuerte anisotropía plástica ($R_0 = 0,16$; $R_{45} = 1,51$; $R_{90} = 2,46$), la FLC_ρ y la FLC_α no son equivalentes. Sin embargo, cuando se aplican caminos no proporcionales, los comportamientos para cargas en tensión y en deformación son similares. Del mismo modo, se observa la presencia de un salto para los casos de $\rho = -0,5$ a 1 y $\alpha = 0$ a 1 . Además, la variación de los ejes de anisotropía con respecto al marco de referencia de la chapa no muestra diferencias cualitativas en el comportamiento límite y por lo tanto las simulaciones correspondientes no son incluidas en este trabajo.

Figura 9.9 FLCs predichas para tres cambios abruptos de caminos de deformación: textura del material representada por la figura de polos $\{111\}$ (a); FLD_ρ (b) y FLD_α (c). Los ejes iniciales de anisotropía están paralelos con el marco de referencia de la chapa (FCC, sistemas de deslizamiento $\{111\}\langle 110\rangle$; $f_0=0,99$; $\tau_0=75\text{MPa}$; $m=0,02$; $n=0,2$; $h_0=2000$; Ec. 9.30).



9.4 Aplicaciones

El objetivo de presentar estos ejemplos de aplicaciones no es sólo verificar la correspondencia entre los resultados numéricos y los experimentales, sino también evaluar la capacidad predictiva del modelo MK-VPSC para condiciones disímiles. Esto se realiza mediante la consideración de materiales con comportamientos muy diferentes. Para ello, se seleccionaron dos chapas de acero de importancia industrial que poseen alta calidad de embutido para el estudio: EDDQ y DP-780. La principal diferencia entre estos aceros radica en sus fases constituyentes. El acero EDDQ es una aleación monofásica que posee una microestructura netamente ferrítica. Por otro lado, el acero DP-780 posee una microestructura bifásica compuesta por granos de ferrita y martensita. En este caso, el modelo MK-VPSC requiere información adicional a la respuesta del policristal. Dado que los modelos policristalinos describen explícitamente el comportamiento de cada fase del material, es necesario definir las propiedades individuales para cada una de ellas, así como también su fracción en volumen y su morfología. Adicionalmente, se estudió una chapa de una aleación de zinc denominada Zn20, con el objetivo de analizar un material con una cristalografía completamente diferente (HCP). Este material muestra además perfiles de deformación límite muy influenciados por la orientación de las muestras, contrariamente a las pequeñas diferencias observadas en los aceros. Asimismo, los tres materiales exhiben diferentes comportamientos anisotrópicos: mientras que el acero DP-780 apenas muestra anisotropía normal, el acero EDDQ y la chapa Zn20 presentan altos y bajos valores de R , respectivamente. La suma de estas características los hace apropiados para validar el modelo MK-VPSC mejorado.

9.4.1 Caracterización de los materiales

Las propiedades mecánicas de los materiales fueron medidas siguiendo la norma ASTM E8-04 usando probetas planas de dimensiones reducidas (subsize), cortadas a lo largo de las direcciones RD, DD y TD. Las muestras fueron ensayadas por duplicado y los resultados se promediaron en cada dirección. Los parámetros habituales de endurecimiento, correspondientes a la ley de Hollomon, se obtuvieron mediante el ajuste de la curva de carga uniaxial sobre un rango de deformación particular para cada material. Los valores de R se determinaron a partir de mediciones de deformaciones longitudinales y transversales, y la imposición de constancia de volumen, en probetas adicionales de tracción. Las propiedades básicas se listan en la Tabla 9.2. Todos los ensayos experimentales fueron desarrollados a temperatura ambiente utilizando una máquina de ensayo universal Instron 5989 de 150 kN de capacidad. Las probetas de ambos aceros fueron cargadas con control de desplazamiento a una velocidad del cabezal de 1,5 mm/min, dando una velocidad de deformación de aproximadamente 10^{-3} s^{-1} . Para la aleación de

Tabla 9.2 Propiedades mecánicas de los materiales

Material	Orientación de la muestra	Espesor (mm)	$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	σ_T (MPa)	K^a (MPa)	n^a	R^b
EDDQ	RD	0,90	165,4	294,0	497,6	0,204	1,95
	DD		166,4	294,0	497,8	0,201	1,89
	TD		180,8	277,0	457,7	0,193	2,41
	Valor medio ^c		169,8	289,8	487,7	0,200	2,04
DP-780	RD	1,10	507	832,5	1240	0,131	0,74
	DD		501,5	821,5	1235	0,135	1,00
	TD		498,5	844	1263	0,133	0,87
	Valor medio ^c		502,1	829,9	1243	0,134	0,90
Zn20	RD	0,65	98,5	184,7	128,6	0,113	0,20
	DD		119,5	199,9	151,2	0,098	0,28
	TD		148,5	231,9	184,0	0,087	0,51
	Valor medio ^c		121,5	204,1	153,8	0,099	0,32

^a Los parámetros de Hollomon fueron obtenidos sobre los siguientes rangos de deformación verdadera: [0,10-0,20] para EDDQ, [0,05-0,12] para DP-780, y [0,05-0,15] para Zn20.

^b Los valores R se determinaron a deformaciones ingenieriles de 0,12, 0,10 y 0,20 para EDDQ, DP-780 y Zn20 respectivamente.

^c $\bar{X} = (X_{RD} + 2X_{DD} + X_{TD})/4$.

zinc los ensayos de tracción fueron llevados a cabo a una velocidad de deformación constante de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

La caracterización de los materiales es complementada con mediciones de textura cristalográfica, necesarias para definir la entrada del modelo computacional. Las mediciones se realizaron utilizando difracción de rayos X en un sistema Phillips X'Pert Pro-MPD equipado con un goniómetro de textura, radiación Cu $K\alpha$ y lente de rayos X. Se midieron las figuras de polo incompletas para los picos de difracción {110}, {200} y {112} en ambas chapas de acero, mientras que, para la aleación de zinc, se midieron los picos de difracción {0002}, {10 $\bar{1}$ 0}, {10 $\bar{1}$ 1} y {10 $\bar{1}$ 2}. Las texturas fueron discretizadas mediante el toolbox de código abierto MTEX para análisis de texturas en Matlab®.

La técnica experimental para determinar la FLC del acero EDDQ puede consultarse en Serenelli (2013). En el caso del acero DP-780 se utilizaron dos metodologías: ensayos de tracción de probetas planas entalladas, dando datos en el rango tracción-compresión; y ensayos de acopado hidráulico, que proveen datos en el rango de estirado biaxial. En el caso de los ensayos de tracción, se utilizaron tres geometrías de muestras para alcanzar diferentes estados de deformación, desde UAT a PS. Las dimensiones de las probetas se muestran en la Fig. 9.10(a). Se ensayaron dos muestras por geometría usando una máquina de ensayos universal Instron 3382 de 100 kN de capacidad. La velocidad de desplazamiento del cabezal de la máquina fue de 0,5, 0,2 y 0,1 mm/min para las geometrías 1 a 3, respectivamente.

El ensayo de acopado hidráulico es un experimento ampliamente conocido en formabilidad para producir un estado de estirado biaxial, y es mayormente utilizado para ensayar chapas delgadas ya que las tensiones debidas a flexión pueden ser despreciadas. El procedimiento

experimental consiste en deformar las muestras ancladas entre la matriz y el sujetador utilizando un líquido presurizado. Incrementando continuamente la presión, la probeta es estirada biaxialmente y deformada hasta la ruptura. La geometría de la matriz se ilustra en la Fig. 9.10(c). Se utilizaron relaciones de aspecto de elipse de 1 y 3, llevando a caminos de deformación de aproximadamente 1 y 0,3 respectivamente.

En el caso de la aleación Zn20, las deformaciones límite fueron determinadas experimentalmente mediante tres metodologías: ensayos de tracción simple para UAT (geometría 1 en Fig. 9.10a), ensayos de tracción en una muestra específica para obtener estados de PS (Fig. 9.10b) y el ensayo Marciniak con una muestra circular para estirado EBA. Los ensayos UAT fueron llevados a cabo utilizando las mismas condiciones que para el acero DP-780. Para el ensayo de PS las proporciones de la muestra utilizada en ensayos UAT fueron modificadas, es decir, se incrementa el ancho de la muestra y se reduce la longitud de referencia. Esto permite modificar el estado de deformación desde uno con gran deformación menor negativa hacia uno de deformación plana, donde la deformación menor es igual a cero. Se seleccionó una relación ancho a largo de 4 y se empleó una máquina de ensayo universal Instron 5984 de 150 kN de capacidad para realizar los ensayos, fijando la velocidad del cabezal en 1,5 mm/min.

Los ensayos Marciniak consistieron en estirar un disco de material mediante un punzón plano de 100 mm de diámetro con un radio de empalme de 6,35 mm, lo cual crea un estado de deformación biaxial en el plano, en la zona central de la muestra. El centro del punzón es ahuecado con el fin de eliminar la fricción en el área central. Se fija un espaciador, máscara, con un agujero central de 32 mm de diámetro, en la matriz entre la probeta y el punzón. El conjunto matriz-punzón está montado en una prensa hidráulica Adabor de 120 Tm. Para proveer adecuadas condiciones de lubricación se aplicó una fina capa de lubricante basado en MoS₂ mediante un aerosol en la superficie de la máscara de cara al punzón, y se utilizó una lámina de politetrafluoroetileno (teflón) de 0,7 mm de espesor.

Los valores de deformación en todos estos ensayos fueron medidos mediante la técnica de correlación digital de imágenes (DIC) (Sutton et al. 2009). Este es un método no invasivo que permite la determinación del campo completo de desplazamientos en la superficie de una muestra por medio del análisis de imágenes digitales tomadas durante el ensayo. Para utilizar este método, las muestras son moteadas artificialmente por medio de finas manchas negras aplicadas mediante un aerosol de pintura en una superficie pintada de blanco. Esto lleva a obtener una imagen de alto contraste con puntos dispersados aleatoriamente. La técnica DIC debe ser utilizada en dos o tres dimensiones según si el desplazamiento ocurre en el plano o fuera de él. Dos cámaras CCD grabaron los patrones de deformación en la chapa durante el ensayo de acopado hidráulico, mientras que sólo dos imágenes de una única cámara fueron necesarias para los ensayos de tracción y Marciniak, antes y después de la deformación. Para

ilustrar esta técnica, las Figs. 9.10(d) y 9.10(e) muestran la distribución de la deformación mayor obtenidas en las probetas de tracción y de acopado hidráulico. Se utilizaron imágenes tomadas antes de la fractura para encontrar los puntos de inestabilidad en la chapa. Los datos de deformación límite se seleccionaron en el límite entre la estricción y el material estirado homogéneamente.

9.4.2 Acero EDDQ

Las propiedades mecánicas de la chapa de acero EDDQ de 0,9 mm de espesor se listan en la Tabla 9.2. Las micrografías ópticas (Fig. 9.11) muestran una microestructura ferrítica típica, con granos alargados en la dirección RD. Se observan dos tipos de poblaciones de granos: algunos tienen una forma esférica asociada con recristalización parcial durante el proceso de recocido, mientras que otros se encuentran alargados en RD. Ambas poblaciones resultan en una relación de aspecto tridimensional efectiva de los granos de (1,6:1:0,4).

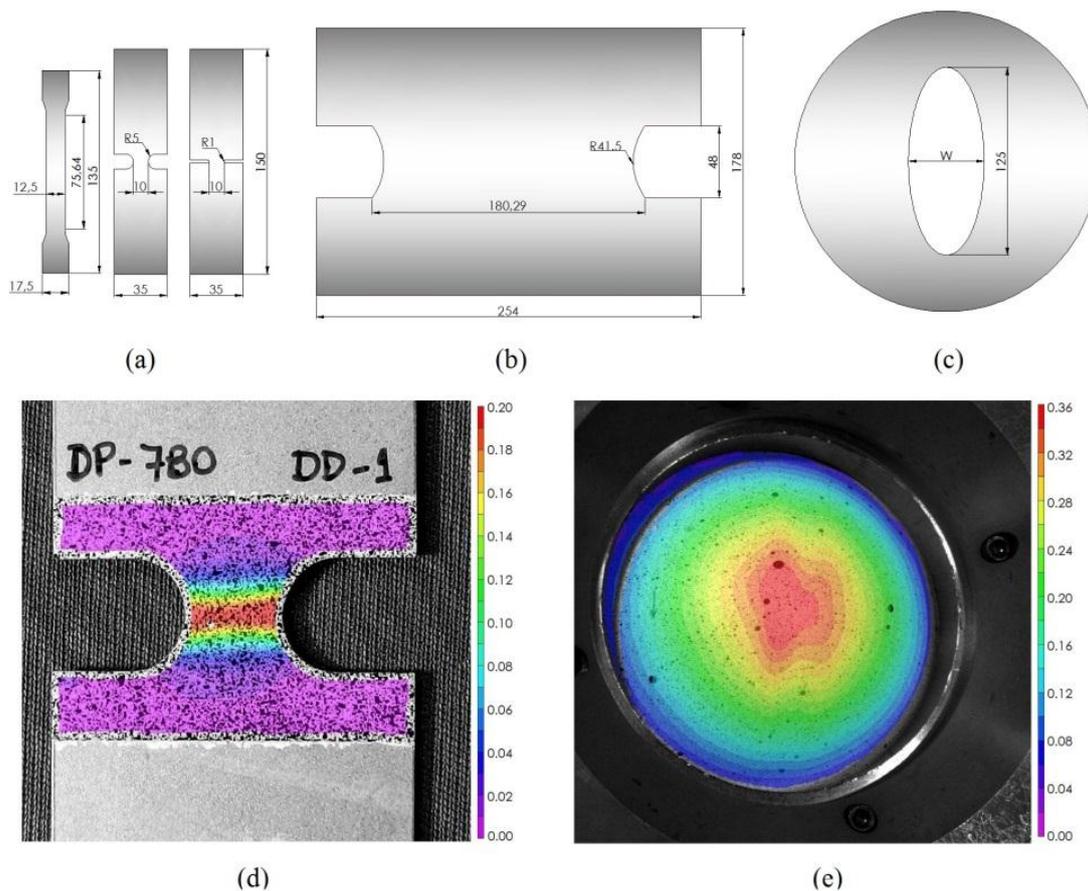
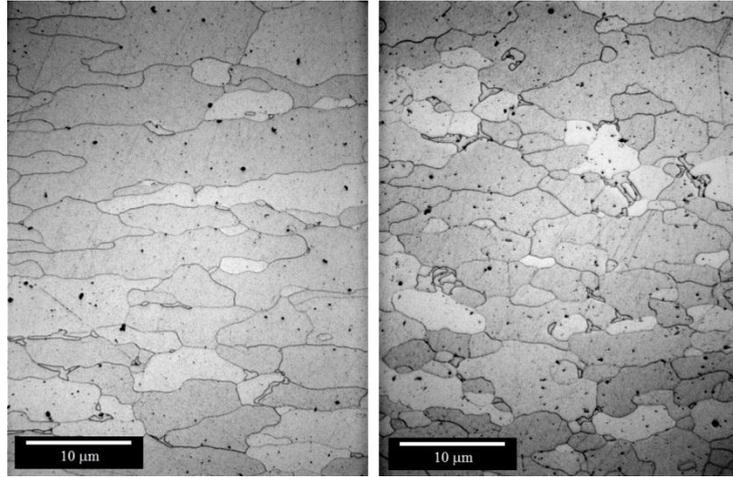


Figura 9.10 Determinación experimental del diagrama FLD: dimensiones de las probetas de tracción, geometrías 1 a 3 de izquierda a derecha respectivamente (a); dimensiones de la probeta de deformación plana (b); geometría de la matriz de acopado hidráulico (c); ejemplos de distribución de la deformación mayor en las muestras de tracción (d) y acopado hidráulico(e), medidas con la técnica DIC.

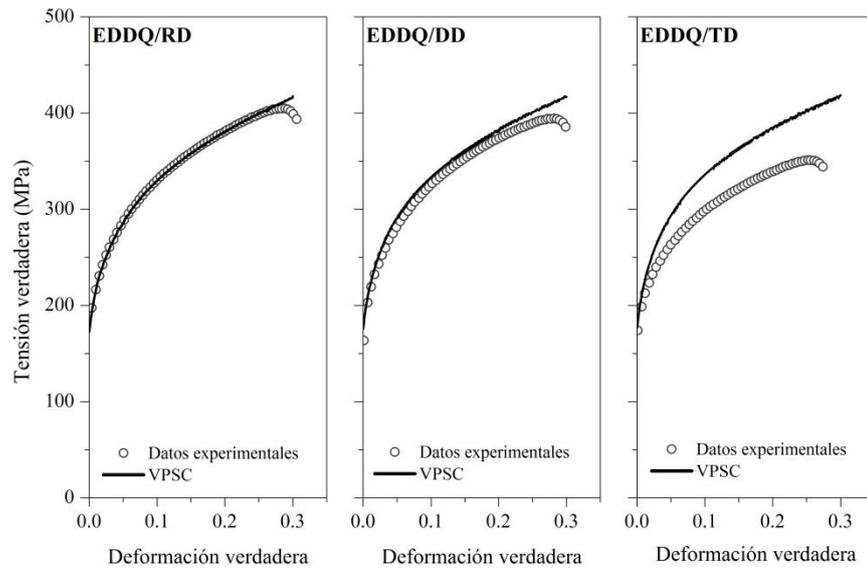
Figura 9.11 Micrografías ópticas mostrando vistas de la sección transversal para el acero EDDQ: plano RD-ND (izq.) y plano TD-ND (der.). La dirección ND está alineada con la dirección vertical.



9.4.2.1 Calibración del modelo

La textura inicial medida (ver Fig. 9.17) fue discretizada en 2000 orientaciones de igual fracción en volumen. Se asume que la deformación plástica se produce por deslizamiento en los planos $\{110\}$, $\{112\}$ y $\{123\}$, con una dirección de deslizamiento $\langle 111 \rangle$ para cada caso. Las curvas de carga experimentales muestran un exponente de endurecimiento por deformación macroscópico n casi constante para deformaciones mayores a 0,10. Una ecuación de tipo isotrópica (Butuc, 2004) es la que mejor describe este comportamiento de endurecimiento por trabajado, y por lo tanto la Ec. (9.30) fue aplicada a este material. Estudios preliminares para este tipo de aceros sugieren que, al principio de la deformación, el deslizamiento ocurre más fácilmente en los planos $\{112\}$ (Mercier et al., 1995; Tóth et al., 1997). Se tuvo en cuenta esta observación cuando se ajustaron los datos provenientes de ensayos de tracción tomados en la dirección RD, encontrando los siguientes parámetros: $\tau_0^{\{110\}}=78$ MPa, $\tau_0^{\{112\}}=77$ MPa, $\tau_0^{\{123\}}=79$ MPa, $h_0=1575$ MPa y $n=0,226$. Para todos los cálculos, se asignaron los valores de $m = 0,0125$ y $\dot{\gamma}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$ a la sensibilidad a la velocidad de deformación y la velocidad de deslizamiento de referencia a nivel del cristal, respectivamente. Las curvas de carga experimentales y simuladas se muestran en la Fig. 9.12, mientras que los valores de R , medidos y simulados, se presentan en la Fig. 9.13. Las orientaciones de carga RD y DD poseen curvas de carga casi idénticas, mientras que se observa anisotropía en la respuesta mecánica para la dirección TD. Sobre esta dirección, la tensión uniaxial a 25% de deformación verdadera es aproximadamente 10% menor que aquellas para RD y DD. Las curvas de carga predichas para RD y DD muestran un buen acuerdo con las experimentales, mientras que los datos de tensión-deformación sobre TD son sobreestimados por el modelo. Las relaciones entre resistencias iniciales de los sistemas de deslizamiento seleccionadas mostraron un buen acuerdo con los experimentos y reproducen las variaciones observadas de la anisotropía con la orientación.

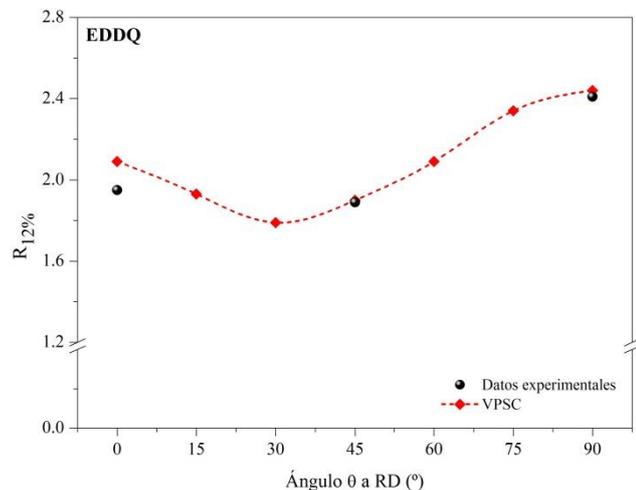
Figura 9.12 Curvas de carga experimental y simuladas para el acero EDDQ.



9.4.2.2 Resultados y discusiones

La Fig. 9.14 muestra los diagramas FLD determinados experimentalmente para las orientaciones RD, DD y TD. Las deformaciones principales mínimas y máximas se encuentran a lo largo de los ejes x e y , respectivamente. Los símbolos rellenos corresponden a datos experimentales de deformación límite, especificando una zona insegura para el conformado de estas chapas metálicas. Los valores de estricción tomados de los tres conjuntos de muestras son similares. En todos los casos los valores máximos ocurren en el sector izquierdo del diagrama, y los valores mínimos de deformación límite se encuentran cerca de PS, con $\epsilon_{1 \min}^* \sim 0,32$. La comparación de los tres diagramas FLD muestra que la orientación de la muestra con respecto a la dirección de laminado tiene poco efecto en los valores de estricción. El factor de imperfección MK fue ajustado de manera que las deformaciones límite predichas coincidan con las deformaciones límite experimentales mínimas cerca de PS para las muestras orientadas a lo largo de RD, obteniéndose el valor de $f_0 = 0,994$.

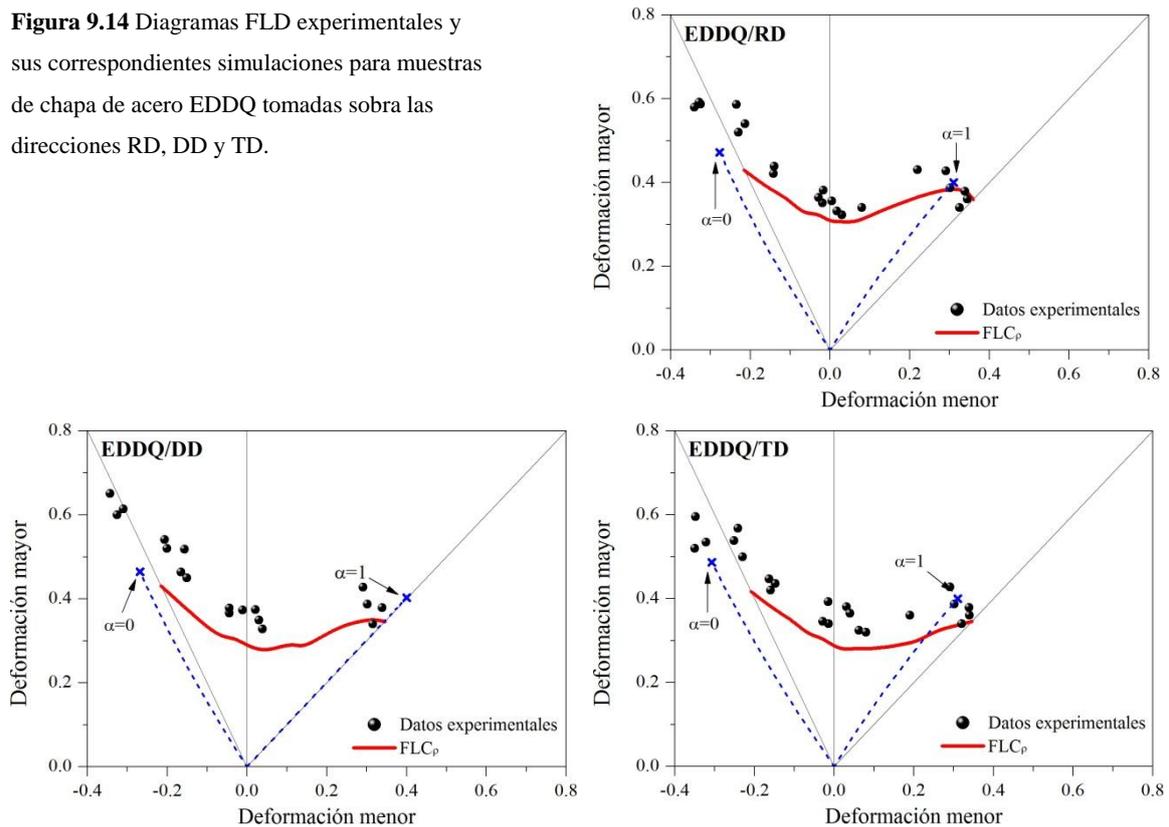
Figura 9.13 Valores R experimentales y simulados como función de la orientación para el acero EDDQ.



Siguiendo la discusión de Kuroda y Tveergard (2000), primero se realizaron simulaciones independientes imponiendo ambas condiciones de borde, $\bar{\sigma}_{12} = 0$ y $\bar{L}_{12} = 0$, para la orientación DD. Dado que los resultados fueron casi indistinguibles, sólo se presentan las simulaciones con la condición de borde $\bar{L}_{12} = 0$ en la Fig. 9.14. Las formas y niveles de las FLCs predichas para las tres direcciones son similares en el sector de tracción-compresión. En el rango $\rho = [-0,5$ a $0,1]$, las curvas límite son prácticamente líneas rectas con valores de deformación máxima entre 0,42 y 0,44 sobre $\rho = -0,5$. Las deformaciones límite medidas son subestimadas para cada dirección, aunque más notablemente para DD. La inspección de las FLCs calculadas en el lado derecho del diagrama muestra que los perfiles sobre las orientaciones DD y TD son similares para todos los valores de ρ , mientras que la curva RD alcanza valores mayores que las curvas DD y TD en el rango $\rho = [0,35$ a $0,75]$. En este sector del diagrama FLD las simulaciones son más conservativas y las predicciones están por debajo de la zona límite, excepto para estirado EBA. Allí, mientras que MK-VPSC predice de manera precisa el comportamiento experimental para DD y TD, sobreestima la deformación de estricción para RD. Es interesante notar que, aun cuando la predicción de tensión-deformación para la dirección TD no es precisa, los valores de deformación límite están en acuerdo con los experimentales. Esto se debe a que el material muestra una velocidad de endurecimiento por deformación similar, independientemente de la dirección de carga (ver Tabla 9.2). Mientras que las simulaciones sobreestiman claramente la curva tensión-deformación en TD, la velocidad de endurecimiento en el rango de deformación 0,10-0,20 es consistente con observaciones experimentales, lo cual es un factor clave para obtener una buena predicción de las deformaciones límite. Utilizando el código VPSC, Vicente Alvarez y Perez (2007) predijeron un comportamiento similar para una chapa de acero IF, pero con mucha menos intensidad (una reducción de aproximadamente 2,5% en la tensión TD respecto de la tensión RD).

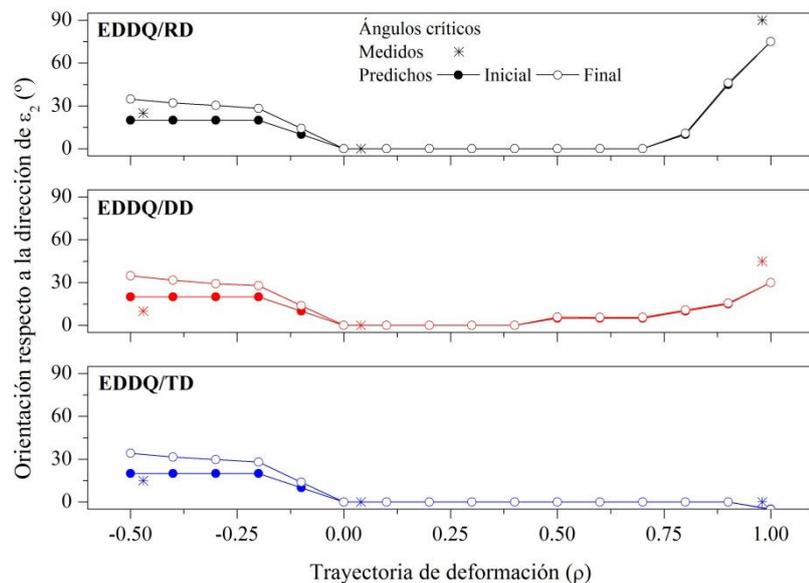
La Fig. 9.14 también incluye las deformaciones límite predichas asumiendo condiciones de borde UAT y EBA en tensión (símbolos \times). Para las condiciones UAT, la expansión de las deformaciones límite hacia la izquierda del camino de deformación $\rho = -0,5$ está asociada al alto valor de R . Este efecto es mayormente pronunciado para el caso TD, que posee el valor más alto de anisotropía ($R = 2,41$). Aunque se observa una tendencia de predecir valores menores de deformación límite imponiendo tanto $\alpha = 0$ como $\rho = -0,5$, se obtienen mejores resultados con $\alpha = 0$ en comparación con los datos experimentales. Para estirado EBA, las deformaciones límite calculadas usando condiciones de borde en tensión son muy altas para DD y TD. Este no es el caso para RD, donde ambas condiciones de borde predicen el mismo valor. Para cada una de las tres direcciones de las muestras, la Fig. 9.15 muestra la predicción de la orientación final de los defectos geométricos con respecto a la dirección de la deformación menor. Estas predicciones están en buen acuerdo con observaciones experimentales.

Figura 9.14 Diagramas FLD experimentales y sus correspondientes simulaciones para muestras de chapa de acero EDDQ tomadas sobre las direcciones RD, DD y TD.



Según Lian et al. (1989) y An et al. (2011), la forma de la superficie de fluencia afecta la predicción de las deformaciones límite cerca de estirado EBA. Serenelli et al. (2010) desarrollaron un análisis utilizando el potencial de fluencia dependiente de la velocidad de deformación como medio para interpretar el comportamiento límite de la formabilidad. Signorelli et al. (2012) reportaron que, para la orientación RD sobre la trayectoria $\rho = 1$, existían diferencias mínimas entre los valores de deformación límite calculados con y sin evolución de

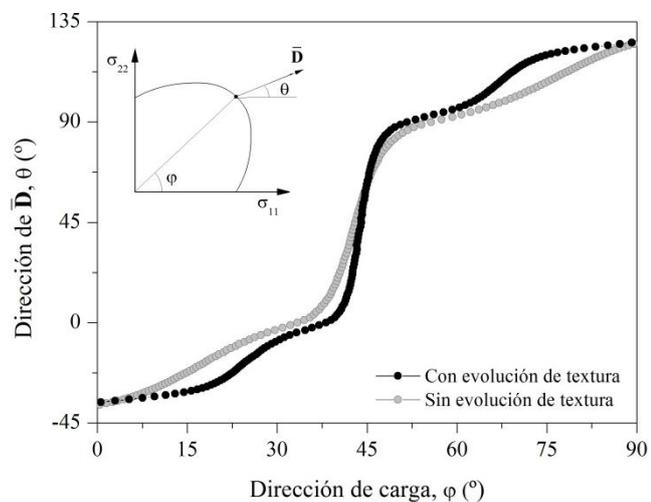
Figura 9.15 Ángulos críticos de localización experimentales y simulados para las orientaciones RD, DD y TD de muestras de acero EDDQ.



textura para una chapa de acero electro-galvanizada, y relacionaron este efecto a los cambios en la superficie de fluencia. A continuación se evalúa la influencia de la evolución de textura en la superficie de fluencia y, consecuentemente, en las deformaciones límite para estirado EBA. Los cálculos fueron repetidos para la orientación RD pero no se permitió el desarrollo de textura cristalográfica. Los resultados, $\varepsilon_1^* \sim 0,28$ sin evolución de textura y $\varepsilon_1^* \sim 0,34$ con evolución de textura, son consistentes con publicaciones reportadas previamente (Signorelli et al., 2012). La Fig. 9.16 muestra el potencial de tensión en una manera diferente, pero cualitativamente similar, basada en la dirección de la velocidad de deformación plástica y la dirección de carga. Se caracterizan, en el marco de referencia de las tensiones de Cauchy, las direcciones en diferentes puntos sobre la superficie de fluencia predicha por dos ángulos, θ y φ . Estos ángulos son nulos sobre el eje horizontal y asumidos positivos en el sentido contrario a las agujas del reloj. Las direcciones de los vectores de velocidad de deformación para el material no deformado y luego de ser deformado equibiaxialmente hasta la condición de falla, se muestran en la Fig. 9.16. El pequeño cambio observado en los valores de deformación límite predichos correlacionan a perfiles similares del potencial de tensión. En las inmediaciones de $\varphi = 45^\circ$, la agudeza de ambas superficies de fluencia se caracteriza por un cambio abrupto en θ . Sobre el rango $43^\circ \leq \varphi \leq 47^\circ$, θ varía casi linealmente desde $35^\circ \leq \theta \leq 75^\circ$. Esto le permite al material acercarse rápidamente a un estado de deformación plana con variaciones menores en el estado de tensión. Se comprueba que mientras se observan grandes cambios en el desarrollo de textura (ver Fig. 9.17), los cambios en la superficie de fluencia son mucho más limitados.

A fin de completar el presente análisis, en la Fig. 9.17 se presentan las texturas medidas (antes y después de deformar) y las predicciones correspondientes para tres estados diferentes de deformación: UAT sobre RD ($\varepsilon_1 \sim 0,20$), DD ($\varepsilon_1 \sim 0,17$) y TD ($\varepsilon_1 \sim 0,20$), PS sobre TD ($\varepsilon_1 \sim 0,30$) y EBA ($\varepsilon_1 \sim 0,20$). El material de partida muestra un predominio de intensidades sobre la fibra γ ($\langle 111 \rangle // ND$), con una mayor concentración de componentes $\{111\} \langle 1\bar{2}1 \rangle$. La presencia

Figura 9.16 Direcciones de los vectores de velocidad de deformación plástica para varias condiciones de carga en el acero EDDQ sobre la dirección RD: (línea negra y círculo) con evolución de textura, (línea gris y símbolo) sin evolución de textura.



de una débil fibra α ($\langle 110 \rangle // RD$) es consecuencia del proceso de recocido. Se observa una redistribución de las componentes de la fibra γ para las muestras deformadas uniaxialmente sobre RD y DD, con un incremento de las orientaciones de la fibra α . Pero, para TD, la concentración de esta fibra disminuye claramente, mientras que las orientaciones $\{111\} \langle \bar{1}\bar{2}1 \rangle$ y $\{554\} \langle \bar{2}\bar{2}5 \rangle$ incrementan su intensidad. Para el caso de PS se observa simetría ortotrópica y la deformación concentra la mayoría de las orientaciones de la textura de partida, excepto las componentes de la fibra α , que desaparecen. La textura luego de estirado EBA es similar a la observada para PS, pero más uniforme y la concentración se produce sobre toda la fibra γ . Las texturas simuladas muestran un acuerdo cualitativo con las experimentales, el modelo captura precisamente las características principales de las texturas de deformación, aunque las intensidades son claramente subestimadas. Para el caso EBA, los cálculos VPSC predicen un aumento incremental de la fibra θ ($\langle 100 \rangle // ND$) cerca de la orientación Cube, lo cual no se observa experimentalmente, mientras que para PS se observa una dispersión alrededor de $\{554\} \langle \bar{2}\bar{2}5 \rangle$ en la fibra ϵ ($\langle 011 \rangle // TD$). Finalmente, para UAT, el modelo MK-VPSC reproduce de manera correcta la textura experimental sin importar la orientación de la muestra. Por lo tanto, para los variados caminos de deformación, la evolución de textura sigue las tendencias correctas, los incrementos experimentales se corresponden con los computacionales y viceversa.

En resumen, los valores de deformación límite en una chapa de acero EDDQ a lo largo de RD, DD y TD han sido predichos computacionalmente por medio del modelo MK-VPSC. Los resultados experimentales muestran que la orientación de la muestra con respecto a RD tiene poco efecto en los valores de estricción. De la comparación entre valores medidos y calculados surge que la similitud en las deformaciones límite para todas las direcciones es bien capturada por el modelo MK-VPSC. Además, se evaluó y verificó la capacidad predictiva y la fidelidad del modelo, comparando las simulaciones con datos experimentales como ángulos de rotura críticos y evolución de textura para diferentes caminos de deformación.

9.4.3 Acero DP-780

En la presente sección se predice, mediante el modelo MK-VPSC, la formabilidad de una chapa de acero de doble fase procesada industrialmente. Se considera una chapa de 1,1 mm de espesor con una resistencia a la tracción de 780 MPa (DP-780). La microestructura del material fue caracterizada por microscopía de barrido electrónico (SEM). La micrografía SEM (Fig. 9.18) muestra una microestructura compuesta por ferrita y martensita, con esta última distribuida uniformemente sobre los bordes de grano de la ferrita y ocupando una fracción en volumen de 30%. La muestra fue preparada mediante las técnicas de desbastado mecánico y pulido, y atacada con Nital al 2% por 10 segundos, para revelar la martensita y la ferrita en colores claros y oscuros respectivamente.

Figura 9.17 Predicción de texturas finales (sección $\varphi_2=45^\circ$ de la ODF) en conjunto con las determinadas experimentalmente para la chapa de acero EDDQ deformada bajo UAT sobre RD, DD y TD; PS sobre TD; y estirado EBA. También se muestra la textura de partida (as-received) experimental.

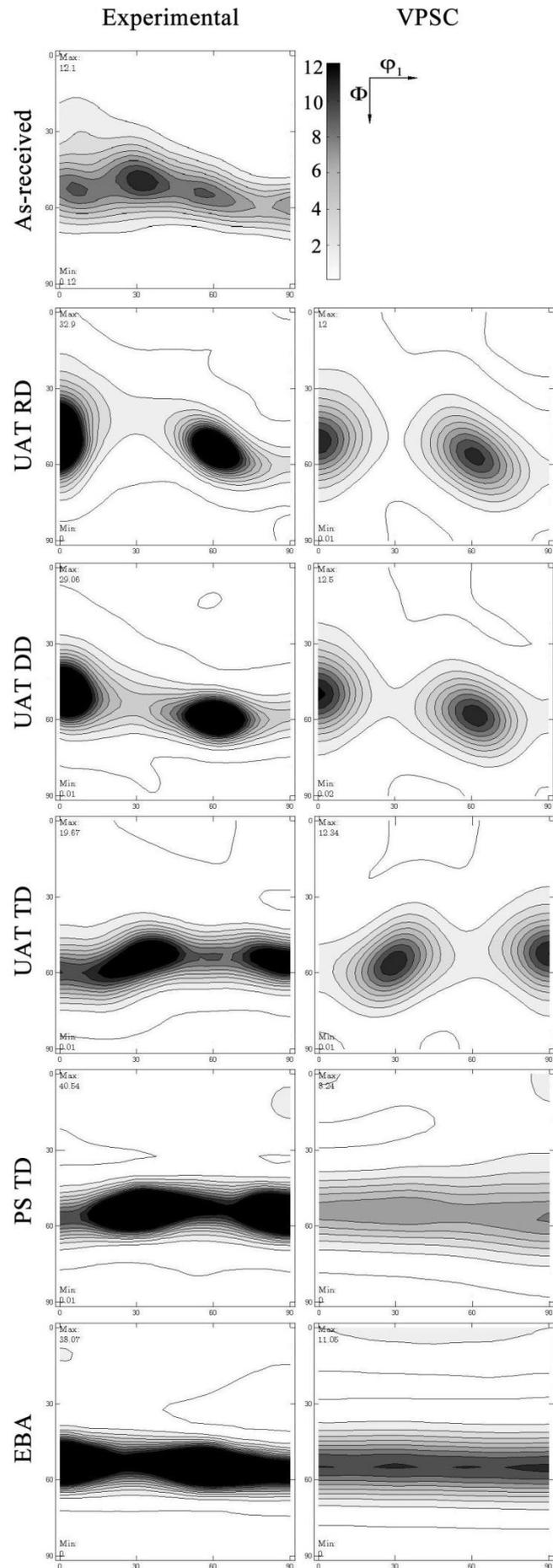
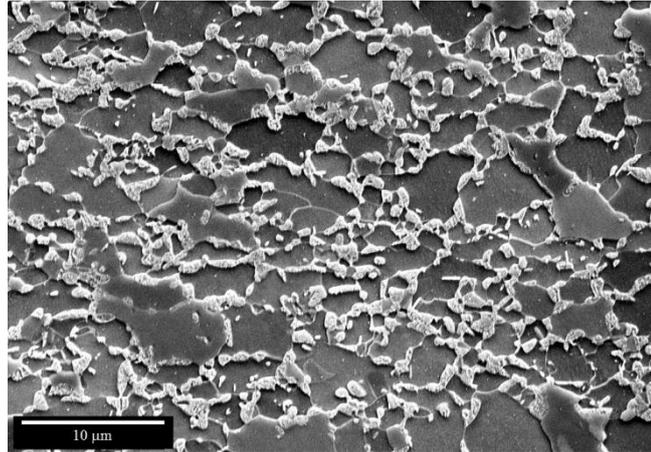


Figura 9.18 Micrografía SEM del plano RD-ND para el acero DP-780 con RD alineada horizontalmente (2500x).



9.4.3.1 Calibración del modelo

Las simulaciones se desarrollaron asumiendo que la deformación plástica se produce por deslizamiento en los planos $\{110\}$ y $\{112\}$ con direcciones de deslizamiento $\langle 111 \rangle$ para ambas fases. Para todos los cálculos se consideró a los valores de sensibilidad a la velocidad de deformación y la velocidad de deslizamiento de referencia a nivel del cristal como $m = 0,02$ y $\dot{\gamma}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$, respectivamente. La textura inicial medida (ver Fig. 9.24) fue discretizada en 10000 orientaciones discretas de igual fracción en volumen. Dado que la textura de partida del material es muy débil, se usaron las mismas orientaciones cristalográficas para ambas fases.

Cuando se consideran materiales bifásicos la calibración del modelo VPSC requiere información adicional a la que provee la curva de carga experimental del material. De hecho es necesario definir las propiedades para cada fase individualmente, así como su fracción en volumen y morfología, las cuales dependen de la composición química y el procesamiento termomecánico del acero. Por lo tanto, cada chapa de acero DP es única así como su comportamiento mecánico. Debido a la alta complejidad en la medición experimental de la partición de tensión y deformación experimentada por cada fase, la calibración del modelo policristalino requiere realizar suposiciones acerca del comportamiento individual de la ferrita y la martensita. En particular, es necesario considerar si la martensita deforma o no plásticamente. En el caso de aceros DP, y dependiendo de su microestructura particular, existe evidencia apreciable de actividad plástica en la martensita, aunque menor que en la ferrita (Kang et al., 2007; Mazinani y Poole, 2007; Ososkov et al., 2007; Ghadbeigi et al., 2010; Calcagnotto et al., 2011; Nihare et al., 2011; Ghadbeigi et al., 2013; Tasan et al., 2014), por lo cual debe ser considerada. Para describir la mayor resistencia de la martensita se incrementó el valor de τ_0 . Estudios previos mostraron que la distribución espacial y la morfología de la martensita tienen un efecto significativo en el comportamiento mecánico de los aceros DP (ver por ejemplo, Mazinani y Poole, 2007; Ramazani et al., 2013; Seyedrezai et al., 2014). Sin embargo, dado que el modelo VPSC de 1 sitio representa cada grano como un elipsoide, no puede contemplar

Tabla 9.3 Parámetros de la ley de endurecimiento para el acero DP-780.

Fase	τ_0 (GPa)	h_0	a	q	τ_{sat} (GPa)
Ferrita	0,22	4,2	1,20	1,0	0,414
Martensita	0,45	4,0	1,20	1,0	0,570

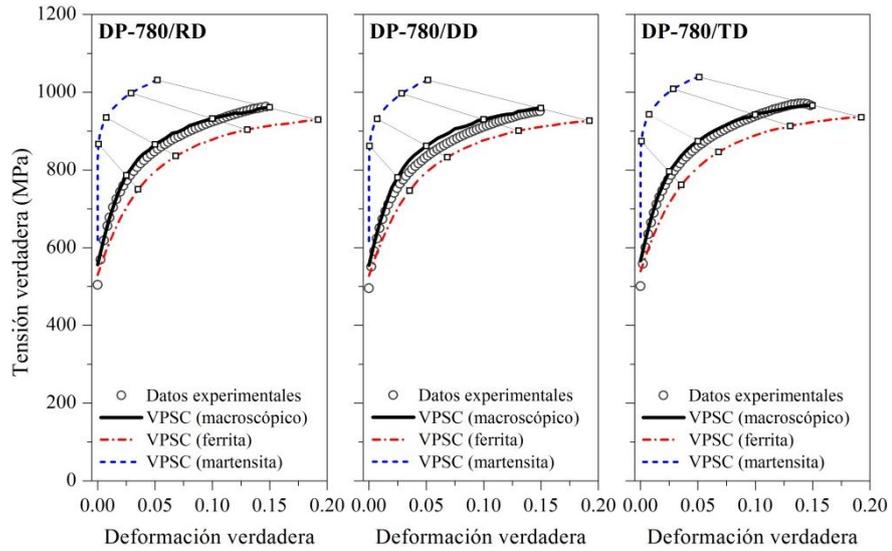
explícitamente los granos de martensita formando una red de tipo “collar” alrededor de los granos de ferrita (ver Fig. 9.18). Por ende, se consideraron relaciones de aspecto iniciales equiaxiadas (1:1:1) para los granos de ambas fases. La calibración del modelo se desarrolló mediante el ajuste de la curva tensión-deformación macroscópica según la dirección RD. Los aceros DP son conocidos por tener un comportamiento de endurecimiento por deformación muy complejo, especialmente en las etapas iniciales de deformación. A diferencia del modelo de endurecimiento isotrópico clásico, las leyes de endurecimiento de saturación y de Voce son capaces de reproducir la respuesta tensión-deformación razonablemente. Sin embargo, esta última tiende a una velocidad de endurecimiento lineal con un mayor coeficiente de endurecimiento por deformación en la región posterior a la inestabilidad, lo que causa un retraso en el comienzo de la estricción. Por esta razón, la siguiente ley de endurecimiento de saturación es la que mejor captura el comportamiento de endurecimiento del acero DP-780:

$$\dot{\tau}_c^s = \sum_{s'} [q + (1 - q)\delta_{ss'}] h_0 \left(1 - \frac{\tau_c^{s'}}{\tau_{sat}}\right)^a |\dot{\gamma}^{s'}| \quad (9.32)$$

donde h_0 es el coeficiente de auto-endurecimiento, a es el exponente de endurecimiento por deformación, τ_{sat} es la tensión de corte de saturación y q es un coeficiente que describe la relación entre el endurecimiento propio y el latente. Los parámetros de endurecimiento individuales se encuentran listados en la Tabla 9.3. Debido a que el propósito de esta sección es evaluar la capacidad del modelo MK-VPSC para simular la formabilidad de este acero multifásico, el uso de estos parámetros es apropiado, aunque no provengan de experimentos para cada fase aisladamente.

Las curvas de carga experimentales y simuladas se muestran en la Fig. 9.19, y la partición de la deformación entre la ferrita y la martensita durante la carga se ilustra en la Fig. 9.20. La baja anisotropía del acero DP-780 se refleja en curvas de carga muy similares a lo largo de las tres orientaciones. Las curvas predichas a lo largo de RD y TD muestran buen acuerdo con las experimentales, mientras que los datos de tensión-deformación en DD son levemente sobreestimados por el modelo. Para el caso RD, la ferrita fluye a 530 MPa, mientras que la martensita permanece cuasi-elástica hasta 880 MPa. La modelización muestra que la martensita está sujeta a mucha mayor tensión, pero experimenta menor deformación plástica que la ferrita. La Fig. 9.21 muestra los coeficientes de Lankford experimentales y simulados. Aunque el modelo VPSC predice valores levemente superiores a los medidos experimentalmente, la variación cualitativa de R con la orientación se captura correctamente.

Figura 9.19 Curvas de carga experimental y simuladas para el acero DP-780.



9.4.3.2 Resultados y discusiones

En la Fig. 9.22 se muestra la FLC experimental y teórica en la dirección RD. El menor valor crítico se encuentra en condiciones cercanas a PS con $\epsilon_{1 \min}^* \sim 0,18^1$, mientras que los valores máximos se midieron para estirado EBA, $\epsilon_{1 \max}^* \sim 0,34$. En el lado izquierdo del diagrama FLD, el acero DP-780 muestra una estricción antes de la rotura, mientras que bajo condiciones biaxiales se observa una fractura repentina por corte en el espesor con leve estricción. Según Nikhare et al. (2011), esto podría deberse a altas concentraciones de tensión desarrolladas a lo largo de la interfaz ferrita/martensita debido a la incompatibilidad en la deformación plástica, lo que conduce a una rápida nucleación y crecimiento de cavidades en el acero DP.

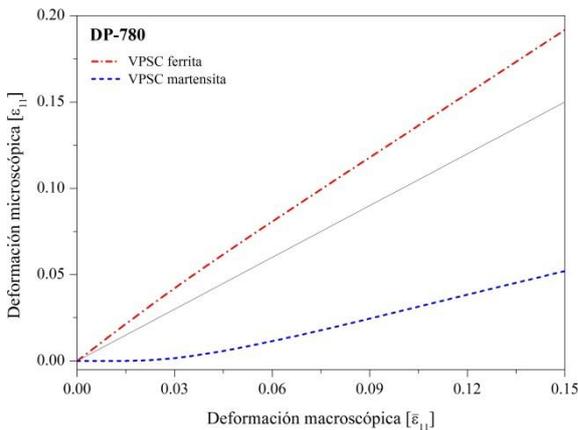


Figura 9.20 Predicción del particionamiento de la deformación entre la ferrita y la martensita sobre RD.

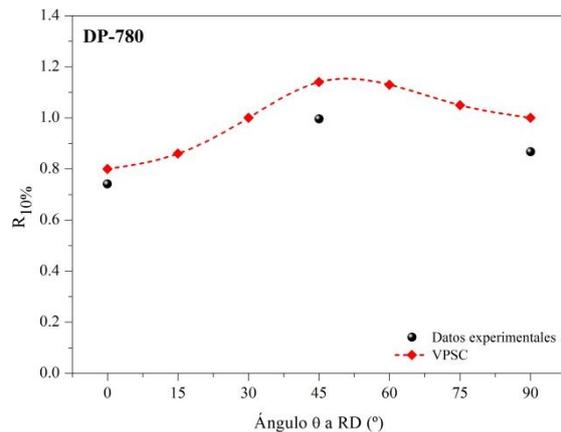
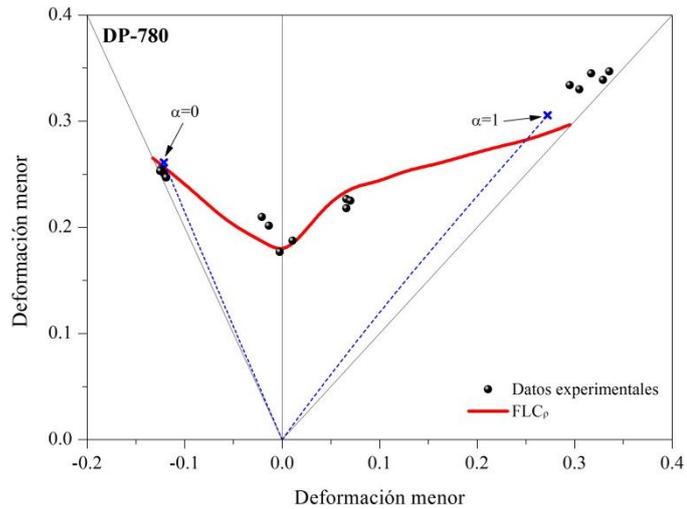


Figura 9.21 Valores R experimentales y simulados como función de la orientación para el acero DP-780.

¹ En el Capítulo 6 se expuso que este valor corresponde a una deformación de $\epsilon_{1 \min}^* \sim 0,15$. Sin embargo, a partir de un análisis posterior se determinó que el tamaño de fasetas y de paso utilizados en el software DIC no era el adecuado para muestras con un gradiente de deformación tan pronunciado como el que muestra la geometría 3 (ver Fig. 9.10, a). En consecuencia, este valor fue corregido en las publicaciones posteriores.

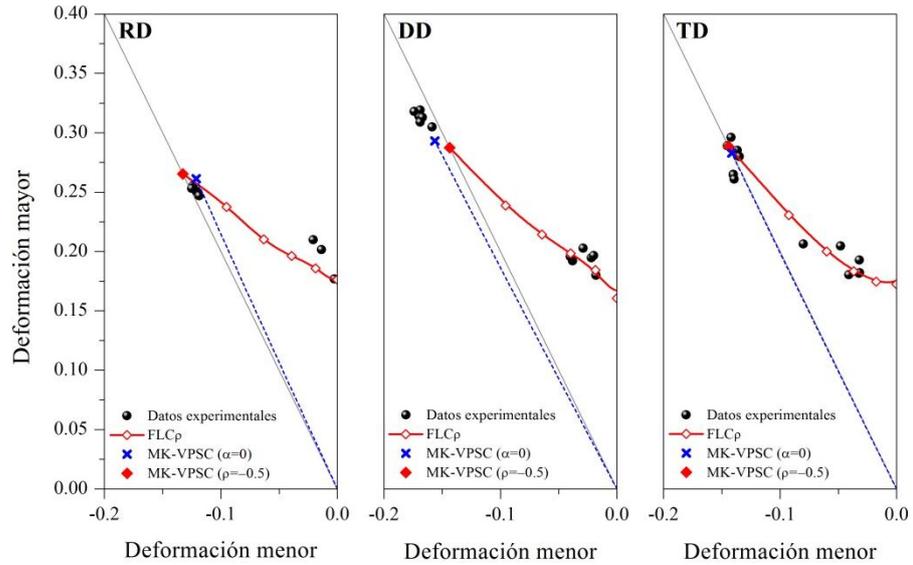
Figura 9.22 Diagramas FLD experimental y su correspondiente simulación para muestras de chapa de acero DP-780 tomadas sobre la dirección RD.



Se ajustó el valor del factor de imperfección MK de manera que las deformaciones límite reproduzcan el valor mínimo experimental cerca de PS, obteniéndose un valor de f_0 igual a 0,9995. Las simulaciones se realizaron aplicando la condición de borde $\bar{\sigma}_{12}=0$. Aunque la FLC calculada está en buen acuerdo con los datos experimentales en el lado izquierdo del diagrama FLD, la curva predicha muestra dos características a resaltar en estirado biaxial. Primero, el modelo predice un rápido incremento de la FLC, sobreestimando los valores experimentales hasta $\rho \sim 0,25$. Luego la pendiente de la FLC disminuye, lo que lleva a subestimar las deformaciones límite medidas experimentalmente en EBA. Se investigó también la influencia de la anisotropía plástica en los límites de formabilidad, pero las correspondientes FLCs no son incluidas en el diagrama dado que, a diferencia de UAT, los resultados numéricos y experimentales muestran mínimas diferencias para los casos de RD, DD y TD. Las diferencias en la condición UAT serán examinadas posteriormente en la Fig. 9.23.

La imposición de condiciones de carga en tensión se muestra también en la Fig. 9.22 para $\alpha = 0$ y $\alpha = 1$, es decir, tensión UAT y EBA respectivamente. Para UAT, los valores numéricos de deformación límite (símbolos \times) se ajustan con la FLC_p y los datos experimentales. Por otra parte, el modelo MK-VPSC predice mejores resultados cuando se impone $\alpha = 1$ que cuando se impone $\rho = 1$ con respecto a los datos experimentales del ensayo de acopado hidráulico. La desviación observada en los caminos de deformación resultantes, respecto a los caminos presumidos para un material texturado aleatoriamente, está estrictamente relacionada con los valores R , como fuera discutido anteriormente. La mayor desviación se encuentra bajo carga EBA donde la trayectoria resultante es $\rho \sim 0,89$, mientras que para $\alpha = 0$ sólo se observa una pequeña diferencia. Estas variaciones son menores que las de los otros dos materiales estudiados, dado que el valor de R sobre RD en el acero DP-780 está más cercano a la unidad que para los materiales EDDQ y Zn20.

Figura 9.23
Deformaciones límite experimentales y predichas para UAT sobre RD, DD y TD de la chapa de acero DP-780. Se utilizaron dos condiciones de borde: $\alpha=0$ y $\rho=-0,5$.



Un examen más detallado de las condiciones de borde de carga en tensión y la influencia de la anisotropía plástica en los valores de deformación límite se presenta en la Fig. 9.23, que muestra los resultados experimentales y calculados para UAT sobre RD, DD y TD. Los valores experimentales de deformación límite tomados de ensayos uniaxiales muestran diferencias entre las tres orientaciones de muestra. La dirección DD exhibe la mayor formabilidad y alargamiento uniforme, mientras que la dirección RD, la menor. Por otra parte, las trayectorias de deformación para estas dos direcciones se desvían ligeramente hacia la izquierda y derecha de $\rho = -0,5$ respectivamente, comportamiento que el modelo MK-VPSC captura correctamente. Los valores de deformación límite calculados también concuerdan con los experimentales y la imposición de condiciones de borde en tensión (símbolos \times) lleva a obtener los mejores resultados. Los valores críticos de deformación calculados utilizando condiciones de borde en deformación (símbolos \blacklozenge) son o muy altos, RD, o bajos, DD. Debe notarse además que los valores límites calculados y medidos en PS no muestran diferencias apreciables con respecto a la dirección de carga.

Finalmente se examina la evolución de la textura – experimental y predicha – sobre diferentes trayectorias de deformación en términos de la sección $\varphi_2 = 45^\circ$ de la ODF. La Fig. 9.24 muestra las texturas experimentales iniciales y deformadas del acero DP-780 así como las correspondientes simulaciones usando el modelo MK-VPSC. La escala de grises fue ajustada a la escala de la textura inicial para permitir realizar comparaciones. Se consideraron muestras deformadas en UAT sobre RD ($\epsilon_1 \sim 0,16$), DD ($\epsilon_1 \sim 0,26$) y TD ($\epsilon_1 \sim 0,20$), y deformadas bajo tensión EBA ($\epsilon_1 \sim 0,24$). La textura inicial del material consiste en fibras γ y α desarrolladas heterogéneamente, con aumentos particulares en las componentes $\{111\}\langle 1\bar{2}1 \rangle$ y $\{554\}\langle \bar{2}\bar{2}5 \rangle$, y una fuerte presencia de orientaciones Shear ($\{001\}\langle 1\bar{1}0 \rangle$). El bajo valor de R se encuentra directamente relacionado a la presencia de orientaciones Cube y mayormente orientaciones

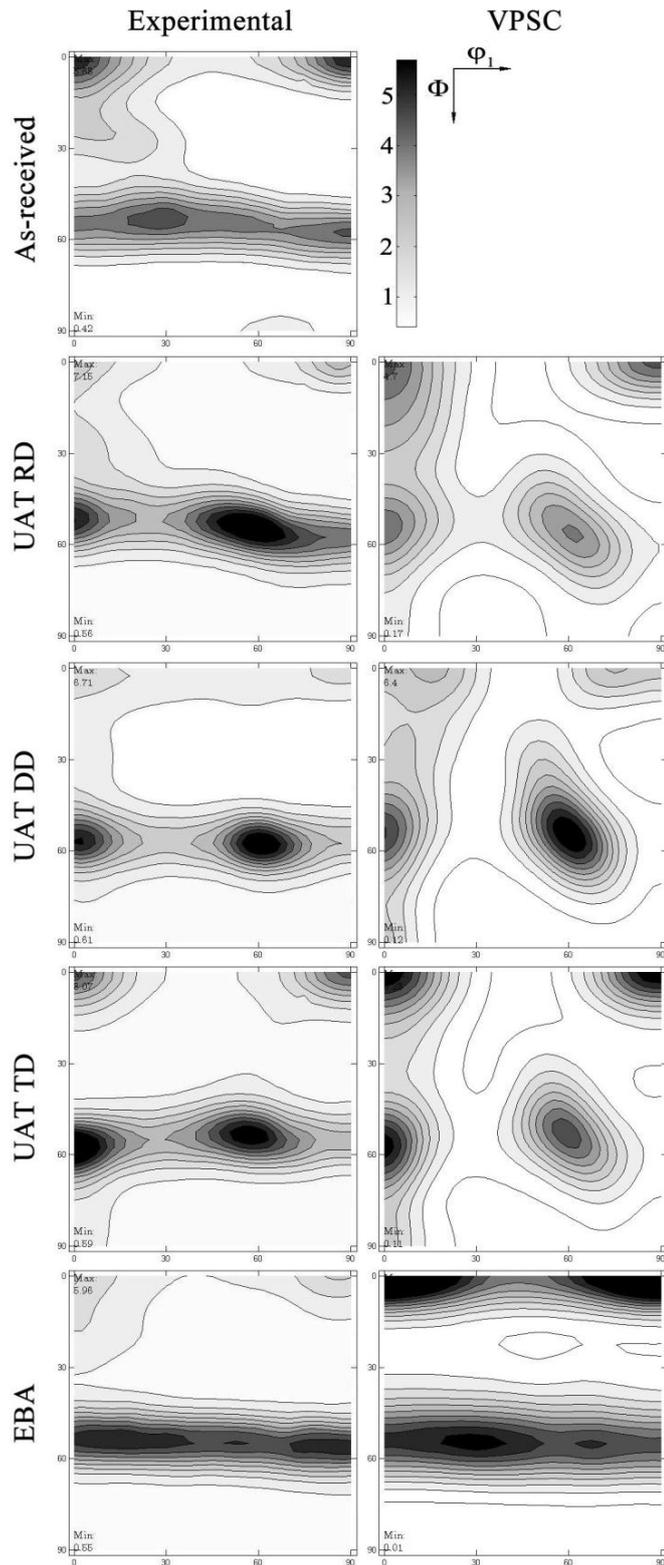
Shear en el material de partida (Ray y Jonas, 1990; Hutchinson, 1994). Se observa que la evolución de la textura experimental, inducida por la deformación, produce un aumento en la fibra γ a expensas de las componentes Shear en los casos de UAT RD, UAT DD y EBA, y a una fuerte disminución de la fibra α para UAT TD. Para cada una de las tres orientaciones del ensayo de tracción uniaxial, la fibra γ reforzada mostró un aumento en las intensidades de las componentes $\{111\}\langle\bar{1}21\rangle$ y $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$, a diferencia del caso de deformación EBA, donde la fibra γ resultó mucho más homogénea. Para UAT el modelo VPSC predice texturas finales menos intensas que aquellas medidas experimentalmente, lo cual puede deberse a la menor intensidad de la textura discretizada. En las tres direcciones de ensayo se predice una fibra α bien desarrollada y una fibra γ no uniforme, contrariamente a lo observado experimentalmente. Sin embargo el modelo captura, de una manera menos concentrada, la intensidad particular de las componentes $\{111\}\langle\bar{1}21\rangle$ y $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ observadas en las texturas medidas. A excepción de UAT TD, el modelo calcula una reducción en las componentes Shear de acuerdo con los datos experimentales. Las texturas medidas y simuladas luego de tensión EBA muestran tendencias similares, especialmente sobre la fibra γ . Sin embargo, el modelo VPSC predice una fibra θ mucho más fuerte, mostrando una intensidad máxima en la componente Shear.

El modelo propuesto simuló correctamente la respuesta del acero bifásico DP-780. Las predicciones del diagrama FLD y de evolución textura están en buen acuerdo con los resultados experimentales. Se encontraron diferencias menores entre la simulación y la experimentación, que pueden ser debidas a la gran heterogeneidad en la deformación plástica sobre los granos del acero DP (Kang et al., 2007; Ghadbeigi et al., 2010; Yu et al., 2013; Ghassemi-Armaki et al., 2014). Por otra parte, la inhomogeneidad en la deformación dentro de los granos puede conducir a la formación de una subestructura con variación espacial, continua o discontinua, en la orientación cristalográfica, causada por la formación de gradientes de orientación (Choi et al., 2009; Dillien et al., 2010; Kim et al., 2011). El modelo policristalino VPSC no puede tener en cuenta la falta de homogeneidad en la deformación como los gradientes de orientación dentro de los granos individuales, lo cual es una limitación al modelar materiales altamente inhomogéneos.

9.4.4 Zn20

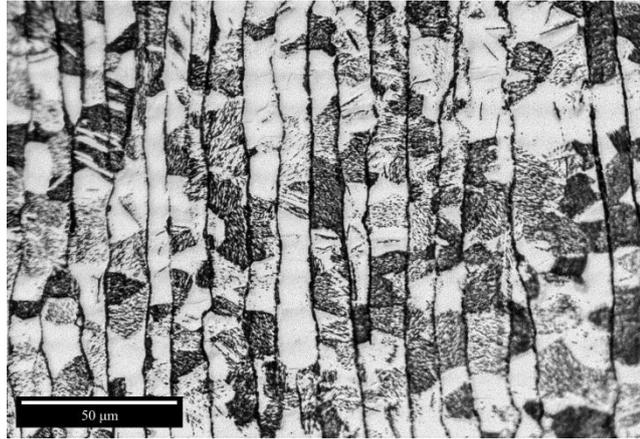
En esta sección se estudia la formabilidad de una chapa de la aleación Zn20 de zinc con un espesor de 0,65 mm. La microestructura del material se caracterizó mediante microscopía óptica (Fig. 9.25). En la misma se observa la presencia del compuesto intermetálico TiZn_{15} , el cual presenta contraste negro y forma alargada en la dirección RD.

Figura 9.24 Predicción de texturas finales (sección $\phi_2=45^\circ$ de la ODF) en conjunto con las determinadas experimentalmente para la chapa de acero DP-780 deformada bajo UAT sobre RD, DD y TD; y estirado EBA. También se muestra la textura inicial (As-received) experimental.



La Fig. 9.26 muestra las figuras de polo iniciales del material de partida. Esta textura es típica de materiales HCP laminados de alto valor c/a , que contiene los planos basales inclinados de 15° a 25° con respecto a la dirección ND en el plano RD-ND. La distribución de los polos no basales es mucho menos intensa que para la orientación basal. Philippe et al. (1994) y Jansen et al. (2013) reportaron una textura cristalográfica similar para chapas de zinc.

Figura 9.25 Micrografía óptica del plano RD-TD para la chapa Zn20 con RD alineada verticalmente (500x).

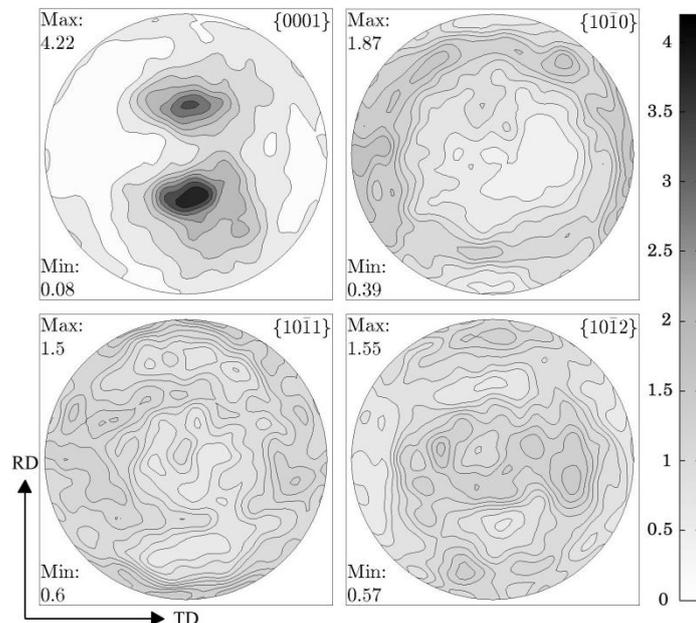


9.4.4.1 Calibración del modelo

La textura inicial se discretizó en 4000 orientaciones de igual fracción en volumen. Se tomó un valor de coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación de $m = 0,1$, y una velocidad de referencia para el deslizamiento de $\dot{\gamma}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$. Los sistemas de deslizamiento basales $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$, prismáticos $\{1\bar{1}00\}\langle 11\bar{2}0\rangle$, y piramidal II $\langle c+a\rangle\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$ son los que se consideran potencialmente activos y se asumió una relación de aspecto de (3:1:0,1) para tener en cuenta la direccionalidad inducida por la presencia del compuesto intermetálico. No se considera deformación por maclado en este trabajo. Como en el caso de los aceros EDDQ y DP-780, los parámetros del modelo se obtienen en base al mejor ajuste de la curva de carga uniaxial sobre RD. En este caso, el endurecimiento del material es adecuadamente descrito por una ley de evolución de la tensión crítica de corte basada en Voce (Tomé et al., 1984):

$$\tau_c^s = \tau_0^s + (\tau_1^s + \theta_1^s \Gamma) \left[1 - \exp\left(-\Gamma \left| \frac{\theta_0^s}{\tau_1^s} \right| \right) \right] \quad (9.33)$$

Figura 9.26 Figuras de polo de la chapa Zn20 sin deformar.



Sistema de deslizamiento	τ_0 (MPa)	τ_1 (MPa)	θ_0	θ_1
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 <c+a>{11 $\bar{2}$ 2}<11 $\bar{2}$ 3>	250	350	0,027	0

donde τ_0^s es la tensión de corte crítica inicial, θ_0^s , θ_1^s y τ_1^s son la velocidad de endurecimiento inicial, la velocidad de endurecimiento asintótica y la tensión de saturación asintótica, respectivamente. Los parámetros obtenidos se muestran en la Tabla 9.4.

La Fig. 9.27 muestra las curvas de carga experimentales junto con las simuladas. Puede observarse que la respuesta mecánica exhibe una alta anisotropía a lo largo de las tres orientaciones (RD, DD y TD). Las tensiones a un 20% de deformación verdadera según DD y TD son un 13,5% y un 30% más altas que la correspondiente a RD, respectivamente. Esto se debe a la textura típica de laminado de materiales HCP y las altas relaciones de tensiones de corte críticas entre sistemas de deslizamiento, a las cuales se le asignaron los valores: $\tau_0^{prism}/\tau_0^{basal} = 50$ y $\tau_0^{pyrII}/\tau_0^{basal} = 12,5$. La Tabla 9.5 muestra la distribución de la actividad plástica de los sistemas de deslizamiento para las tres direcciones de carga a un 20% de deformación verdadera uniaxial. Cuando el ángulo entre la dirección de carga y la de laminado aumenta, se observa un incremento en la actividad de los sistemas <c+a>. Las curvas predichas a lo largo de DD y TD muestran un buen acuerdo con las experimentales, aunque los datos de tensión-deformación sobre DD son levemente sobreestimados por el modelo. Philippe et al. (1994) encontraron evidencia de recristalización dinámica a grandes niveles de deformación para chapas de zinc; no obstante para la mayoría de materiales HCP, como el zinc, esto no modifica la inclinación de los ángulos de los polos basales. Tal como fuera observado por Solas et al. (2001), la posición de los polos prismáticos también permanece inalterada por la recristalización. Por lo tanto, la recristalización dinámica no se considera en las presentes simulaciones.

Figura 9.27 Curvas de carga experimentales y simuladas para la chapa Zn20.

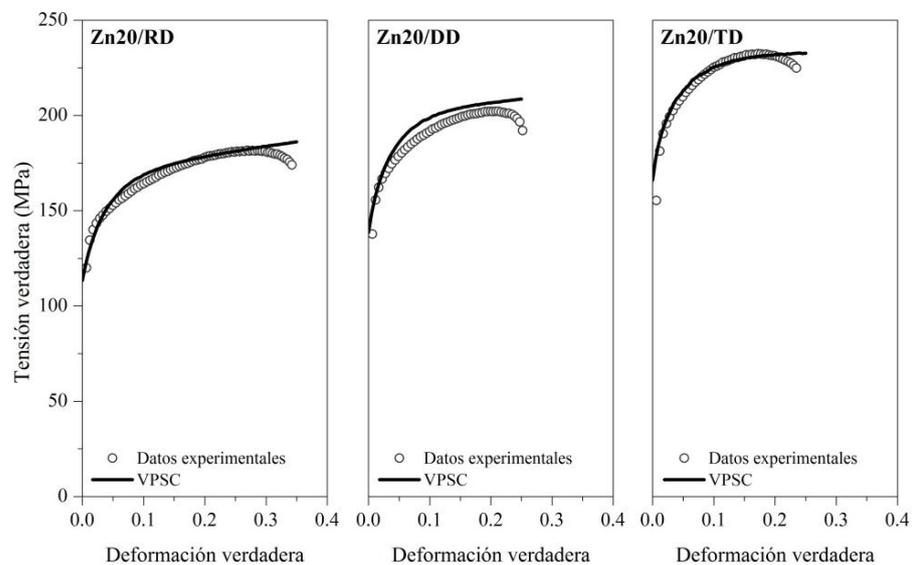


Tabla 9.5 Actividad plástica predicha en UAT para la chapa Zn20.

Sistema de deslizamiento	RD	DD	TD
Basal $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	83.6%	78.6%	69.6%
Prismático $\{1\bar{1}00\}\langle 11\bar{2}0\rangle$	~0%	~0%	~0%
Piramidal II $\langle c+a\rangle\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$	16.4%	21.4%	30.4%

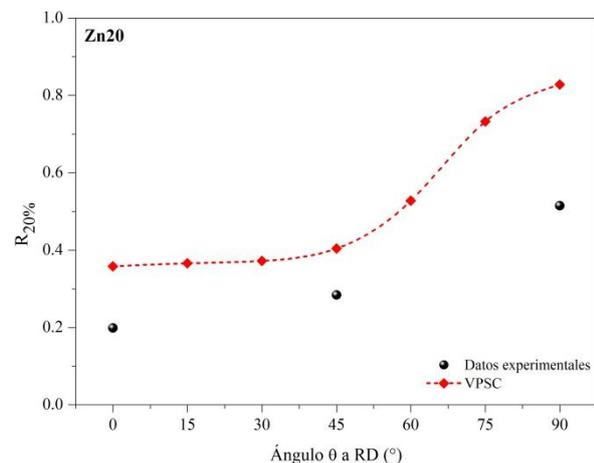
Los coeficientes de Lankford medidos experimentalmente y los simulados se muestran en la Fig. 9.28. A pesar de que los valores predichos muestran variaciones cualitativamente similares con la orientación de la chapa, son más altos que los medidos experimentalmente.

9.4.4.2 Resultados y discusiones

En la Fig. 9.29 se comparan las FLCs determinadas deformando muestras a lo largo de tres orientaciones diferentes (RD, DD y TD) y las simuladas con el modelo MK-VPSC. Los resultados experimentales muestran que las deformaciones límite son fuertemente influenciadas por la orientación de la muestra, lo cual acuerda con lo reportado por Milesi et al. (2014). Estos autores ensayaron una chapa similar con un espesor de 1 mm, y es interesante notar la forma inusual de su curva límite cerca de estirado EBA cuando la deformación mayor es paralela a RD. Hasta el momento no se tuvo la oportunidad de confirmar sus resultados. Adicionalmente, debido a que los coeficientes de anisotropía de este material son muy bajos, no fue necesario extender los cálculos hasta $\rho = -0,5$ en el lado izquierdo del diagrama.

Como en el caso de los aceros, para estas simulaciones el factor de imperfección se ajustó de manera tal que las deformaciones predichas en PS sobre RD se igualen a los resultados experimentales, obteniéndose un valor de $f_0 = 0,99$. Para garantizar las mismas deformaciones límite en estirado EBA para las tres orientaciones estudiadas, se impone la condición de borde $\bar{L}_{12} = 0$ (Ec. 24). Las líneas continuas, FLCs, en la Fig. 9.29 comienzan a partir de trayectorias de deformación calculadas con los valores experimentales de R y extendidas hasta $\rho = 1$, mientras que la sección en línea de trazos extiende las gráficas a caminos de deformación que resultan de imponer $\alpha = 0$. Puede observarse que las deformaciones límite predichas dependen en gran medida de la orientación de la muestra y que los resultados computacionales están

Figura 9.28 Valores R experimentales y simulados como función de la orientación para la chapa Zn20.



cuantitativamente en acuerdo para la mayoría de los puntos experimentales. Sin embargo, sobre el rango $0,2 < \rho < 0,8$, las simulaciones no predicen los resultados reportados por Milesi et al. (2014) para la dirección RD. Aunque las predicciones MK-VPSC muestran una tendencia clara a incrementar las deformaciones límite en este rango, los valores críticos predichos son sustancialmente menores que aquellos reportados por estos autores. Sin embargo, hay un buen acuerdo para UAT, PS y estirado EBA en las orientaciones RD, DD y TD. La Fig. 9.29 indica las trayectorias de deformación y las deformaciones límite calculadas imponiendo condiciones de carga en tensión para UAT ($\alpha = 0$), y estas simulaciones (símbolos \times) se corresponden con los resultados basados en imponer relaciones de deformación, FLD_{ρ} .

La Fig. 9.30 muestra las orientaciones de las bandas de imperfección, tanto experimentales como simuladas, con respecto a la dirección de la deformación menor. Las bandas observadas experimentalmente corresponden a UAT, PS y estirado EBA, mientras que las predicciones se presentan para el rango completo de caminos de deformación con un paso de 0,1. El modelo predice correctamente los resultados experimentales tanto cualitativa como cuantitativamente. En el caso correspondiente a RD, los ángulos críticos son cercanos a 0° hasta valores de $\rho \sim 0,8$, luego de lo cual se observa un cambio abrupto y la orientación de la estricción tiende a alinearse con RD. Este comportamiento también se observa para DD y puede estar relacionado a la distribución y alineación preferencial de los precipitados en la dirección RD. Cabe mencionar que, en algunos casos, aunque el criterio de rotura fuera alcanzado para un determinado ángulo de banda, hay también otras bandas muy cercanas a la rotura.

Figura 9.29 Diagramas FLD experimentales y sus correspondientes simulaciones para muestras de chapa Zn20 tomadas sobre las direcciones RD, DD y TD.

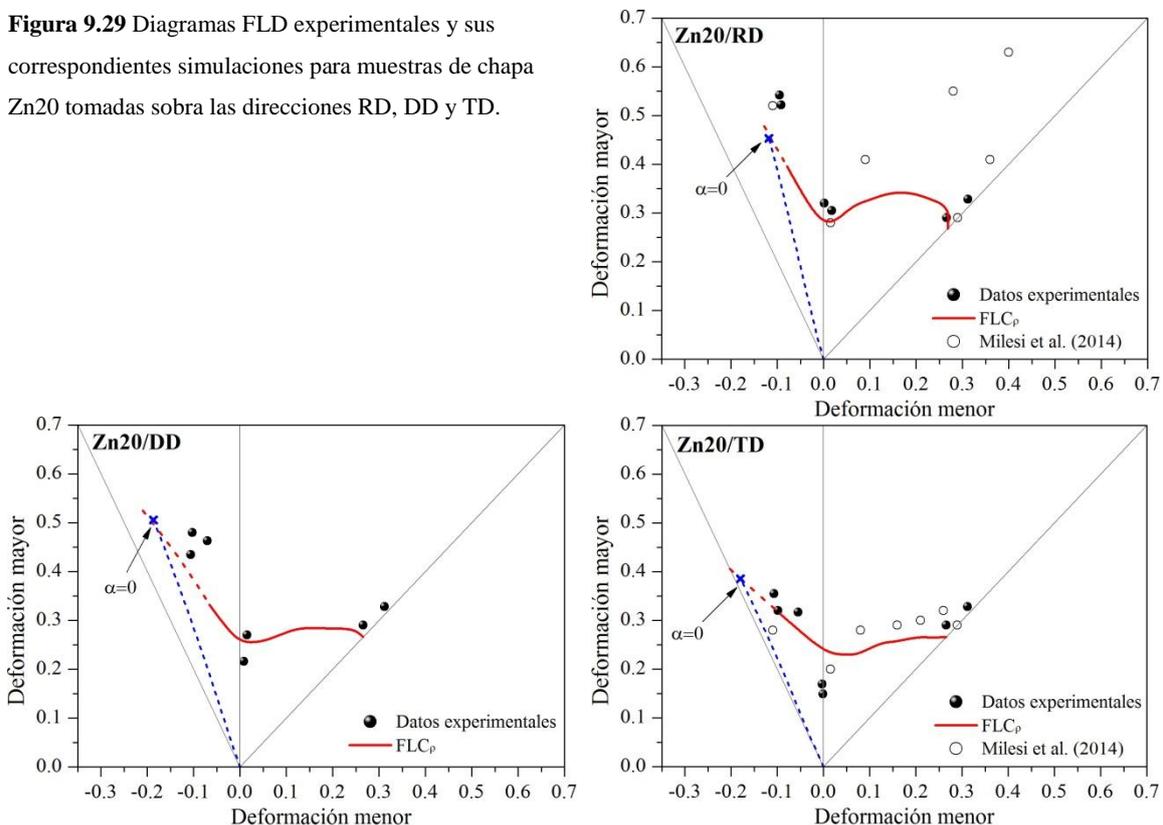
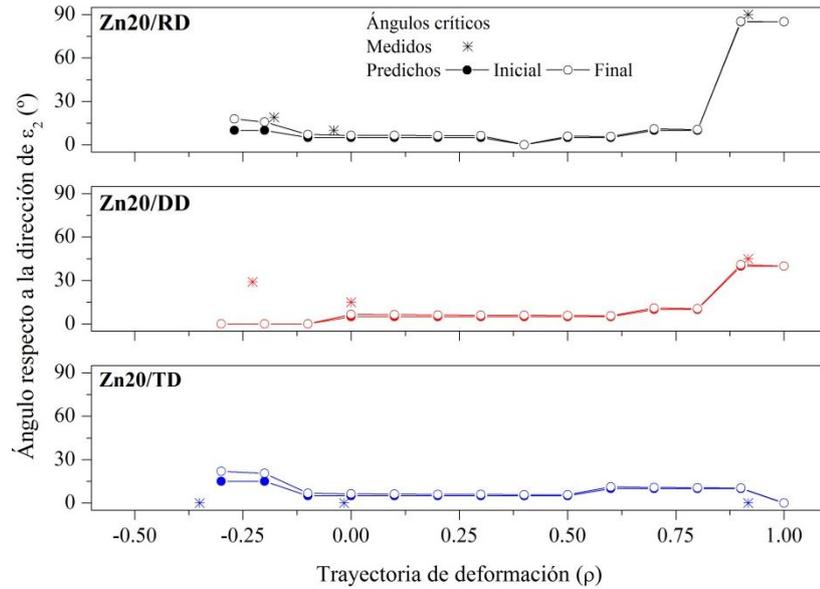


Figura 9.30 Ángulos críticos de localización experimentales y simulados para las orientaciones RD, DD y TD de muestras Zn20.



El perfil inusual en el rango biaxial para RD probablemente es el resultado de las influencias combinadas de la fuerte anisotropía de la aleación de zinc y de la direccionalidad introducida por la fase intermetálica $TiZn_{15}$ elongada en la dirección RD. La Fig. 9.31 (izq.) muestra una vista detallada de las FLCs sobre RD, DD y TD cerca de $\rho = 0,7$ (es decir, cerca de la inflexión inusual en las curvas límite), lo que permite apreciar la mayor formabilidad sobre la orientación RD. Los estados de deformación límite se encuentran etiquetados como ① para RD, ② para DD y ③ para TD. Para poder correlacionar este comportamiento con la anisotropía desarrollada por el material a deformación límite, los potenciales de tensión predichos para estos estados – ①, ② y ③ – se muestran en la Fig. 9.31 (der.). Las flechas indican la dirección del vector incremento de deformación en cada punto a lo largo de la superficie. Queda claro que a grandes deformaciones la superficie de fluencia evoluciona de modo diferente, dependiendo de la dirección de carga. Es importante notar que para estos tres casos se impuso la restricción de $\epsilon_{22} < \epsilon_{11}$, pero el estado de tensiones resultantes en RD es el inverso al de las orientaciones DD y TD ($\sigma_{22}^{RD} > \sigma_{11}^{RD}$, $\sigma_{22}^{DD} < \sigma_{11}^{DD}$, $\sigma_{22}^{TD} < \sigma_{11}^{TD}$). Finalmente debe notarse que se están realizando esfuerzos para obtener las curvas tensión-deformación en tensión biaxial (por ejemplo, desde el ensayo de acopado hidráulico) para recopilar información a grandes deformaciones y, por lo tanto, no restringir el ajuste del modelo a solo el ensayo UAT en RD.

En resumen, se determinaron las FLCs de una chapa de zinc según RD, DD y TD y se simularon usando el enfoque MK-VPSC. Los resultados experimentales muestran un comportamiento anisotrópico de los valores de deformación límite, los cuales son capturados cualitativamente por las simulaciones, aunque hay diferencias cuantitativas, especialmente en el rango tensión-tensión para RD. Las orientaciones de las bandas de inestabilidad también fueron predichas y comparadas con las de los experimentos, observándose una buena concordancia.

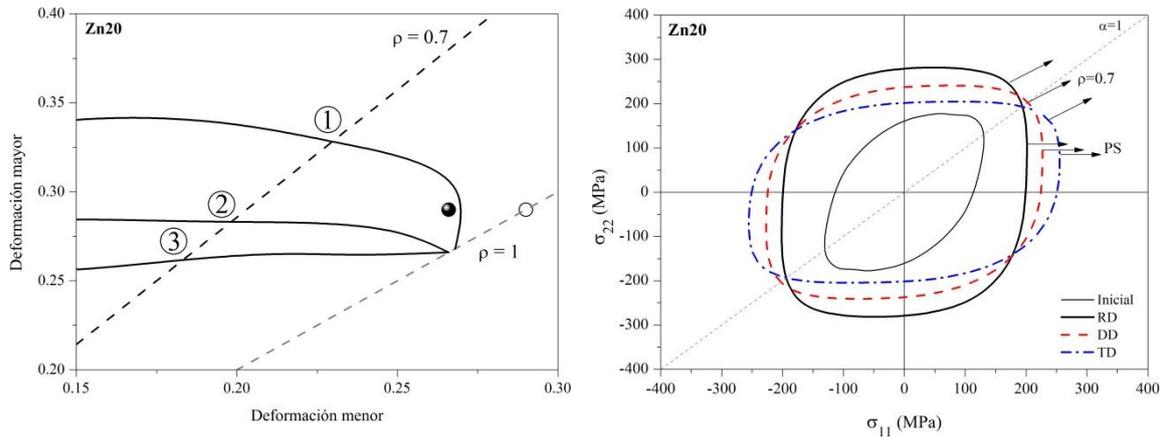


Figura 9.31. Detalle de los estados de deformación para los cuales las superficies de fluencia fueron calculadas (izq.); superficies de fluencia calculadas para el estado inicial y final de deformación cercano a rotura sobre $\rho=0.7$ para RD, DD y TD (der.).

9.5 Conclusiones

En este trabajo se discutió un procedimiento numérico mejorado para predecir la formabilidad límite de chapas, en el marco de la técnica de Marciniak-Kuczynski, usando plasticidad cristalina dependiente de la velocidad de deformación. Asimismo, se detallaron una implementación previa del modelo MK-VPSC basada en el método de Newton-Raphson, y el enfoque directo propuesto. El método de determinación del estado mecánico de la banda, basado en la solución de las ecuaciones de equilibrio mediante N-R, fue sustituido por la aplicación directa de las condiciones de borde mixtas, resultantes de las restricciones de equilibrio y compatibilidad en la interfase entre la banda de localización y la zona homogénea. De esta manera, sólo se requieren dos llamadas a la ley material por incremento MK, obteniendo un procedimiento numérico más robusto que reduce significativamente el costo computacional por un factor de 5 a 9 con respecto al modelo MK-VPSC basado en N-R. Curiosamente, el requisito de condiciones de contorno más complejas no aumentó sustancialmente el número de iteraciones internas VPSC para lograr una tolerancia dada. Por otra parte, los estados mecánicos fuera y dentro de la banda se resolvieron en el marco de referencia de la muestra. Esto evitó la rotación de las orientaciones cristalográficas y las variables internas a la orientación actual de la inestabilidad para cada incremento.

Las condiciones de borde generalizadas en el modelo policristalino permitieron evaluar diagramas FLD basados en imponer tanto relaciones de velocidad de deformación (FLD_{ρ}) como relaciones de tensión (FLD_{σ}). Se verificó que, tal como se esperaba para un material de textura aleatoria, no hay diferencias entre los enfoques. Se evaluó la influencia del modo de carga para la condición UAT a lo largo de las orientaciones RD, DD y TD, para tres policristales con texturas ideales y diferentes cristalografías. También se consideró el efecto de trayectorias de

cargas no proporcionales, descrito por caminos de deformación o tensión de dos etapas, con una transición abrupta entre ellos. La mayor formabilidad se observó para el caso de $\rho = -0,5$ a 1 o, respectivamente, $\alpha = 0$ a 1 . Además, se observó un salto cerca de la condición UAT para este caso, mientras que no se observaron saltos para cualquiera de los demás casos.

El considerar metales diferentes – EDDQ, DP-780 y Zn20 –, permitió evaluar la capacidad del modelo MK-VPSC para predecir la formabilidad límite independientemente de la microestructura y la cristalografía del material. Se examinó la dependencia de los valores de deformación límite con la orientación de la chapa en el diagrama FLD, encontrando pequeñas diferencias entre las FLCs medidas para las direcciones RD, DD y TD en los aceros, lo cual también reflejan las simulaciones. Por el contrario, para la chapa de zinc, la anisotropía inicial y su orientación con respecto a los ejes del material afectaron enormemente los resultados. Además, se midieron y compararon las texturas cristalográficas cerca de estricción, y las orientaciones de grieta, con los resultados de la simulación para diferentes condiciones de carga. Los resultados predichos están en buen acuerdo con los datos experimentales.

9.6 Referencias

- Abu-Farha F., Verma R., Hector Jr. L.G., 2012. High temperature composite forming limit diagrams of four magnesium AZ31B sheets obtained by pneumatic stretching. *Journal of Materials Processing Technology* 212, 1414-1429.
- Allwood J.M., Shouler D.R., 2009. Generalised forming limit diagrams showing increased forming limits with non-planar stress states. *International Journal of Plasticity* 25, 1207-1230.
- An Y., Vegter H., Carless L., Lambriks M., 2011. A novel yield locus description by combining the Taylor and the relaxed Taylor theory for sheet steels. *International Journal of Plasticity* 27, 1758-1780.
- Aretz H., 2003. Modellierung des anisotropen Materialverhaltens von Blechen mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode. Ph.D. Thesis, RWTH Aachen University, Shaker-Verlag.
- Aretz H., 2007. Numerical analysis of diffuse and localized necking in orthotropic sheet metals. *International Journal of Plasticity* 23, 798-840.
- Asaro R.J., Needleman, A., 1985. Texture development and strain hardening in rate dependent polycrystals. *Acta Metallurgica* 33, 923-953.
- ASTM E8-04, 2004. Standard test methods for tension testing of metallic materials. ASTM International.
- Banabic D., 2010. A review on recent developments of Marciniak-Kuczynski model. A tribute to Professor Zdzislaw Marciniak. *Computer Methods in Materials Science* 10, 225-237.

- Barlat F., Lian J., 1989. Plastic behavior and stretch ability of sheet metals. Part I: a yield function for orthotropic sheet under plane stress conditions. *International Journal of Plasticity* 5, 51-66.
- Barlat F., Lege D.J., Brem J.C., 1991. A six component yield function for anisotropic materials. *International Journal of Plasticity* 7, 693-712.
- Barlat F., Becker R.C., Hayashida Y., Maeda Y., Yanagawa M., Chung K., Brem J.C., Lege D.J., Matsui K., Murtha S.J., Hattori S., 1997a. Yielding description for solution strengthened aluminum alloys. *International Journal of Plasticity* 13, 385-401.
- Barlat F., Maeda Y., Chung K., Yanagawa M., Brem J.C., Hayashida Y., Lege D.J., Matsui K., Murtha S.J., Hattori S., Becker R.C., Makosey S., 1997b. Yield function development for aluminum alloy sheets. *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 45, 1727-1763.
- Barlat F., Banabic D., Cazacu O., 2002. Anisotropy in sheet metals. In: *Proceedings of the NUMISHEET 2002*, 515-524.
- Bertinetti M.A., Schwindt C.D., Signorelli J.W., 2014. Effect of the cube orientation on formability for FCC materials: A detailed comparison between full-constraint and self-consistent predictions. *International Journal of Mechanical Sciences*, 87, 200-217.
- Bettaieb M.B., Abed-Meraim F., 2015. Investigation of localized necking in substrate-supported metal layers: Comparison of bifurcation and imperfection analyses. *International Journal of Plasticity* 65, 168-190.
- Boudeau N., Gelin J.C., Salhi S., 1998. Computational prediction of the localized necking in sheet forming based on microstructural material aspects. *Computational Materials Science* 11, 45-64.
- Bressan J.D., Williams J.A., 1983. The use of a shear instability criterion to predict local necking in sheet metal deformation. *International Journal of Mechanical Sciences* 25, 155-168.
- Butuc M.C., Banabic D., Barata da Rocha A., Gracio J.J., Ferreira Duarte J., Jurco P., Comsa D.S., 2002a. The performance of Yld96 and BBC2000 yield functions in forming limit prediction. *Journal of Materials Processing Technology* 125-126, 281-286.
- Butuc M.C., Barata da Rocha A., Gracio J.J., Ferreira Duarte J., 2002b. A more general model for forming limit diagrams prediction. *Journal of Materials Processing Technology* 125-126, 213-218.
- Butuc M.C., 2004. Forming limit diagrams. Definition of plastic instability criteria. Ph.D Thesis, University do Porto.
- Calcagnotto M., Adachi Y., Ponge D., Raabe D., 2011. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. *Acta Materialia* 59, 658-670.

- Cao J., Yao H., Karafillis A., Boyce M.C., 2000. Prediction of localized thinning in sheet metal using a general anisotropic yield criterion. *International Journal of Plasticity* 16, 1105-1129.
- Charca Ramos G., Stout M., Bolmaro R.E., Signorelli J.W., Serenelli M.J., Bertinetti M.A., Turner P.A., 2010. Study of a drawing-quality sheet steel. II: Forming-limit curves by experiments and micromechanical simulations. *International Journal of Solids and Structures* 47, 2294-2299.
- Chiba R., Takeuchi H., Kuroda M., Hakoyama T., Kuwabara T., 2013. Theoretical and experimental study of forming-limit strain of half-hard AA1100 aluminium alloy sheet. *Computational Materials Science* 77, 61-71.
- Choi K.S., Liu W.N., Sun X., Khaleel M.A., 2009. Influence of martensite mechanical properties on failure mode and ductility of dual-phase steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 40, 796-809.
- Chow C.L., Yang X.J., 2003. Prediction of forming limit diagram with mixed anisotropic kinematic–isotropic hardening plastic constitutive model based on stress criteria. *Journal of Materials Processing Technology* 133, 304-310.
- Chung K., Ahn K., Yoo D.H., Chung K.H., Seo M.H., Park S.H., 2011. Formability of TWIP (twinning induced plasticity) automotive sheets. *International Journal of Plasticity* 27, 52-81.
- Chung K., Kim H., Lee C., 2014a. Forming limit criterion for ductile anisotropic sheets as a material property and its deformation path insensitivity. Part I: Deformation path insensitive formula based on theoretical models. *International Journal of Plasticity* 58, 3-34.
- Chung K., Lee C., Kim H., 2014b. Forming limit criterion for ductile anisotropic sheets as a material property and its deformation path insensitivity, Part II: Boundary value problems. *International Journal of Plasticity* 58, 35-65.
- Col A., 2000. Forming limit diagrams – a survey, in: D. Banabic (Ed.), *Proceedings of the VII National Conference on Technologies and Machine-Tools for Cold Metal Forming (TPR 2000)*, 29-51.
- Dillien S., Seefeldt M., Allain S., Bouaziz O., Van Houtte P., 2010. EBSD study of the substructure development with cold deformation of dual phase steel. *Materials Science and Engineering A* 527, 947-953.
- Dilmec M., Halkaci H.S., Ozturk F., Livatyali H., Yigit O., 2013. Effects of sheet thickness and anisotropy on forming limit curves of AA2024-T4. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 67, 2689-2700
- Eyckens P., Van Bael A., Van Houtte P., 2009. Marciniak–Kuczynski type modelling of the effect of through-thickness shear on the forming limits of sheet metal. *International Journal of Plasticity* 25, 2249-2268.

- Eyckens P., Van Bael A., Van Houtte P., 2011. An extended Marciniak–Kuczynski model for anisotropic sheet subjected to monotonic strain paths with through-thickness shear. *International Journal of Plasticity* 27, 1577-1597.
- Franz G., Abed-Meraim F., Lorrain J.-P., Ben Zineb T., Lemoine X., Berveiller M., 2009. Ellipticity loss analysis for tangent moduli deduced from a large strain elastic–plastic self-consistent model. *International Journal of Plasticity* 25, 205-238.
- Franz G., Abed-Meraim F., Berveiller M., 2013. Strain localization analysis for single crystals and polycrystals: Towards microstructure-ductility linkage. *International Journal of Plasticity* 48, 1-33.
- Ganjiani M., Assempour A., 2008. Implementation of a robust algorithm for prediction of forming limit diagrams. *Journal of Materials Engineering and Performance* 17, 1-6.
- Ghadbeigi H., Pinna C., Celotto S., Yates J.R., 2010. Local plastic strain evolution in a high strength dual-phase steel. *Materials Science and Engineering A* 527, 5026-5032.
- Ghadbeigi H., Pinna C., Celotto S., 2013. Failure mechanisms in DP600 steel: Initiation, evolution and fracture, *Materials Science and Engineering A* 588, 420-431.
- Ghassemi-Armaki H., Maaß R., Bhat S.P., Sriram S., Greer J.R., Kumar K.S., 2014. Deformation response of ferrite and martensite in a dual-phase steel. *Acta Materialia* 62, 197-211.
- Hariharan K., Nguyen N.-T., Barlat F., Lee M.-G., Kim J.H., 2014. A pragmatic approach to accommodate in-plane anisotropy in forming limit diagrams. *Mechanics Research Communications* 62, 5-17.
- Hecker S.S., 1975. Simple technique for determining forming limit curves. *Sheet Metal Industries* 52, 671-676.
- Hill R., 1952. On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets. *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 1, 19-30.
- Hiwatashi S., Van Bael A., Van Houtte P., Teodosiu C., 1997. Modelling of plastic anisotropy based on texture and dislocation structure. *Computational Materials Science* 9, 274-284.
- Hiwatashi S., Van Bael A., Van Houtte P., Teodosiu C., 1998. Predictions of forming limit strains under strain-path changes: application of an anisotropic model based on texture and dislocation structure. *International Journal of Plasticity* 14, 647-669.
- Hora P. Tong L., 2008. Theoretical prediction of the influence of curvature and thickness on the FLC by the enhanced modified maximum force criterion. In: Hora, P. (Ed.), *Proceedings of NUMISHEET 2008*, 205-210.
- Hutchinson W.B., 1994. Practical aspects of texture control in low carbon steels. *Mater Science Forum* 157-162, 1917-1928.
- Inal K., Neale K., Aboutajeddine A., 2005. Forming limit comparison for FCC and BCC sheets. *International Journal of Plasticity* 21, 1255-1266.

- Jansen Y., Logé R. E., Milesi M., Massoni E., 2013. An anisotropic stress based criterion to predict the formability and the fracture mechanism of textured zinc sheets. *Journal of Materials Processing Technology* 213, 851- 855.
- Kang J., Ososkov Y., Embury J.D., Wilkinson D.S., 2007. Digital image correlation studies for microscopic strain distribution and damage in dual phase steels. *Scripta Materialia* 56, 999-1002.
- Karthik V., Comstock R., Hershberger D. Wagoner R. (2002). Variability of sheet and formability testing. *Journal of Materials Processing Technology* 121, 350-362.
- Khan A., Baig M. , 2011. Anisotropic responses, constitutive modeling and the effects of strain-rate and temperature on the formability of an aluminum alloy. *International Journal of Plasticity* 27, 522-538.
- Kim D.H., Kim S.-J., Kim S.-H., Rollett A., Oh K.H., Han H.N., 2011. Microtexture development during quibiaxial tensile deformation in monolithic and dual phase steels. *Acta Materialia* 59, 5462-5471.
- Kim J.H., Lee M-G, Kim D., Barlat F., 2013. Numerical procedures for predicting localization in sheet metals using crystal plasticity. *Computational Materials Science* 72, 107-115.
- Knockaert R., Chastel Y., Massoni E., 2000. Rate-independent crystalline and polycrystalline plasticity, application to FCC materials. *International Journal of Plasticity* 16, 179-198.
- Knockaert R., 2001. Étude expérimentale et numérique de la localisation de la déformation lors de la mise forme de produits minces. Ph.D. Thesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- Knockaert R., Chastel Y., Massoni E., 2002. Forming limits predictions using rate-independent polycrystalline plasticity. *International Journal of Plasticity* 18, 231-247.
- Kuroda M., Tvergaard V., 1999. Use of abrupt strain path change for determining subsequent yield surface: illustrations of basic idea. *Acta Materialia* 47, 3879-3890.
- Kuroda M., Tvergaard V., 2000. Forming limit diagrams for anisotropic metal sheets with different yield criteria. *International Journal of Solids and Structures* 37, 5037-5059.
- Kuroda M., Tvergaard V., 2001. A phenomenological plasticity model with non-normality effects representing observations in crystal plasticity. *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 49, 1239-1263.
- Kuroda M., Kuwabara T., 2002. Shear-band development in polycrystalline metal with strength-differential effect and plastic volume expansion. *Proceedings of the Royal Society of London A* 458, 2243-2259.
- Kuroda M., Ikawa S., 2004. Texture optimization of rolled aluminum alloy sheets using a genetic algorithm. *Materials Science and Engineering A* 385, 235-244.

- Kuwabara T., 2007. Advances in experiments on metal sheets and tubes in support of constitutive modeling and forming simulations. *International Journal of Plasticity* 23, 385-419.
- Kuwabara T., Sugawara F., 2013. Multiaxial tube expansion test method for measurement of sheet metal deformation behavior under biaxial tension for a large strain range. *International Journal of Plasticity* 45, 103-118.
- Lebensohn R.A., Tomé C.N., 1993. A self-consistent approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: application to Zr alloys. *Acta Metallurgica et Materialia* 41, 2611-2624.
- Lebensohn R.A., Canova G.R., 1997. A selfconsistent approach for modelling texture development of two-phase polycrystals: application to Titanium alloys. *Acta Materialia* 45, 3687-3694.
- Lebensohn R.A., Ponte Castaneda P., Brenner R., Castelnau O., 2011. Full-field vs. homogenization methods to predict microstructure-property relationships of polycrystalline materials. In: Ghosh, S., Dimiduk, D. (Eds.), *Computational Methods for Microstructure-Property Relationships*, Chapter 11, Springer, 393-441.
- Lee W.B., Wen X.Y., 2006. A dislocation-model of forming limit prediction in the biaxial stretching of sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences* 48, 134-144.
- Lee W., Chung K.H., Kim D., Kim J., Kim C., Okamoto K., Wagoner R.H., Chung K., 2009. Experimental and numerical study on formability of friction stir welded TWB sheets based on hemispherical dome stretch tests. *International Journal of Plasticity* 25, 1626-1654.
- Leotoing L., Guines D., Zidane I., Ragneau E., 2013. Cruciform shape benefits for experimental and numerical evaluation of sheet metal formability. *Journal of Materials Processing Technology* 213, 856-863.
- Lévesque J., Inal K., Neale K.W., Luo A.A., Mishra R., 2006. Numerical modelling of large strain deformation phenomena in HCP metals. In: Luo, A.A., Neelameggham, N.R., Beals, R.S. (Eds.), *Magnesium Technology*. The Minerals, Metals & Materials Society, 239-243.
- Lévesque L., Inal K., Neale K.W., Mishra R.K., 2010. Numerical modeling of formability of extruded magnesium alloy tubes. *International Journal of Plasticity* 26, 65-83.
- Li J., Carsley J., Stoughton T., Hector Jr. L., Hu L., 2013. Forming limit analysis for two-stage forming of 5182-O aluminum sheet with intermediate annealing. *International Journal of Plasticity* 45, 21-43.
- Lian J., Barlat F., Baudelet B., 1989. Plastic behavior and stretchability of sheet metals. II. Effect of yield surface shape on sheet forming limit. *International Journal of Plasticity* 5, 131-147.

- Liewald M., Schleich R., 2010. Development of an Anisotropic Failure Criterion for Characterising the Influence of Curvature on Forming Limits of Aluminium Sheet Metal Alloys. *International Journal of Material Forming* 3, 1175-1178.
- Lopes A.B., Barlat F., Gracio J.J., Ferreira Duarte J.F., Rauch E.F., 2003. Effect of texture and microstructure on strain hardening anisotropy for aluminum deformed in uniaxial tension and simple shear. *International Journal of Plasticity* 19, 1-22.
- Marciniak Z., Kuczynski K., 1967. Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal. *International Journal of Mechanical Sciences* 9, 609-620.
- Mazinani M., Poole W.J., 2007. Effect of martensite plasticity on the deformation behavior of a low-carbon dual-phase steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 38, 328-339.
- Mercier S., Tóth L.S., Molinari A., 1995. Modeling of texture development and deformation mechanisms in a Ti20v alloy using a self consistent polycrystal approach. *Textures and Microstructures* 25, 45-61.
- Milesi M., Logé R.E., Jansen Y., 2014. Anisotropic mechanical behavior and formability criterion for zinc sheets. *Journal of Materials Processing Technology* 214, 2869-2876.
- Mishra S.K., Desai S.G., Pant P., Narasimhan K., Samajdar I., 2009. Improved predictability of forming limit curves through microstructural inputs. *International Journal of Material Forming* 2, 59-67.
- Mohammadi M., Brahme A.P., Mishra R.K., Inal K., 2014. Effects of post-necking hardening behavior and equivalent stress-strain curves on the accuracy of M-K based forming limit diagrams. *Computational Materials Science* 85, 316-323.
- Montay G., Francois M., Tourneix M., Guelorget V., Vial-Edwards C., Lira I. (2007). Strain and strain rate measurement during the bulge test by electronic speckle pattern interferometry. *Journal of Materials Processing Technology* 184, 428-435.
- Mura T., 1987. *Micromechanics of defects in solids*. In: Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, The Netherlands, 177-237.
- Neil J.C., Agnew S.R., 2009. Crystal plasticity-based forming limit prediction for non-cubic metals: application to Mg alloy AZ31B. *International Journal of Plasticity* 25, 379-398.
- Nelder J.A., Mead R., 1965. A simplex method for function minimization, *Computer Journal* 7, 308-313.
- Nikhare C., Hodgson P.D., Weiss M., 2011. Necking and fracture of advanced high strength steels. *Materials Science and Engineering A* 528, 3010-3013.
- Ososkov Y., Wilkinson D.S., Jain M., Simpson T., 2007. In-situ measurement of local strain partitioning in a commercial dual-phase steel. *International Journal of Materials Research* 98, 664-673.

- Ozturk F., Dilmeç M., Turkoz M., Ece R.E., Halkacı H.S., 2009. Grid marking and measurement methods for sheet metal formability. 5th International Conference and Exhibition on Design and Production of Machines and Dies/Molds, Turkey, 41-49.
- Peirce D., Asaro R.J., Needleman A., 1983. Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids. *Acta Metallurgica* 31, 1951-1976.
- Philippe M.J., Wagner F., Mellab F.E., Esling C., Wegria J., 1994. Modelling of texture evolution for materials of hexagonal symmetry—I. Application to zinc alloys. *Acta Metallurgica et Materialia* 42, 239-250.
- Plunkett B., Cazacu O., Barlat F., 2008. Orthotropic yield criteria for description of the anisotropy in tension and compression of sheet metals. *International Journal of Plasticity* 24, 847-866.
- Ramazani A., Mukherjee K., Schwedt A., Goravanchi P., Prah U., Bleck W., 2013. Quantification of the effect of transformation-induced geometrically necessary dislocations on the flow-curve modelling of dual-phase steels. *International Journal of Plasticity* 43, 128-152.
- Ray R.K., Jonas J.J., 1990. Transformation textures in steels. *International Materials Reviews* 35, 1-36.
- Savoie J., Jain M., Carr A.R., Wu P.D., Neale K.W., Zhou Y., Jonas J.J., 1998. Predictions of forming limit diagrams using crystal plasticity models. *Materials Science and Engineering A* 257, 128-133.
- Segurado J., Lebensohn R.A., Llorca J., Tomé C.N., 2012. Multiscale modeling of plasticity based on embedding the viscoplastic self-consistent formulation in implicit finite elements. *International Journal of Plasticity* 28, 124-140.
- Serenelli M.J., Bertinetti M.A., Signorelli J.W., 2010. Investigation of the dislocation slip assumption on formability of BCC sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences* 52, 1723-1734.
- Serenelli M.J., Bertinetti M.A., Signorelli J.W., 2011. Study of limit strains for FCC and BCC sheet metal using polycrystal plasticity. *International Journal of Solids and Structures* 48, 1109-1119.
- Serenelli M.J., 2013. Textura, anisotropía y formabilidad límite. Una extensión del modelo de Marciniak-Kuczynski basada en plasticidad cristalina. Ph.D. Thesis, Universidad Nacional de Rosario.
- Syedrezai H., Pilkey A.K., Boyd J.D., 2014. Effect of pre-IC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual-phase steel. *Materials Science and Engineering A* 594, 178-188.

- Signorelli J.W., Bertinetti M.A., 2009. On the role of constitutive model in the forming limit of FCC sheet metal with cube orientations. *International Journal of Mechanical Sciences* 51, 473-480.
- Signorelli J.W., Bertinetti M.A., Turner P.A., 2009. Predictions of forming limit diagrams using a rate-dependent polycrystal self-consistent plasticity model. *International Journal of Plasticity* 25, 1-25.
- Signorelli J.W., Serenelli M.J., Bertinetti M.A., 2012. 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, 1367-1376.
- Solas D.E., Tomé C.N., Engler O., Wenk H.R., 2001. Deformation and recrystallization of hexagonal metals: modeling and experimental results for zinc. *Acta Materialia* 49, 3791-3801.
- Stören S., Rice J.R., 1975. Localized necking in thin sheets. *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 23, 421-441.
- Stoughton T.B., 2000. A general forming limit criterion for sheet metal forming. *International Journal of Mechanical Sciences* 42, 1-27.
- Stoughton T.B., Yoon J.W., 2005. Sheet metal formability analysis for anisotropic materials under non-proportional loading. *International Journal of Mechanical Sciences* 47, 1972-2002.
- Stoughton T.B., Yoon J.W., 2011. A new approach for failure criterion for sheet metals. *International Journal of Plasticity* 27, 440-459.
- Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W., 2009. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements*. Springer Publishing Company, Incorporated.
- Swift H., 1952. Plastic instability under plane stress. *Journal of mechanics and Physics of Solids* 1, 1-18.
- Tadano Y., Yoshida K., Kuroda M., 2013. Plastic flow localization analysis of heterogeneous materials using homogenization-based finite element method. *International Journal of Mechanical Sciences* 72, 63-74.
- Tasan C.C., Hoefnagels J.P.M., Diehl M., Yan D., Roters F., Raabe D., 2014. Strain localization and damage in dual phase steels investigated by coupled in-situ deformation experiments and crystal plasticity simulations. *International Journal of Plasticity* 63, 198-210.
- Tóth L.S., Molinari A., Raabe D., 1997. Modeling of rolling texture development in a ferritic chromium steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 28, 2343-2351.
- Tomé C., Canova G. R., Kocks U. F., Christodoulou N., Jonas J. J., 1984. The relation between macroscopic and microscopic strain hardening in f.c.c. polycrystals. *Acta Metallurgica* 32, 1637-1653.

- Van Houtte P., 2005. Anisotropy and formability in sheet metal drawing, In: Banabic, D. (Ed.), *Proceeding of the 8th ESAFORM Conference on Material Forming*. The Publishing House of the Romanian Academy, Bucharest, 339-342.
- Van Houtte P., Perra S.K., Van Bael A., 2009. The facet method: a hierarchical multilevel modelling scheme for anisotropic convex plastic potentials. *International Journal of Plasticity* 25, 332-360.
- Viatkina E.M., Brekelmans W.A., Geers M., 2005. A crystal plasticity based estimate for forming limit diagrams from textural inhomogeneities. *Journal of Materials Processing Technology* 168, 211-218.
- Vicente Alvarez M.A., Perez T., 2007. Modeling Deformation Texture and Anisotropy during the Tensile Test of an Interstitial-Free Steel Sheet by Means of a Self-Consistent Viscoplastic Model. *Metallurgical and Materials Transactions A* 38, 17-25.
- Wagoner R.H., Chan K.S., Keeler S.P. (Eds.), 1989. *Forming limit diagrams: concepts, methods, and applications*. TMS press.
- Wang H., Wu P.D., Tomé C.N., Huang Y., 2010. A finite strain elastic–viscoplastic self-consistent model for polycrystalline materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 58, 594-612.
- Wang H., Wu P.D., Boyle K.P., Neale K.W., 2011. On crystal plasticity formability analysis for magnesium alloy sheets. *International Journal of Solids and Structures* 48, 1000-1010.
- Wen X.Y., Zhai T., Xiao C.H., Ningileri S., Li Z., Lee W.B., Das S., 2005. A dislocation-model of forming limit diagrams of FCC metal sheet with combination of cube and copper orientations. *Materials Science and Engineering A* 402, 149-157.
- Wu P.D., Neale K.W., Van der Giessen E., 1997. On crystal plasticity FLD analysis. *Proceedings of the Royal Society of London A* 453,1831-1848.
- Wu P.D., Neale K.W., Van der Giessen E., Jain M., Makinde A., MacEwen S.R., 1998. Crystal Plasticity forming limit diagram analysis of rolled aluminum sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A* 29, 527-535.
- Wu P.D., MacEwen S.R., Lloyd D.J., Neale K.W., 2004. Effect of cube texture on sheet metal formability. *Materials Science and Engineering A* 364, 182-187.
- Wu P.D., Graf A., MacEwen S.R., Lloyd D.J., Jain M., Neale K.W., 2005. On forming limit stress diagram analysis. *International Journal of Solids and Structures* 42, 2225-2241.
- Wu P.D., Embury J.D., Lloyd D.J., Huang Y., Neale K.W., 2009. Effects of superimposed hydrostatic pressure on sheet metal formability. *International Journal of Plasticity* 25, 1711-1725.
- Yao H., Cao J., 2002. Prediction of forming limit curves using an anisotropic yield function with pre-strain induced backstress. *International Journal of Plasticity* 18, 1013-1038.

- Yoshida K., Kuwabara T., Kuroda M., 2007a. Path-dependence of the forming limit stresses in a sheet metal. *International Journal of Plasticity* 23, 361-384.
- Yoshida K., Ishizaka T., Kuroda M., Ikawa S., 2007b. The effects of texture on formability of aluminum alloy sheets. *Acta Materialia* 55, 4499-4506.
- Yoshida K., Tadano K., Kuroda M., 2009. Improvement in formability of aluminum alloy sheet by enhancing geometrical hardening. *Computational Materials Science* 46, 459-468.
- Yoshida K., Kuroda M., 2012a. Comparison of bifurcation and imperfection analyses of localized necking in rate-independent polycrystalline sheets. *International Journal of Solids and Structures* 49, 2073-2084.
- Yoshida K., Kuroda M., 2012b. Numerical investigation on a key factor in superior stretchability of face-centered cubic polycrystalline sheets. *International Journal of Mechanical Sciences* 58, 47-56.
- Yu Z., Barabash R., Barabash O., Liu W., Feng Z., 2013. Microscopic deformation in individual grains in an advanced high-strength steel. *JOM-Journal of the Minerals, Metals and Materials Society* 65, 21-28.
- Zhang L., Wang J., 2012. Modeling the localized necking in anisotropic sheet metals. *International Journal of Plasticity* 39, 103-118.
- Zhou Y., Neale K.W., 1995. Predictions of forming limit diagrams using a rate-sensitive crystal plasticity model. *International Journal of Mechanical Sciences* 37, 1-20.

Capítulo 10

Estudio numérico de la influencia de la plasticidad de la martensita sobre la FLC¹

10.1 Introducción

La introducción de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) en aplicaciones industriales trajo nuevos desafíos en los procesos de conformado de chapas metálicas, alentando la realización de esfuerzos adicionales en las etapas experimentales, teóricas y de desarrollo numérico. Los aceros de doble fase (DP) pertenecen al grupo de los aceros AHSS, y su creciente aplicación se debe a su excelente combinación de propiedades mecánicas, tales como alta resistencia a la tracción, alta velocidad de endurecimiento y muy buena ductilidad. Para determinar los estados críticos que limitan la formabilidad, Keeler y Backofen (1963) y Goodwin (1968) desarrollaron una herramienta gráfica llamada diagrama límite de formabilidad (FLD), ampliamente utilizada en la industria del conformado de chapas metálicas. En el diagrama FLD, una línea llamada curva límite de formabilidad (FLC) separa la región de deformación uniforme sobre la chapa, de aquella de deformación mayor, donde la chapa desarrollará muy probablemente una inestabilidad local o estricción.

Muchas investigaciones han sido enfocadas en el modelado del diagrama FLD de aceros DP, basadas en diferentes aproximaciones teóricas. Ejemplos de ello son los conceptos de

¹ El siguiente capítulo es reproducido desde: Schwindt C.D., Bertinetti M.A., Iurman L., Rossit C.A., Signorelli J.W., 2015. Numerical study of the effect of martensite plasticity on the forming limits of a dual-phase steel sheet. International Journal of Material Forming. En prensa, disponible online 23-04-2015. [doi:10.1007/s12289-015-1236-9](https://doi.org/10.1007/s12289-015-1236-9)

estricción difusa de Swift y de estricción localizada de Hill (Bleck et al., 1998; Firat, 2008, 2012), el modelo de Marciniak-Kuczyski (Vegter et al., 2008; Assempour et al., 2010; Panich et al., 2013; He et al., 2013, 2014), el modelo de daño de Gurson-Tvergaard-Needleman (Uthaisangasuk et al., 2009; Ramazani et al., 2012) y los modelos de Cockroft-Latham y Bressan Williams (Björklund et al., 2013). En general, las FLCs predichas en estas investigaciones muestran desviaciones aceptables con respecto a los datos experimentales; sin embargo, estos estudios describen al material como homogéneo y desprecian su naturaleza bifásica. Más importante aún, ninguno de estos estudios está basado en formulaciones de plasticidad cristalina y, por lo tanto, no consideran las orientaciones cristalográficas iniciales de las fases constituyentes y su evolución durante la deformación plástica. Es ampliamente reconocido que la textura cristalográfica afecta fuertemente el diagrama FLD y la anisotropía macroscópica de chapas metálicas policristalinas. Muchas investigaciones experimentales y computacionales fueron dedicadas a este tópico, aunque no hubo suficientes estudios numéricos que se enfoquen a aceros DP. Por ejemplo, Xie y Nakamachi (2002) estudiaron el efecto de la textura cristalográfica en la localización de las deformaciones durante los ensayos VDI-Benchmark y de embutido profundo de copas cilíndricas, utilizando plasticidad cristalina en conjunto con el método de elementos finitos (CPFEM). Estos autores consideraron chapas de acero DDQ, DP-600ZE y CP-800, y confirmaron que la mejor formabilidad se obtenía cuando predominaban las orientaciones $\{111\}$ sobre las $\{001\}$. El acero DP resultó el caso intermedio debido a que posee ambas orientaciones. Yang et al. (2011) investigaron la evolución de textura en chapas de acero IF-HSS y DP durante procesos de embutido profundo, utilizando la técnica EBSD, y emplearon un modelo de condiciones totalmente impuestas para calcular el efecto del camino de deformación sobre el mapa de velocidad de rotación y estabilidad de las orientaciones durante los procesos de embutido profundo. Los autores encontraron que la fracción en volumen de las orientaciones estables fue menor en la chapa de acero DP que en la chapa IF-HSS. Utilizando el modelo viscoplástico autoconsistente (VPSC), Kim et al. (2011) estudiaron la evolución de la textura y la microestructura local, durante deformación equibiaxial, en granos individuales de ferrita pertenecientes a chapas de acero IF y DP, presentando estas últimas varias fracciones en volumen de martensita. Más recientemente, Choi et al. (2013) estudiaron el efecto de la orientación cristalográfica en el comportamiento de deformación y falla de un acero DP-980 deformado en tensión uniaxial, utilizando CPFEM. Los resultados de las simulaciones demostraron que las orientaciones cristalográficas iniciales de las fases constituyentes afectan significativamente la heterogeneidad del particionamiento de la deformación y la tensión, así como el comportamiento ante la rotura.

La calibración de los modelos de plasticidad cristalina no requiere, en general, información adicional a la respuesta tensión-deformación macroscópica del material. Para aceros DP, dado que los modelos policristalinos describen explícitamente el comportamiento de

cada fase del material, es necesario caracterizar las propiedades de cada una de ellas, así como sus fracciones en volumen y morfologías. La medición experimental del particionamiento de la tensión y deformación en aceros DP no es un problema trivial. Este problema fue abordado en la literatura mediante la implementación de técnicas complejas (por ejemplo: Choi et al., 2009; Cong et al., 2009; Woo et al., 2012; Chen et al., 2014); no obstante, estos métodos tienen sus propias limitaciones y no existe un consenso general de cuál debería ser la técnica apropiada de referencia. Además, las propiedades mecánicas resultantes de la ferrita y la martensita en aceros DP, dependen en gran medida de la composición química y el procesamiento termomecánico de la chapa. Por lo tanto, cada chapa de acero DP es única, así como su comportamiento micromecánico. Como resultado, la partición de la tensión y la deformación no es muy conocida y permanece siendo una tarea difícil de realizar. En este sentido, debido a la falta de caracterización mecánica de cada fase individual, la calibración del modelo policristalino requiere realizar suposiciones acerca del comportamiento único de la ferrita y la martensita. Particularmente, es necesario considerar si la martensita deforma o no plásticamente. En general, la capacidad de la martensita de deformar depende de su contenido de carbono y, en menor medida, de su morfología (Mazinani y Poole, 2007). Estudios experimentales engloban tres comportamientos plásticos de la martensita: (i) no deforma plásticamente (Dillien et al., 2010; Calcagnotto et al., 2011), (ii) la deformación ocurre luego del punto de inestabilidad (Shen et al., 1986; Byun y Kim, 1993; Kang et al., 2007), o (iii) la deformación comienza durante las primeras etapas de deformación (Shen et al., 1986; Byun y Kim, 1993; Kang et al., 2007; Mazinani y Poole, 2007; Ghassemi et al., 2010; Calcagnotto et al., 2011; Marteau et al., 2013; Ghassemi-Armaki et al., 2014). Consecuentemente, existe una necesidad de cuantificar el efecto de la plasticidad de la martensita en la formabilidad de chapas de acero DP.

En la presente investigación se predice la formabilidad de una chapa de acero DP-780 en base a una aproximación directa – no iterativa – (Schwindt et al., 2015) del modelo MK original (Signorelli et al., 2009), en conjunto con el esquema de plasticidad cristalina VPSC. Se analiza el efecto de la plasticidad de la martensita en la simulación de la FLC adoptando, en la calibración del modelo, los tres comportamientos plásticos mencionados anteriormente. Se consideraron dos leyes de endurecimiento (saturación y Voce) para estudiar el efecto de la extrapolación de la curva de fluencia del material en la forma de la FLC predicha, y los resultados computacionales se comparan con datos experimentales obtenidos en ensayos de acopado hidráulico y de tracción en probetas planas con diferentes geometrías de entalla. Con el fin de comprender mejor de qué manera el modelo VPSC distribuye la deformación plástica entre los granos constituyentes, se examina la actividad plástica relativa de los sistemas de deslizamiento y la deformación por corte acumulada en los granos individuales para tres condiciones de deformación a nivel de rotura: tensión uniaxial (UAT), deformación plana (PS), estirado equibiaxial (EBA). La capacidad predictiva del modelo es también confirmada

mediante la comparación de las texturas cristalográficas medidas y simuladas cerca de la condición de estricción para diferentes condiciones de carga. Finalmente, se analiza la sensibilidad del modelo MK-VPSC a la fracción en volumen de martensita.

10.2 Marco teórico

Para simular la respuesta del material, teniendo en cuenta su heterogeneidad y anisotropía, se utiliza un modelo policristalino autoconsistente dependiente de la velocidad de deformación. Tal como fuera inicialmente propuesto por Molinari et al. (1987) y Lebensohn y Tomé (1993), el modelo VPSC representa a cada grano como una inhomogeneidad viscoplástica elipsoidal, embebida e interactuando con el medio efectivo homogéneo (HEM), y teniendo en cuenta las propiedades anisotrópicas del grano. A diferencia del modelo de condiciones totalmente impuestas (Taylor), el cual asume que la deformación externa macroscópica es igual a la deformación interna microscópica, la formulación autoconsistente permite a cada grano deformar diferenciadamente, de acuerdo a sus propiedades direccionales y la resistencia en la interacción entre el grano y sus alrededores. Si se aplica una tensión o una velocidad de deformación en los bordes externos del HEM, la inhomogeneidad induce desviaciones locales en la tensión y velocidad de deformación en sus alrededores. Cuando la respuesta local del medio es lineal, la interacción entre el grano y el HEM se resuelve utilizando el formalismo de inclusión de Eshelby (Mura, 1987). Las propiedades del HEM no son conocidas de antemano, y son ajustadas autoconsistentemente para coincidir con el promedio de todos los granos en el agregado. Aquí se presentan solo las ecuaciones y conceptos relevantes del modelo VPSC.

Se asume que, a nivel grano, la deformación se produce por deslizamiento con velocidades de corte $\dot{\gamma}^s$ en un número de sistemas de deslizamiento cristalográfico s , los cuales son activados por la tensión de corte resuelta τ^s , a través de una relación dada por una ley de potencia. La parte deviatorica de la ecuación constitutiva viscoplástica del material, a nivel local, es descrita por una ley de potencia no lineal, que puede ser escrita en una forma pseudo-lineal definiendo un módulo secante viscoplástico para el cristal simple, \mathbf{M} :

$$\mathbf{D} = \dot{\gamma}_0 \sum_s \frac{\mathbf{m}^s \otimes \mathbf{m}^s}{\tau_c^s} \left| \frac{\mathbf{m}^s : \mathbf{S}}{\tau_c^s} \right|^{1/(m-1)} : \mathbf{S} = \mathbf{M} : \mathbf{S} \quad (10.1)$$

donde $\mathbf{m}^s = \frac{1}{2}(\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s + \mathbf{b}^s \otimes \mathbf{n}^s)$ es el tensor simétrico de Schmid, el cual describe la geometría del sistema de deslizamiento s en el cristal, \mathbf{n}^s es la normal al plano de deslizamiento, \mathbf{b}^s es la dirección de deslizamiento, τ_c^s es la tensión de corte crítica, $\dot{\gamma}_0^s$ es la velocidad de deformación de referencia y m es el parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación. En el esquema VPSC, la velocidad de deformación y la tensión deviatorica en

cada grano (\mathbf{D}, \mathbf{S}) están relacionadas a sus promedios sobre el policristal ($\bar{\mathbf{D}}, \bar{\mathbf{S}}$) a través de la ecuación de interacción, del siguiente modo:

$$\mathbf{D} - \bar{\mathbf{D}} = -\tilde{\mathbf{M}} : (\mathbf{S} - \bar{\mathbf{S}}) \quad (10.2)$$

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

$$\bar{\mathbf{M}} = \langle \mathbf{M} : (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\bar{\mathbf{M}} + \tilde{\mathbf{M}}) \rangle \quad (10.3a)$$

$$\bar{\mathbf{D}} = \bar{\mathbf{M}} : \bar{\mathbf{S}} \quad (10.3b)$$

donde $\langle \rangle$ denota un promedio ponderado sobre todos los granos del policristal.

Las ecuaciones autoconsistentes (Ec. 10.3) se obtienen al imponer que el promedio de las velocidades de deformación locales coincida con la velocidad de deformación macroscópica impuesta. Se puede demostrar que, si los granos elipsoidales tienen la misma forma y orientación, las mismas ecuaciones pueden obtenerse a partir de la condición de que el promedio de las tensiones locales coincida con las tensiones macroscópicas. Si los granos o fases tienen diferentes morfologías, como en el caso de materiales multifásicos, tienen asociados diferentes tensores de Eshelby. Por lo tanto, los tensores de interacción no pueden ser factorizados a partir de los promedios. En este caso, se deben utilizar las siguientes expresiones autoconsistentes (Lebensohn y Canova, 1997):

$$\bar{\mathbf{M}} = \langle \mathbf{M} : (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\bar{\mathbf{M}} + \tilde{\mathbf{M}}) \rangle : \langle (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\bar{\mathbf{M}} + \tilde{\mathbf{M}}) \rangle^{-1} \quad (10.4)$$

La evolución de la tensión de corte crítica resuelta, teniendo en cuenta el endurecimiento por deformación entre sistemas de deslizamiento, se describe mediante dos modelos de endurecimiento: ley de saturación y ley de Voce. La primera de ellas viene dada por:

$$\frac{d\tau_c^s}{d\Gamma} = h_0 \left(1 - \frac{\tau_c^s}{\tau_{sat}}\right)^a, \quad \Gamma = \sum_s \int_0^t |\dot{\gamma}^s| dt \quad (10.5)$$

donde Γ es la deformación de corte acumulada en el grano, h_0 es el coeficiente de auto endurecimiento, a es el exponente de endurecimiento por deformación y τ_{sat} es la tensión de saturación. La ecuación de Voce viene dada por la siguiente forma:

$$\frac{d\tau_c^s}{d\Gamma} = \theta_1^s + \left(\left| \frac{\theta_0^s}{\tau_1^s} \right| \tau_1^s - \theta_1^s \right) \exp\left(-\Gamma \left| \frac{\theta_0^s}{\tau_1^s} \right|\right) + \left(\left| \frac{\theta_0^s}{\tau_1^s} \right| \theta_1^s \right) \Gamma \exp\left(-\Gamma \left| \frac{\theta_0^s}{\tau_1^s} \right|\right) \quad (10.6)$$

donde θ_0^s , θ_1^s y τ_1^s son la velocidad de endurecimiento inicial, la velocidad de endurecimiento asintótica y la tensión de saturación asintótica, respectivamente.

Los valores macroscópicos de la velocidad de deformación, $\bar{\mathbf{D}}$, y tensión, $\bar{\mathbf{S}}$, se obtienen promediando los valores locales, ponderados mediante la fracción en volumen de las orientaciones cristalinas.

Para predecir el diagrama FLD se utiliza una formulación eficiente, basada en la conocida teoría de Marciniak y Kuczynski, en conjunto con el modelo VPSC. Esta formulación elimina la necesidad de evaluar el Jacobiano, asociado al método de Newton-Raphson, así como el procedimiento iterativo asociado a otras técnicas posibles de minimización. A continuación se discuten sólo las hipótesis principales relacionadas con este análisis y se da una breve descripción del marco teórico. Los detalles numéricos pueden encontrarse en Schwindt et al. (2015). Esta técnica, tal como fuera propuesta originalmente por Marciniak y Kuczynski (1969) y extendida por Hutchinson y Neale (1978), asume la existencia de una imperfección en el material, tal como una banda sobre el ancho de la chapa, la cual es inclinada inicialmente un ángulo ψ_0 con respecto al eje principal (Fig. 10.1). A medida que la zona homogénea es estirada proporcionalmente, la banda crece continuamente hasta resultar en una estricción localizada.

Las componentes tensoriales se expresan con respecto al sistema de coordenadas global cartesiano x_i . Se utiliza un segundo sistema de ejes coordenados, referenciados a la banda, con la dirección normal y tangencial de la misma definiendo los ejes en el plano de la chapa, mientras que se toma la dirección 3 normal a la chapa misma ($\mathbf{n}, \mathbf{t}, \mathbf{3}$). Las cantidades dentro de la banda se designan con el superíndice b . El factor de imperfección inicial f_0 se caracteriza por la relación entre el espesor inicial dentro y fuera de la banda:

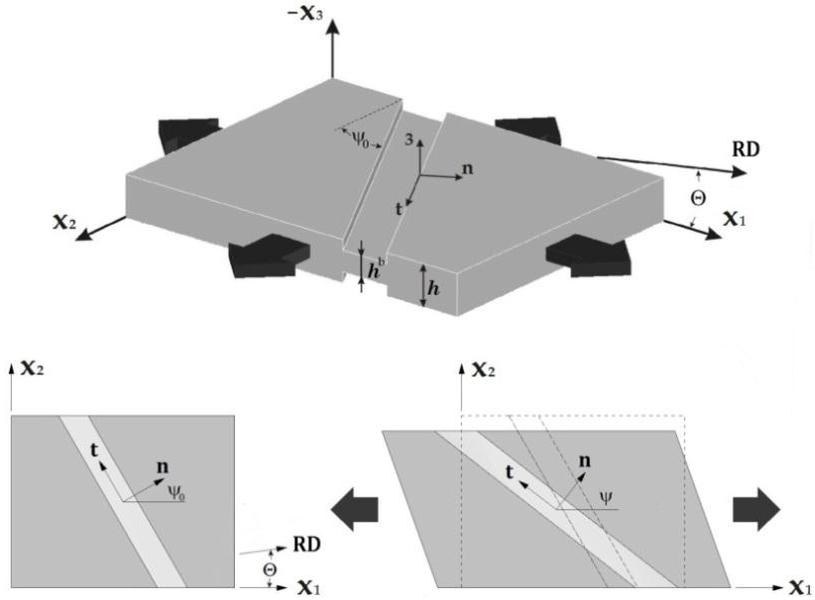
$$f_0 = \frac{h^b(0)}{h(0)} \quad (10.7)$$

donde $h(0)$ y $h^b(0)$ son el espesor inicial en la zona homogénea y en la banda respectivamente.

El tensor gradiente de velocidad ($\bar{\mathbf{L}}$) y el tensor de tensiones de Cauchy ($\bar{\boldsymbol{\sigma}}$) (bajo la suposición de $\bar{\sigma}_{33}=0$) en la zona homogénea, expresados en el marco de referencia de la muestra, están dados por:

$$\bar{\mathbf{L}} = \bar{D}_{11} \begin{bmatrix} 1 & \bar{L}_{12}^* / \bar{D}_{11} & 0 \\ 0 & \rho & 0 \\ 0 & 0 & -(1 + \rho)^* \end{bmatrix}, \quad \bar{\boldsymbol{\sigma}} = \begin{bmatrix} \bar{\sigma}_{11}^* & 0 & 0 \\ \cdot & \bar{\sigma}_{22}^* & 0 \\ sym & \cdot & 0 \end{bmatrix}, \quad \bar{W}_{12}^* \neq 0 \quad (10.8)$$

Figura 10.1 Configuración inicial MK y evolución de las líneas del material.



De aquí en adelante, el superíndice \star indica que la magnitud identificada es desconocida y debe ser determinada como resultado computacional. El camino de deformación impuesto en los bordes de la chapa, $\rho = \bar{D}_{22}/\bar{D}_{11}$, se considera constante. Se asume que dentro y fuera de la banda $\bar{D}_{13} = \bar{D}_{23} = \bar{W}_{13} = \bar{W}_{23} = 0$, donde las magnitudes \bar{D}_{ij} y \bar{W}_{ij} se refieren a componentes de la parte simétrica y antisimétrica del tensor gradiente de velocidad respectivamente, es decir, el tensor de velocidad de deformación y el de velocidad de rotación de cuerpo rígido. Dado que se consideran chapas delgadas con simetría ortotrópica en el plano de las mismas, el estirado sobre el plano resultará en un estado de tensión plana. Tal como fuera discutido por Kuroda y Tveergard (2000), cuando un material ortotrópico es cargado sobre direcciones no alineadas con los ejes de ortotropía ($\Theta \neq 0^\circ$ o $\Theta \neq 90^\circ$, donde Θ es el ángulo ortotrópico, ver Fig. 10.1) es necesario calcular la componente \bar{L}_{12} imponiendo el requisito de que $\bar{\sigma}_{12} = 0$. Estas condiciones significan que líneas del material inicialmente paralelas al eje x_1 no rotarán, pero líneas paralelas al eje x_2 podrán hacerlo. Por lo tanto, se desarrollarán deformaciones de corte no nulas, mientras que la tensión de corte permanecerá nula. Esta condición merece especial atención en el lado derecho del diagrama FLD, dado que modifica la deformación límite cerca de estirado biaxial puro.

Las condiciones de equilibrio requeridas en la interfase de la banda, expresadas en un sistema de ejes indicados por el subíndice $[b]$, referenciado a la banda (\mathbf{n}, \mathbf{t}) (ver Fig. 10.1), están dadas por:

$$\begin{aligned} [b]\bar{\sigma}_{nn}^b h^b &= [b]\bar{\sigma}_{nn} h \\ [b]\bar{\sigma}_{nt}^b h^b &= [b]\bar{\sigma}_{nt} h \end{aligned} \quad (10.9)$$

La compatibilidad geométrica entre la matriz y la banda se expresa como:

$$\begin{aligned} [b]\bar{L}_{tt}^b &= [b]\bar{L}_{tt} \\ [b]\bar{L}_{nt}^b &= [b]\bar{L}_{nt} \end{aligned} \quad (10.10)$$

Usando las Ecs. (10.9) y (10.10), el tensor gradiente de velocidad y el de tensión de Cauchy en la zona de la banda, toman la siguiente forma:

$$[b]\bar{\mathbf{L}}^b = \begin{bmatrix} \bar{L}_{nn}^{b*} & \bar{L}_{nt}^b & 0 \\ \bar{L}_{tn}^{b*} & \bar{L}_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & \bar{L}_{33}^{b*} \end{bmatrix}, \quad [b]\bar{\boldsymbol{\sigma}}^b = \begin{bmatrix} \frac{1}{f}\bar{\sigma}_{nn} & \frac{1}{f}\bar{\sigma}_{nt} & 0 \\ . & \bar{\sigma}_{tt}^{b*} & 0 \\ sym. & . & 0 \end{bmatrix} \quad (10.11)$$

Es importante notar que la Ec. (10.11) expresa las condiciones de borde en la banda como un problema mixto (es decir, dada una componente conocida de tensión, la correspondiente componente de velocidad de deformación es desconocida y debe ser determinada, y viceversa). La posibilidad del modelo material de tratar este tipo de condiciones de borde permite resolver el estado de la banda directamente, a diferencia de la metodología iterativa original propuesta en Signorelli et al. (2009).

La integración del modelo policristalino dentro y fuera de la banda se desarrolla del siguiente modo. Primero se aplica un incremento de deformación al material en la zona homogénea, $\Delta\bar{\epsilon}_{11} = \bar{L}_{11} \Delta t$. Debido al hecho de que la deformación se concentra en la banda, su velocidad de deformación se incrementa no proporcionalmente. Por lo tanto, para evitar un incremento excesivo en el paso de deformación de la banda, el intervalo de tiempo es disminuido a medida que la deformación avanza. Una vez que se determina la velocidad de deformación y la tensión en la zona homogénea, se calcula la evolución de la textura y la microestructura mediante la actualización de la orientación y la tensión de corte crítica para cada cristal. La orientación de la banda se actualiza de acuerdo con:

$$\begin{pmatrix} n_1 \\ n_2 \end{pmatrix} = \frac{1}{\sqrt{t_1^2 + t_2^2}} \begin{pmatrix} -F_{11}t_1^0 - F_{12}t_2^0 \\ F_{21}t_1^0 + F_{22}t_2^0 \end{pmatrix} \quad (10.12)$$

donde \mathbf{F} es el tensor gradiente de deformación. Finalmente se obtiene el estado mecánico de la banda de inestabilidad y se actualiza la orientación y tensión de corte crítica para cada cristal dentro de la banda.

El diagrama FLD completo de una chapa se obtiene evaluando diferentes caminos de deformación sobre el rango $-0,5 \leq \rho \leq 1$, con un paso de 0,1. Dado que todas las direcciones en

Tabla 10.1 Composición química de la chapa de acero DP-780

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Nb	V
%	0,16	0,235	1,95	0,022	0,007	0,32	0,024	0,105	0,132	0,027	<0.004	0.008

el plano son direcciones potenciales de estricción, una estimación objetiva del diagrama límite se obtiene repitiendo los cálculos cada 5° de ψ_0 hasta un máximo de 90°. Puesto que cada una de estas orientaciones de banda comparte la misma zona homogénea, es posible evitar la repetición de cálculos utilizando la misma solución de la zona homogénea para cada inclinación considerada, lo que conlleva a una reducción del tiempo computacional. Dado que el mismo paso incremental es utilizado para todas las inclinaciones de banda, éste debe ser adoptado en base a la situación más restrictiva, lo que lleva a sobreestimar el paso óptimo en la mayoría de las bandas, pero garantiza una convergencia adecuada en la orientación de banda con la mayor tendencia a experimentar fluencia localizada. Las deformaciones límite fuera de la banda $\bar{\epsilon}_{11}^*$ y $\bar{\epsilon}_{22}^*$, y el ángulo crítico de rotura ψ^* se obtienen luego de minimizar la curva $\bar{\epsilon}_{11}^*$ versus ψ_0 . En el presente trabajo la condición de falla es alcanzada cuando $|\bar{D}_{33}^b| > 20|\bar{D}_{33}|$.

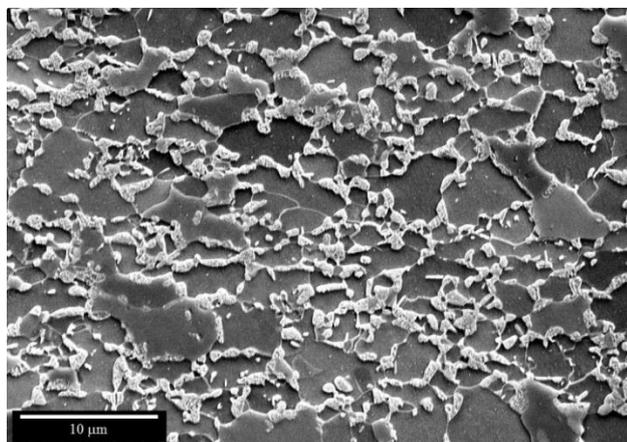
10.3 Trabajo experimental

10.3.1 Material

En el presente trabajo se estudia una chapa de acero DP-780 procesada industrialmente, de 1,1 mm de espesor. La composición química del material se presenta en la Tabla 10.1.

La microestructura del material fue caracterizada por microscopía de barrido electrónico (SEM). La micrografía SEM (Fig. 10.2) muestra una microestructura compuesta por ferrita y martensita, con esta última distribuida uniformemente sobre los bordes de grano de la ferrita, formando una estructura de red tipo cadena. El tamaño de los granos de ferrita varía entre 1 y 10 μm . Por medio de análisis de imágenes se encontró una fracción en volumen de martensita de 30%. La muestra fue preparada mediante las técnicas de desbastado mecánico y pulido, y

Figura 10.2 Micrografía SEM del plano RD-ND con RD alineada horizontalmente (2500x).



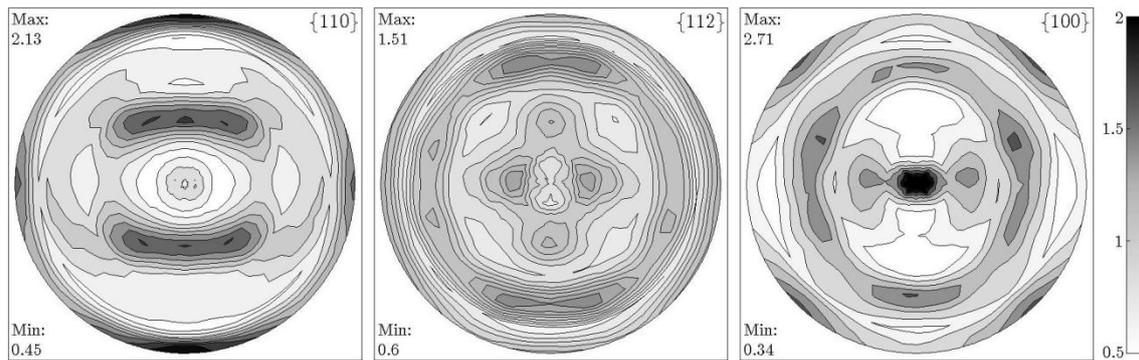


Figura 10.3 Figuras de polo experimentales: {110}, {112} y {100}

atacada con Nital al 2% por 10 segundos, para revelar la martensita y la ferrita en colores claros y oscuros respectivamente.

Se realizaron mediciones de textura utilizando difracción de rayos X en un sistema Phillips X'Pert Pro-MPD equipado con un goniómetro de textura, radiación $\text{Cu K}\alpha$ y lente de rayos X. En la Fig. 10.3 se presentan las figuras de polo iniciales medidas para los picos de difracción {110}, {200} y {112}, las que muestran una textura típica de un acero laminado en frío y recocido, con bajas intensidades. Un análisis más profundo de la textura de partida, en función de la sección ODF (función de distribución de orientaciones) $\varphi_2=45^\circ$, puede encontrarse en el apartado 10.5 junto con las simulaciones. Adicionalmente, para desarrollar simulaciones basadas en plasticidad cristalina, es necesario conocer la textura cristalográfica para cada una de las fases. Sin embargo, en el presente caso, debido a la baja tetragonalidad de la martensita, no fue posible distinguir entre las texturas ferríticas y martensíticas en base a mediciones de rayos X o los patrones de calidad (IQ) obtenidos mediante mediciones EBSD. No obstante, resultados encontrados en la literatura indican que ambas fases poseen texturas similares (Barbé y Verbeken, 2009; Woo et al., 2012; Choi et al., 2013), y por lo tanto se utilizaron las mismas orientaciones cristalográficas para ambas fases.

Las propiedades mecánicas en tracción del material se determinaron siguiendo la norma ASTM E8-04 usando probetas planas de dimensiones reducidas (subsize), cortadas a lo largo de las direcciones de laminado (RD), diagonal (DD) y transversal (TD), es decir, a 0° , 45° y 90° respecto de la dirección de laminado. Las muestras fueron ensayadas por duplicado y los resultados se promediaron en cada dirección. Los parámetros habituales de endurecimiento, correspondientes a la ley de Hollomon, se obtuvieron ajustando la curva de carga uniaxial entre 5 y 12% de deformación verdadera para cada una de las tres orientaciones de muestra. Los valores de R fueron determinados a partir de mediciones de deformaciones longitudinales y transversales, y la imposición de constancia de volumen, en probetas adicionales de tracción estiradas a un 10% de deformación ingenieril. Las propiedades básicas del acero DP-780 se listan en la Tabla 10.2. Todos los ensayos experimentales fueron desarrollados a temperatura ambiente utilizando una máquina de ensayo universal Instron 5989 de 150 kN de capacidad,

Tabla 10.2 Propiedades mecánicas de la chapa de acero DP-780.

Orientación	σ_0 (MPa)	σ_T (MPa)	A (%)	K (MPa)	n	R
RD	507	832,5	12,5	1240	0,131	0,74
DD	501,5	821,5	12,7	1235	0,135	1,00
TD	498,5	844	12,3	1263	0,133	0,87
Valor medio	502,1	829,9	12,5	1243	0,134	0,90

cargada con control de desplazamiento, a una velocidad del cabezal de 1,5 mm/min. Esta velocidad de desplazamiento dio una velocidad de deformación de aproximadamente 10^{-3} s^{-1} .

Adicionalmente, dado que el rango de deformación obtenido por medio del ensayo de tracción uniaxial es limitado, se midió la curva de fluencia biaxial de la chapa mediante el ensayo de acopado hidráulico. Éste es un conocido ensayo de formabilidad, que produce un estado de estirado biaxial. El procedimiento experimental consiste en deformar las muestras ancladas entre la matriz y el sujetador, utilizando un líquido presurizado. Incrementando continuamente la presión, la probeta se estira biaxialmente y se deforma hasta la ruptura. La metodología empleada para determinar la curva de carga de la chapa asume: (a) una forma esférica en el domo, (b) un material isotrópico que sigue el criterio de fluencia de von Mises y (c) que el espesor de la chapa es pequeño en comparación al diámetro de la matriz, de manera que las tensiones debido al doblado puedan ser despreciadas. Siguiendo estas suposiciones, la tensión y deformación efectivas pueden ser expresadas del siguiente modo:

$$\bar{\sigma}_{vM} = \frac{P\rho_b}{2t} \quad (10.13)$$

$$\bar{\epsilon}_{vM} = -\epsilon_{33} = \ln\left(\frac{t_0}{t}\right) \quad (10.14)$$

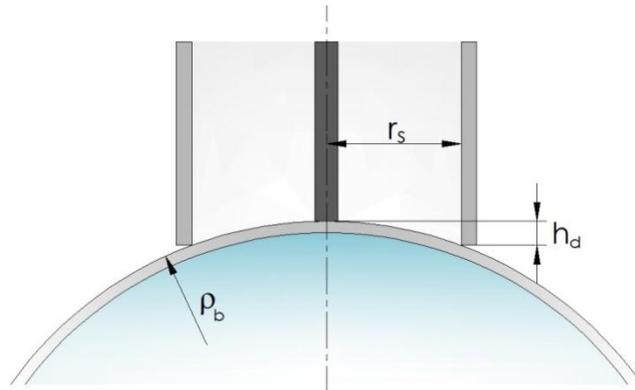
donde P es la presión hidráulica, ρ_b es el radio de curvatura, t es el espesor en el polo de la probeta y t_0 es el espesor inicial de la chapa. La presión fue medida continuamente utilizando un transductor de presión. La evaluación del radio de curvatura se realiza mediante un esferómetro que consiste en una copa cilíndrica y un transductor de desplazamiento, ubicado sobre la probeta a ensayar, como se muestra esquemáticamente en la Fig. 10.4. A partir de la medición de la altura (h_d) y del radio del esferómetro ($r_s = 17,5\text{mm}$), se calcula el radio de curvatura siguiendo la aproximación de Hill et al. (1950):

$$\rho_b = \frac{r_s^2 + h_d^2}{2h_d} \quad (10.15)$$

Por otro lado, dado que no es fácil medir y registrar el valor del espesor en el polo de la probeta en tiempo real, éste se calcula mediante la aproximación de Kruglov et al. (2002):

$$t = t_0 \left[\frac{r_s/\rho_b}{\text{arc sen}(r_s/\rho_b)} \right]^2 \quad (10.16)$$

Figura 10.4 Ilustración esquemática del esferómetro en el equipo de acopado hidráulico.

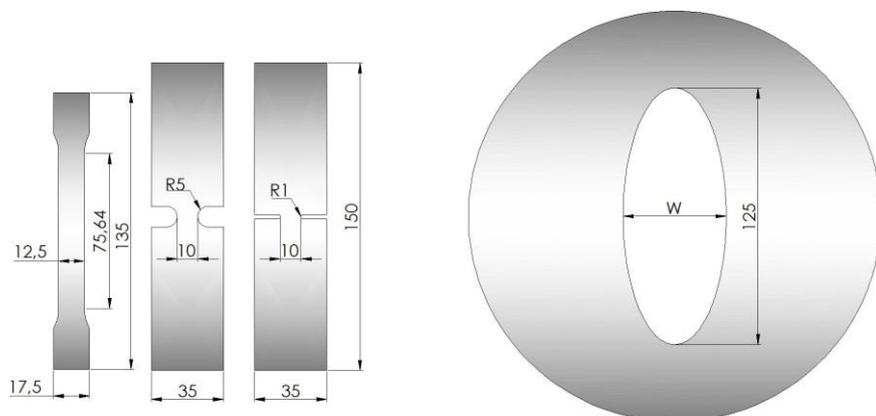


Los resultados se presentan en la Fig. 10.13 junto con las simulaciones.

10.3.2 Determinación de la FLC

Debido a la variada y compleja naturaleza de los procesos industriales de formabilidad de chapas metálicas, se necesita una gran cantidad de ensayos para evaluar la formabilidad bajo diferentes condiciones de deformación. En el presente trabajo, la determinación experimental de la FLC se llevó a cabo a través de dos metodologías: ensayos de tracción de probetas planas entalladas y ensayos de acopado hidráulico, dando datos en el rango tracción-compresión y en el rango de estirado biaxial, respectivamente. En el primer caso, se utilizan tres geometrías de muestras para alcanzar diferentes estados de deformación, desde UAT a PS, todas orientadas con su eje principal sobre RD. Las dimensiones se muestran en la Fig. 10.5 (izq.). Se ensayaron dos muestras por geometría usando una máquina de ensayos universal Instron 3382 de 100 kN de capacidad. La velocidad de desplazamiento del cabezal de la máquina fue de 0,5, 0,2 y 0,1 mm/min para las geometrías 1 a 3, respectivamente. Para el ensayo de acopado hidráulico se utilizaron matrices elípticas con relaciones de aspecto de 1 y 3, llevando a caminos de deformación de aproximadamente 1 y 0,3 respectivamente. La geometría de la matriz se muestra en la Fig. 10.5 (der.). Los ensayos fueron desarrollados hasta la aparición visual de la

Figura 10.5. Determinación experimental de la FLC: (izq.) dimensiones de las probetas de tracción; geometrías 1 a 3 de izquierda a derecha; y (der.) geometría de la matriz de acopado hidráulico.



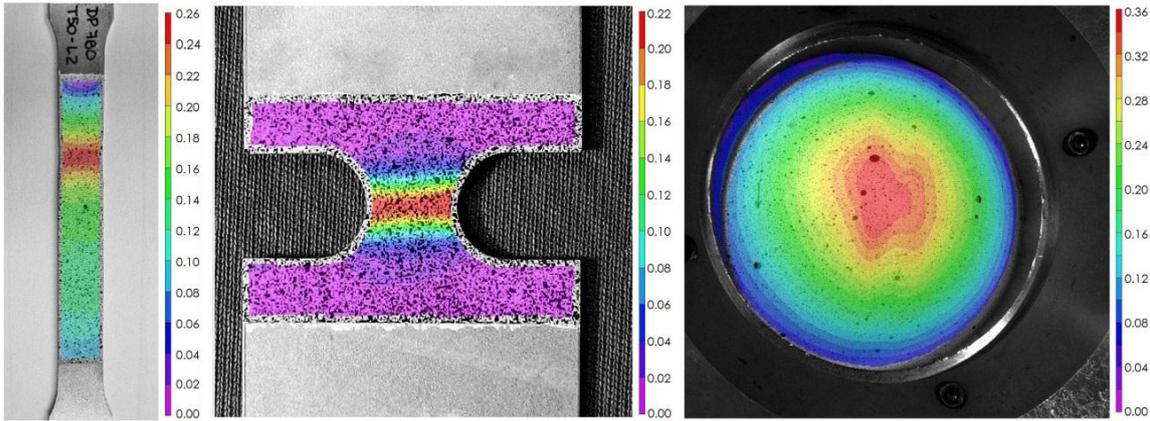


Figura 10.6 Ejemplos de la distribución de la deformación mayor en probetas de tracción y de acopado hidráulico, medidas mediante la técnica DIC.

estricción para las muestras uniaxiales entalladas y hasta la rotura para las muestras de acopado hidráulico. Los resultados se presentan en la Fig. 10.11 junto con las simulaciones.

En ambos ensayos, los valores de deformación se midieron mediante la técnica de correlación digital de imágenes (DIC) (Sutton et al., 2009). Este es un método no invasivo que permite la determinación del campo completo de desplazamientos en la superficie de una muestra por medio del análisis de imágenes digitales tomadas durante el ensayo. Para utilizar este método, las muestras son moteadas artificialmente por medio de finas manchas negras aplicadas mediante un aerosol de pintura, en una superficie pintada de blanco. Esto lleva a obtener una imagen de alto contraste con puntos dispersados aleatoriamente. Dependiendo si el desplazamiento ocurre en el plano o fuera de él (ensayo de tracción y de acopado hidráulico, respectivamente), la técnica DIC debe ser utilizada en dos o tres dimensiones. Dos cámaras CCD grabaron los patrones de deformación en la chapa durante el ensayo de acopado hidráulico, mientras que sólo dos imágenes de una única cámara fueron necesarias para los ensayos de tracción, antes y después de la deformación. Para ilustrar esta técnica, la Fig. 10.6 muestra la distribución de la deformación mayor obtenida en las probetas de tracción y de acopado hidráulico antes de la fractura. Los datos de deformación límite se seleccionaron en la frontera entre la zona con estricción y el material estirado homogéneamente.

10.4 Calibración del modelo

Las simulaciones fueron desarrolladas asumiendo que la deformación plástica ocurre por deslizamiento en los planos $\{110\}$ y $\{112\}$ con direcciones de deslizamiento $\langle 111 \rangle$ para ambas fases. Para todos los cálculos se consideró a los valores de sensibilidad a la velocidad de deformación, velocidad de deformación de referencia, velocidad de deslizamiento de referencia a nivel del cristal e incremento de deformación inicial como $m = 0,02$; $\bar{D}_{11} = 10^{-3}$, $\dot{\gamma}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$ y $\Delta \bar{\epsilon}_{11} = 0,005$, respectivamente. Se establecieron relaciones de aspecto iniciales equiaxiadas

(1:1:1) para ambas fases. La textura inicial medida fue discretizada en 10000 orientaciones discretas de igual fracción en volumen mediante el toolbox de código abierto MTEX (Bachmann et al., 2010) en Matlab®.

Cuando se consideran materiales bifásicos, la calibración del modelo VPSC requiere definir las propiedades para cada fase individualmente. Con el objetivo de estudiar el efecto de la plasticidad de la martensita en los valores límites de deformación, se consideran cuatro conjuntos de parámetros de endurecimiento (referidos como microestructuras DP-I a DP-IV), provenientes de ajustar los datos del ensayo de tracción uniaxial sobre RD. Como se mencionó anteriormente, estudios experimentales engloban tres comportamientos plásticos de la martensita: (i) no deforma plásticamente, (ii) la deformación ocurre luego de la inestabilidad o (iii) la deformación comienza durante las etapas iniciales del proceso de conformado. Consecuentemente, la microestructura DP-I se ajusta de manera de mantener la martensita rígida durante todas las etapas de deformación, la microestructura DP-II se ajusta para permitir que la deformación ocurra luego de que se alcance el punto de elongación uniforme en el material ($\bar{\epsilon}_{11} \sim 0,12$), y las microestructuras DP-III y DP-IV permiten a la martensita deformar desde el comienzo del proceso de deformación. La microestructura DP-IV muestra la mayor plasticidad de la martensita. La selección correcta de la ley de endurecimiento ha mostrado ser determinante en el modelado de la FLC de un acero DP-780 (Panich et al., 2013) y, en consecuencia, se tuvieron en cuenta dos leyes de endurecimiento: saturación y Voce. Los mejores parámetros de ajuste se listan en las Tablas 10.3 y 10.4 respectivamente, en conjunto con los factores de imperfección MK, f_0 , los cuales fueron ajustados de manera de que las deformaciones límite predichas iguallen al valor mínimo experimental cerca de PS.

Tabla 10.3 Parámetros de ajuste de la ley de saturación.

Caso	Fase	τ_0 (GPa)	τ_{sat} (GPa)	h_0	a	f_0
DP-I	Ferrita	0,270	0,459	3,444	1,20	0,9985
	Martensita	0,792	0,654	4,593	1,20	
DP-II	Ferrita	0,264	0,472	3,444	1,24	0,9990
	Martensita	0,643	0,654	4,593	1,20	
DP-III	Ferrita	0,253	0,489	4,822	1,35	0,9986
	Martensita	0,517	0,654	4,593	1,20	
DP-IV	Ferrita	0,276	0,486	4,478	1,10	0,9983
	Martensita	0,367	0,654	4,593	1,20	

Tabla 10.4 Parámetros de ajuste de la ley de Voce

Caso	Fase	τ_0 (GPa)	τ_1 (GPa)	θ_0	θ_1	f_0
DP-I	Ferrita	0,256	0,121	1,722	0,117	0,9745
	Martensita	1,022	0,115	1,148	0,006	
DP-II	Ferrita	0,256	0,115	1,722	0,138	0,9775
	Martensita	0,643	0,115	1,148	0,006	
DP-III	Ferrita	0,253	0,144	1,837	0,139	0,9876
	Martensita	0,503	0,115	1,148	0,006	
DP-IV	Ferrita	0,247	0,161	2,411	0,166	0,9900
	Martensita	0,425	0,115	1,148	0,006	

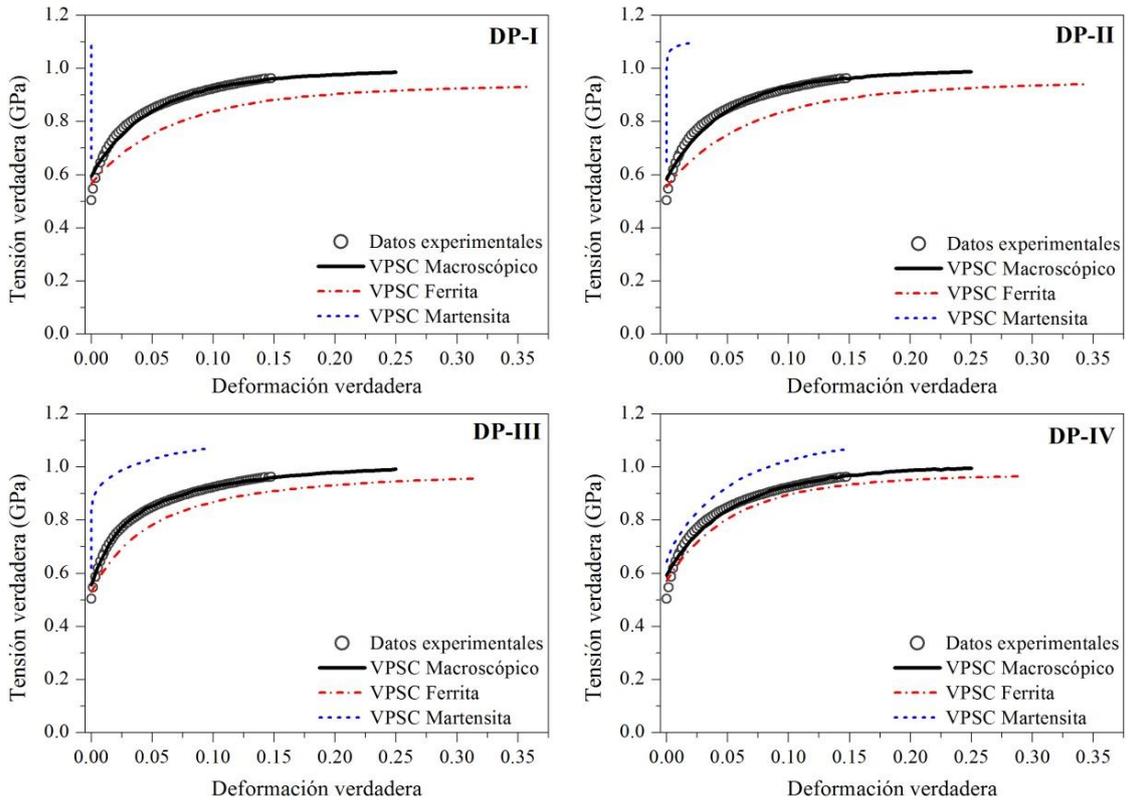


Figura 10.7 Curvas de fluencia experimentales y simuladas asumiendo diferentes microestructuras (DP-I, DP-II, DP-III y DP-IV). El endurecimiento por deformación es descrito por el modelo de saturación.

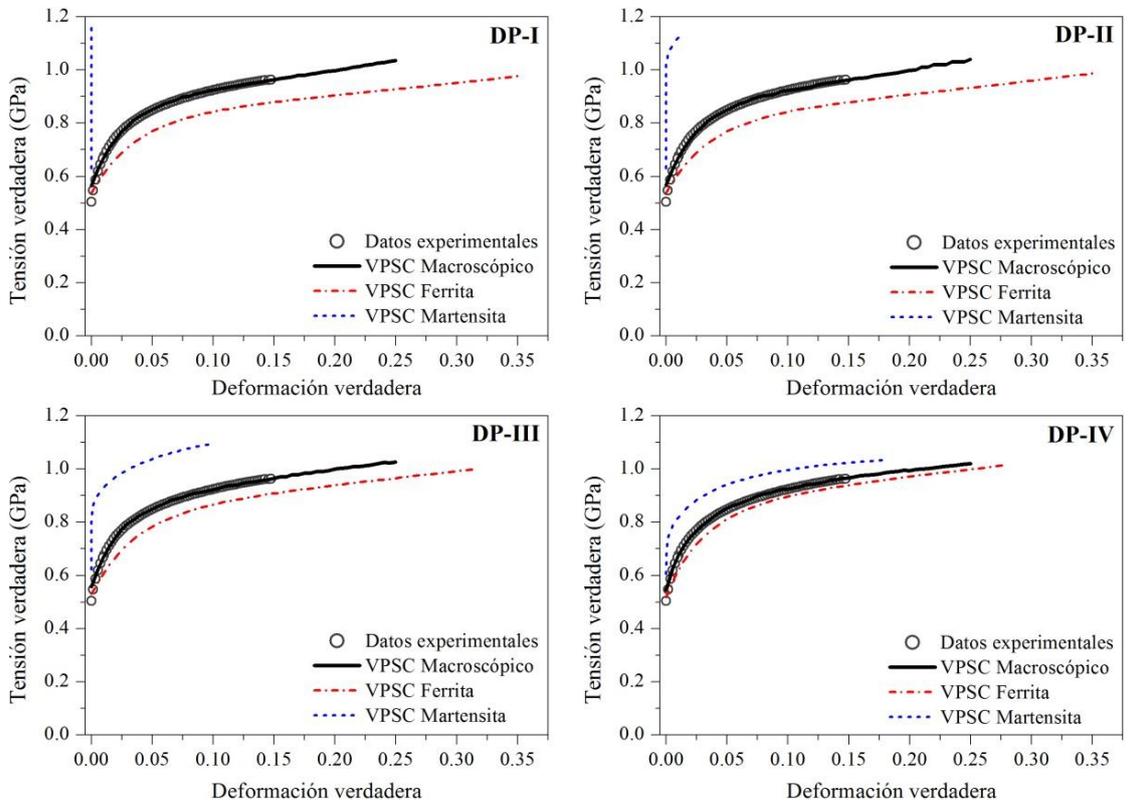
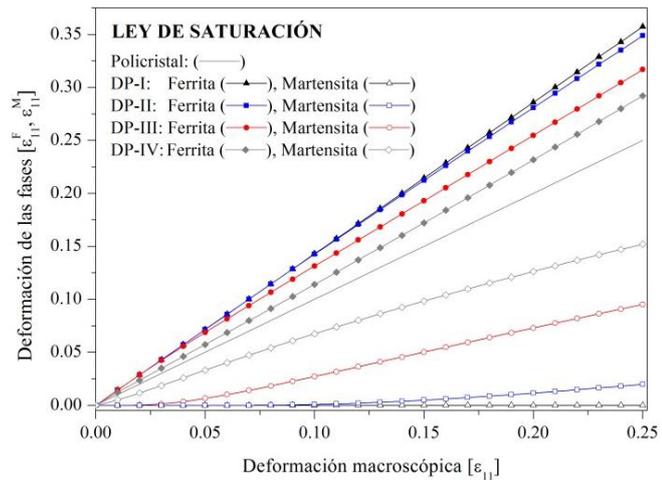


Figura 10.8 Curvas de fluencia experimentales y simuladas asumiendo diferentes microestructuras (DP-I, DP-II, DP-III y DP-IV). El endurecimiento por deformación es descrito por el modelo de Voce.

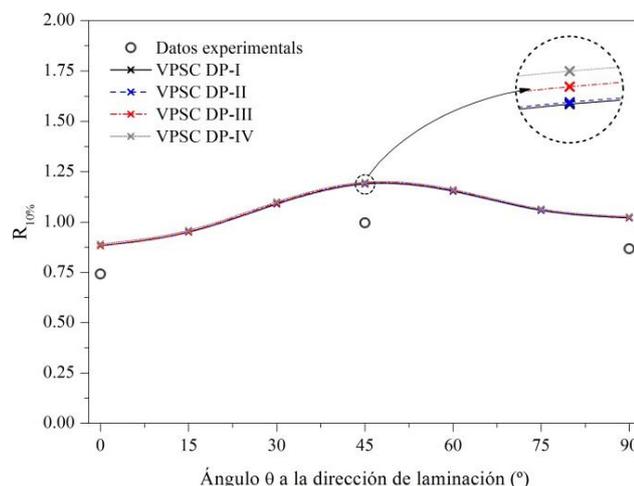
Figura 10.9 Predicciones de la partición de la deformación entre la ferrita y la martensita como función de la deformación uniaxial aplicada, asumiendo diferentes microestructuras: DP-I, DP-II, DP-III y DP-IV



Las curvas de fluencia simuladas para los diferentes conjuntos de parámetros se muestran junto con la curva de carga experimental en las Figs. 10.7 y 10.8 para las leyes de saturación y Voce, respectivamente. Se puede observar que la ley de Voce produce un mejor ajuste en las etapas iniciales de deformación y un mayor exponente de endurecimiento por deformación que la ley de saturación. Los comportamientos plásticos adoptados para la martensita se ilustran con mayor detalle en la Fig. 10.9, donde se presenta el particionamiento de la deformación entre la ferrita y la martensita durante la carga, para la ley de saturación. Se observa que la martensita experimenta menos deformación plástica que la ferrita durante el proceso de deformación, y que la plasticidad de la martensita se incrementa sistemáticamente desde la microestructura DP-I hasta la DP-IV. Aunque los resultados no sean presentados aquí, se encuentra un comportamiento análogo para la ley de Voce.

La Fig. 10.10 muestra los coeficientes de Lankford obtenidos experimentalmente y simulados como función del ángulo de orientación. Como ambas leyes de endurecimiento son isotrópicas, éstas predicen resultados muy similares. En consecuencia, sólo se presentan los resultados correspondientes a la ley de saturación en la figura. Aunque el modelo VPSC predice valores de Lankford levemente superiores a aquellos medidos experimentalmente, la variación

Figura 10.10 Coeficientes de Lankford experimentales y predichos, respecto a la orientación de la muestra, para el acero DP-780



cualitativa de R con la orientación es capturada correctamente. No se encuentran diferencias apreciables entre las diferentes microestructuras.

10.5 Resultados y discusión

Los diagramas FLD experimentales y teóricos, sobre la dirección RD, se muestran en la Fig. 10.11. Las deformaciones principales mínimas y máximas subyacen sobre los ejes x e y , respectivamente. Los símbolos abiertos corresponden a valores experimentales de deformación límite, especificando una zona insegura para el conformado de metales. El mínimo valor crítico ocurre cerca de la condición PS, con $\bar{\epsilon}_{11min}^* = 0,18$, mientras que los valores máximos fueron medidos para estirado EBA, con $\bar{\epsilon}_{11max}^* = 0,35$. La Fig. 10.12 muestra la sección transversal de probetas fracturadas sobre caminos de deformación UAT, PS y EBA. Para UAT, el acero DP-780 desarrolla una estricción localizada antes de la rotura, donde la fractura final ocurre a través de una grieta del tipo copa y cono. Por otro lado, desde PS a estirado EBA, se observa una fractura repentina por corte a través del espesor, con poca estricción. Según Nikhare et al. (2011), es posible que esto se deba a la alta concentración de tensiones desarrolladas sobre la interfase ferrita/martensita, producto de la incompatibilidad de deformación plástica, lo que produce una rápida nucleación y crecimiento de cavidades.

En adelante, la capacidad predictiva del modelo MK-VPSC se analiza en términos de la influencia de la plasticidad de la martensita, la ley de endurecimiento, las actividades relativas de los sistemas de deslizamiento, el particionamiento de la deformación, evolución de textura y fracción en volumen de martensita.

La mayoría de los experimentos utilizados para estudiar la influencia de la plasticidad de la martensita sobre las propiedades mecánicas de los aceros DP, han sido desarrollados utilizando tracción uniaxial (ver por ejemplo: Mazinani y Poole, 2007; Calcagnotto et al., 2011). Hasta el

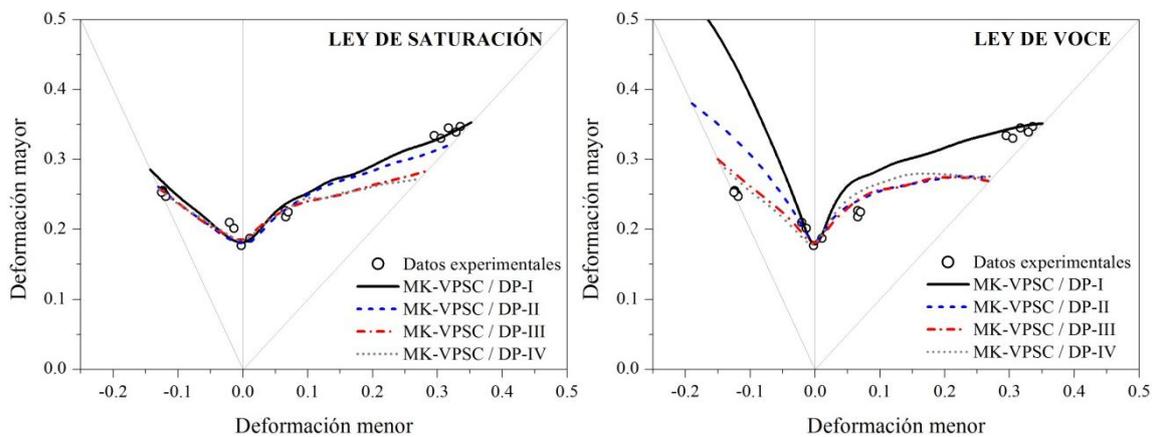
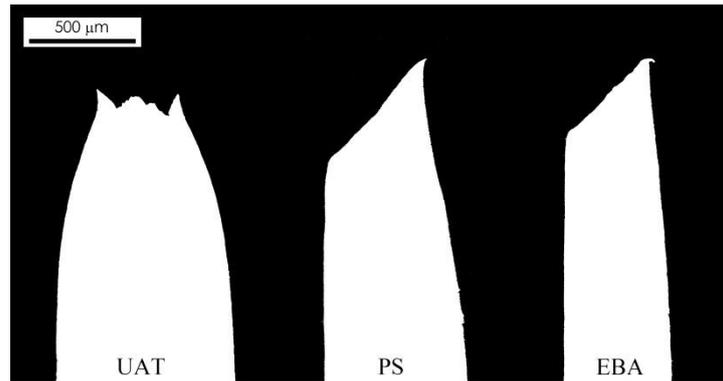


Figura 10.11 Diagramas FLD experimentales y simulados, para la chapa de acero DP-780, considerando diferentes microestructuras iniciales. Dos leyes de endurecimiento fueron utilizadas: saturación (izq.) y Voce (der.)

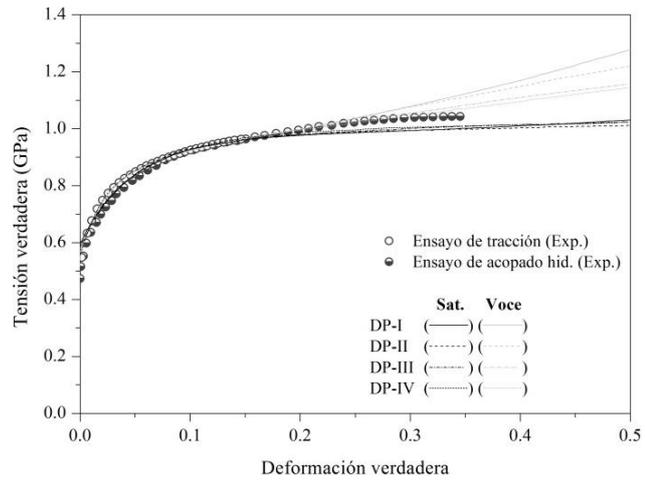
Figura 10.12 Sección transversal de probetas fracturadas sobre caminos de deformación UAT, PS y EBA



presente no se registran investigaciones sistemáticas sobre el efecto de la plasticidad de la martensita en la formabilidad de aceros DP, teniendo en cuenta diferentes trayectorias de deformación. Este efecto se enfoca aquí, dentro del marco del trabajo del modelo MK-VPSC. La Fig. 10.11 muestra los resultados computacionales para ambas leyes de endurecimiento: saturación (Fig. 10.11, izq.) y Voce (Fig. 10.11, der.). Respecto a la ley de saturación, el esquema MK-VPSC exhibe dos comportamientos diferentes. En el lado izquierdo del diagrama FLD, el modelo es insensible a la posibilidad de deformación plástica de la martensita –ya que las curvas se superponen una a la otra– y las FLCs calculadas están en buen acuerdo con los datos experimentales. Sólo se encuentra una leve sobreestimación para la microestructura DP-I, es decir, cuando no existe deformación plástica en la martensita. Por el contrario, desde PS a estirado EBA, la influencia de la plasticidad de la martensita sobre la FLC predicha no es despreciable. Para el caso donde se asume que la martensita es rígida, el modelo predice un buen acuerdo con los resultados experimentales. Sin embargo, incrementando la deformabilidad de la martensita, el lado derecho de la FLC disminuye, lo que lleva a una subestimación de los valores experimentales de deformación límite para estirado EBA. El grado de subestimación depende del grado de plasticidad asumido para la martensita. Se puede inferir de estudios previos basados en datos experimentales de tracción, que una menor deformación en la martensita y una mayor deformación en la ferrita llevan a retrasar la estricción y a aumentar las deformaciones a la fractura (Jiang et al., 1993; Mazaheri et al., 2014). Las simulaciones muestran que durante deformación uniaxial, para la microestructura DP-I, hay un pequeño incremento en la deformación crítica, lo que está en acuerdo con estos resultados.

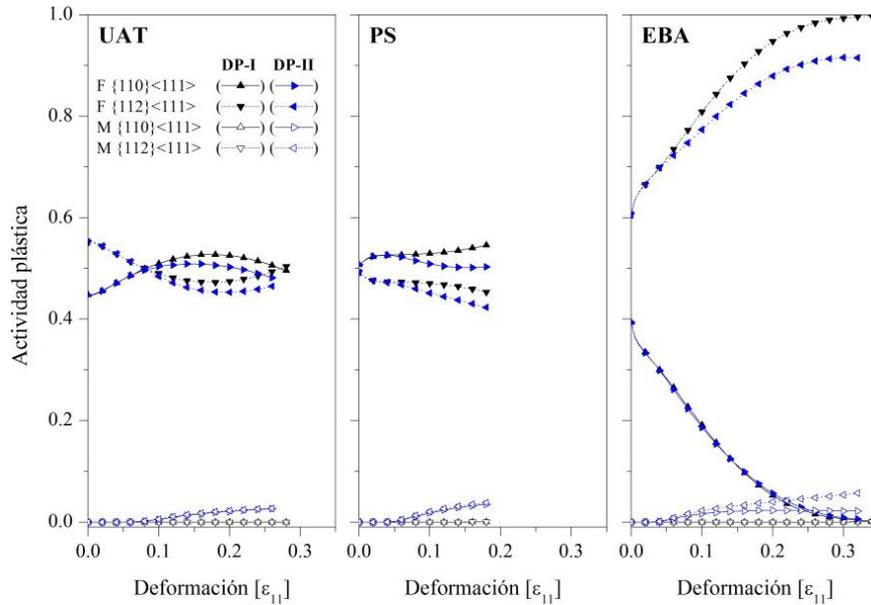
A diferencia del caso anterior, las FLCs teóricas de la chapa de acero DP-780, basadas en la ley de endurecimiento de Voce (Fig. 10.11, der.), muestran algunas diferencias a resaltar. En el lado derecho del diagrama, el modelo exhibe resultados similares para las tres microestructuras que permiten la deformación de la martensita (es decir, DP-II a DP-IV). Primero se predice un rápido crecimiento de la FLC hasta un camino de deformación $\rho \sim 0,25$, sobreestimando los valores experimentales. Subsecuentemente, la pendiente de la FLC disminuye, lo que lleva a subestimar las deformaciones límite medidas sobre EBA. Aunque la

Figura 10.13 Curvas de carga uniaxiales extrapoladas para las leyes de endurecimiento de saturación y Voce



FLC, para la microestructura DP-I, reproduce el valor límite experimental para la condición EBA, los resultados predichos por el modelo sobre todo el rango biaxial no son precisos. En el lado izquierdo del diagrama FLD se observa una gran sensibilidad del modelo MK-VPSC respecto a la suposición establecida para la plasticidad de la martensita, sobreestimando los valores de deformación límite experimentales a medida que las trayectorias de deformación se aproximan a UAT. Retardando la deformación de la martensita los valores críticos de deformación incrementan rápidamente, lo que también concuerda con resultados publicados (Jiang et al., 1993; Mazaheri et al., 2014). Esta alta sensibilidad se relaciona directamente al mayor exponente de endurecimiento por deformación presentado por la ley de Voce, la cual tiende asintóticamente a una velocidad de endurecimiento lineal. Para ilustrar esto, en la Fig. 10.13 se comparan las curvas tensión-deformación uniaxiales de ambas leyes de endurecimiento extrapoladas hasta $\bar{\epsilon}_{11} = 0,50$. Mientras que las simulaciones correspondientes a la ley de saturación predicen curvas de carga casi planas y superpuestas, incluso en la región posterior a la inestabilidad, las simulaciones de la ley de Voce exhiben una mayor pendiente luego de $\bar{\epsilon}_{11} = 0,20$, la cual se incrementa aún más al aumentar las restricciones a la plasticidad de la martensita. Por lo tanto, el mayor exponente de endurecimiento por deformación causa un retraso en el comienzo de la estricción durante el proceso de deformación. La mayor influencia se encuentra para la microestructura DP-I, que exhibe deformaciones límite anormalmente altas sobre la totalidad del lado izquierdo del diagrama FLD. Sólo para este caso, la pendiente de la curva de carga continúa incrementándose a medida que la deformación avanza, lo que aumenta aún más el retraso en el comienzo de la estricción. Obviamente el nivel de deformación alcanzado por medio de ensayos de tracción uniaxial no provee suficiente evidencia experimental para seleccionar la ley de endurecimiento adecuada. Para remediar este problema, la curva tensión-deformación uniaxial fue extrapolada hasta mayores niveles de deformación plástica por medio del ensayo de acopado hidráulico, como también se muestra en la Fig. 10.13. Se siguió el trabajo de Sigvant et al. (2009), donde los valores de tensión efectiva y deformación

Figura 10.14 Predicción de la actividad plástica relativa entre sistemas de deslizamiento en la zona homogénea MK, para UAT, PS y estirado EBA, hasta la falla



efectiva equibiaxiales son escalados al punto de pérdida de estabilidad en el ensayo uniaxial, en base al principio de equivalencia de trabajo plástico. Puede observarse que el modelo de Voce concuerda mejor con los datos experimentales hasta un 25% de deformación efectiva. Sin embargo, desde ese punto, la pendiente de la curva de carga es mucho más cercana a la tendencia predicha por la ley de saturación. De manera similar, resultados experimentales en la literatura indican que, para aceros DP-780, las curvas tensión-deformación extrapoladas tienden a saturar a altos niveles de deformación (Nasser et al., 2010; Sung et al., 2010; Behrens et al., 2012; Panich et al., 2013; Sun et al., 2013; Smith et al., 2014).

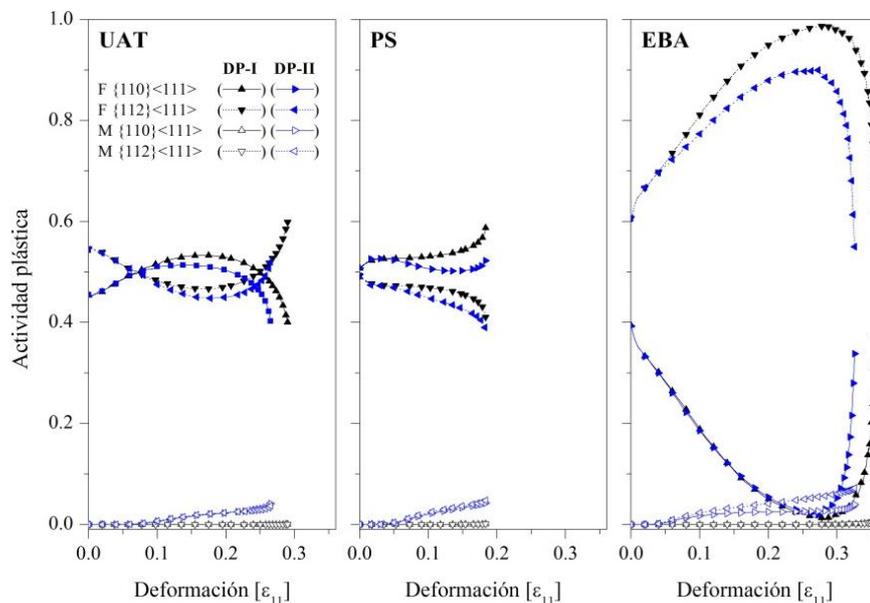
En base a este análisis, resulta claro que la plasticidad de la martensita juega un rol importante controlando la formabilidad del acero DP-780. La ley de saturación produce resultados más precisos que el modelo de Voce en la totalidad del diagrama FLD, lo que resalta la importancia de seleccionar una ley de endurecimiento apropiada, que describa de manera precisa el endurecimiento por deformación del material, para obtener simulaciones exitosas. En particular, los valores teóricos de deformación límite, calculados para la microestructuras DP-I y DP-II, muestran un mejor acuerdo con los datos experimentales. En resultados disponibles en la literatura se muestra que la plasticidad de la martensita se ve incrementada para aceros DP con una alta fracción en volumen de martensita (ver por ejemplo: Shen et al., 1986; Mazinani y Poole, 2007) y con la martensita formando una estructura de red tipo collar alrededor de granos ferríticos (Park et al., 2014), como es el caso del acero DP-780. Debido a esto, los estudios siguientes serán enfocados principalmente en la microestructura DP-II, caracterizada por la ley de saturación. No obstante, a efectos de comparación, la microestructura DP-I será ocasionalmente tenida en cuenta en el análisis.

La Fig. 10.14 muestra la predicción del modelo VPSC respecto a la actividad plástica relativa de los sistemas de deslizamiento ferríticos y martensíticos para las microestructuras DP-

I y DP-II, analizando sólo el material fuera de la banda de inestabilidad MK. Se consideraron caminos de deformación UAT, PS y EBA hasta la falla. Para las trayectorias UAT y PS, la deformación en ambas microestructuras se acomoda, casi equitativamente, por medio de los dos sistemas de deslizamiento ferríticos. Del mismo modo, para la microestructura DP-II, a medida que la martensita comienza a deformar, ambos sistemas de deslizamiento sostienen igual actividad plástica. La deformación en la martensita comienza a expensas de una disminución de la actividad plástica de los dos sistemas de deslizamiento de la ferrita. Se verifica la no ocurrencia de actividad plástica en la martensita para la microestructura DP-I. Para el caso de estirado EBA, a medida que la deformación avanza, la actividad de los sistemas de deslizamiento $\{110\}\langle 111\rangle$ de la ferrita disminuyen, mientras que la de los sistemas $\{112\}\langle 111\rangle$ aumenta. Se observa que, cuando se alcanza la condición de falla, el modo $\{110\}\langle 111\rangle$ se encuentra casi o totalmente inactivo, tanto para la microestructura DP-I como la DP-II. Esto fue también encontrado por Serenelli et al. (2010) para un material BCC con textura aleatoria y una chapa de acero de bajo carbono, y explicaron este hecho en términos de la evolución de textura en la zona homogénea MK. En el caso de la martensita, los sistemas de deslizamiento $\{112\}\langle 111\rangle$ experimentan levemente mayor actividad plástica que los sistemas $\{110\}\langle 111\rangle$. A diferencia de los casos UAT y PS, la deformación en la martensita ocurre a expensas de sólo una disminución en la actividad del sistema $\{112\}\langle 111\rangle$ en la ferrita.

Un comportamiento diferente se observa para el material dentro de la banda MK (Fig. 10.15). Cuando esta zona de defecto se encuentra cercana a la rotura, el material cambia a un estado de deformación plana, produciendo un cambio en los sistemas de deslizamiento activos (Serenelli et al., 2010). Este cambio es mayor para la ferrita, sobre la trayectoria de deformación EBA. Por ejemplo, desde el comienzo de la localización de la deformación (es decir, máximos y mínimos de las curvas EBA) hasta la rotura, en el caso de la microestructura DP-II, la actividad

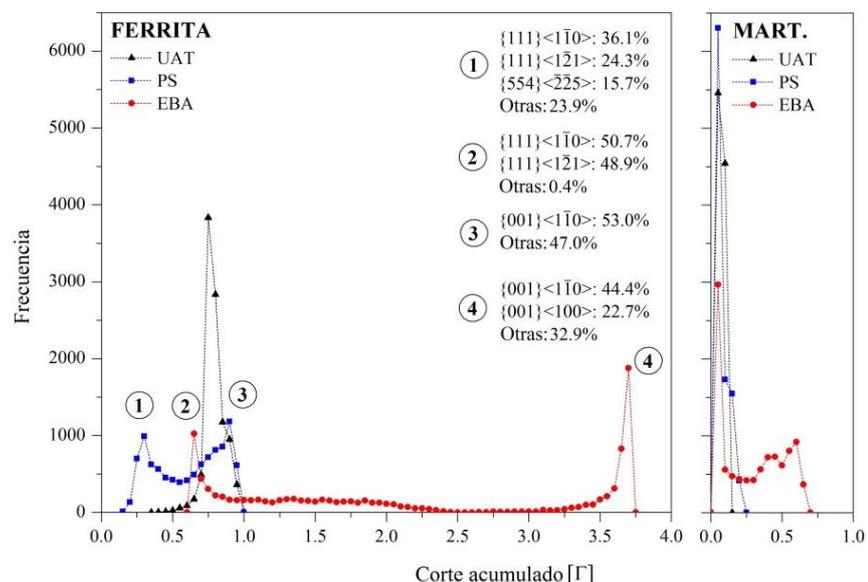
Figura 10.15 Predicción de la actividad plástica relativa entre sistemas de deslizamiento dentro de la banda MK, para UAT, PS y estirado EBA, hasta la falla.



del sistema de deslizamiento $\{110\}\langle 111\rangle$ disminuye desde 90% hasta 55% y la actividad del sistema $\{112\}\langle 111\rangle$ se ve incrementada de 2% al 34%. Tasan et al. (2009) y Nihare et al. (2011) sugirieron que la capacidad de alcanzar un estado PS en la banda de inestabilidad, durante estirado EBA, puede ser restringida geoméricamente por la presencia de una fase dura, tal como la martensita. Cuanto menor es la plasticidad de la martensita, mayor es la restricción en la capacidad de los granos ferríticos para deformar, incrementando, por lo tanto, la restricción geométrica y retrasando el comienzo de la localización. Esto es predicho por el modelo MK-VPSC, tal como se observa en la Fig. 10.11. Los cambios más pequeños en los sistemas de deslizamiento son encontrados para PS, dado que el material se encuentra deformando de por sí sobre la trayectoria PS. Para la fase martensítica se predice sólo un cambio despreciable en la actividad de los sistemas de deslizamiento en los tres modos de deslizamiento. Esto indica que, dentro del marco de trabajo MK, la localización ocurre mucho más rápidamente en la ferrita que en la martensita.

Con el fin de obtener una visión de cómo el modelo VPSC distribuye la deformación plástica entre las fases constituyentes, los datos de deformación por corte acumulada, provenientes de las simulaciones, se recopilaron como histogramas para la microestructura DP-II (Fig. 10.16), bajo tres condiciones de deformación a nivel de rotura: UAT, PS y EBA. Se observa, nuevamente, que la fase martensítica dura acomoda menor deformación que la ferrita. El histograma correspondiente a la ferrita (Fig. 10.16, izq.) revela una distribución bimodal para PS y, más notoriamente, para estirado EBA, donde existen distintas poblaciones de granos con altas y bajas deformaciones por corte acumuladas. Estos dos picos corresponden a grupos de granos con orientaciones cristalográficas específicas. En el caso de estirado EBA, las orientaciones finales Shear ($\{001\}\langle 1\bar{1}0\rangle$) y Cube ($\{001\}\langle 100\rangle$) constituyen el 67,1% de los granos en el pico derecho, mostrando el mejor alineamiento para el deslizamiento. Por otro lado, las orientaciones finales $\{111\}\langle 1\bar{1}0\rangle$ y $\{111\}\langle 1\bar{2}1\rangle$ representan el 99,6% de los granos en el

Figura 10.16
Deformación de corte acumulada en los granos de ferrita (izq.) y martensita (der.) hasta la falla del material, para trayectorias de deformación UAT, PS y EBA



pico izquierdo, teniendo estos granos la alineación más pobre en términos de deslizamiento para estirado EBA. De igual modo, en el caso de PS, las orientaciones Shear constituyen el 53% de los granos en el pico derecho, mientras que las componentes de textura $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}0\rangle$, $\{111\}\langle\bar{1}\bar{2}1\rangle$ y $\{554\}\langle\bar{2}\bar{2}5\rangle$ representan el 76,1% de los granos en el pico izquierdo. Aunque bajo PS también se observe una distribución bimodal, la deformación es distribuida mucho más homogéneamente que para estirado EBA. Por el contrario, para UAT, dado que se observa un único pico en $\Gamma \sim 0,75$, la deformación macroscópica resulta distribuida de modo mucho más homogéneo sobre la totalidad de la población de granos. Esta predicción concuerda con resultados experimentales de Han et al. (2013), quienes encontraron que luego de deformar en tracción, no existía ninguna correlación entre la orientación del grano y la deformación que éste acomodaba. En el caso de la martensita, dado que esta fase dura sufre menor deformación plástica que la ferrita, el histograma muestra un pico a mucha menor deformación por corte acumulada, para los tres casos de carga (ver Fig. 10.16, der.). No se encuentran diferencias significativas entre UAT y PS, sin embargo, para estirado EBA, el gráfico refleja una mayor cantidad de plasticidad de la martensita, con una distribución heterogénea de la deformación.

Adicionalmente, se examina la evolución de la textura – experimental y predicha – sobre diferentes trayectorias de deformación en términos de la sección $\varphi_2 = 45^\circ$ de la ODF. La Fig. 10.17 muestra las texturas experimentales iniciales y deformadas del acero DP-780, así como las correspondientes simulaciones usando el modelo MK-VPSC para la microestructura DP-II. Cabe destacar que tanto las texturas experimentales, como las simuladas, se referencian al sistema de coordenadas de la muestra. Se fijó la escala de grises a aquella de la textura inicial para permitir realizar comparaciones. Se consideran muestras deformadas en UAT sobre RD ($\varepsilon_1 \sim 0,16$), DD ($\varepsilon_1 \sim 0,26$) y TD ($\varepsilon_1 \sim 0,20$), y deformadas en tensión EBA ($\varepsilon_1 \sim 0,24$). La textura de partida del material consiste de fibras γ ($\langle 111 \rangle // ND$) y α ($\langle 110 \rangle // RD$) heterogéneas, con aumentos particulares en las componentes $\{111\}\langle\bar{1}\bar{2}1\rangle$ y $\{554\}\langle\bar{2}\bar{2}5\rangle$, y una fuerte presencia de orientaciones Shear. El bajo valor de R se encuentra directamente relacionado a la presencia de orientaciones Cube y mayormente orientaciones Shear en el material de partida (Ray y Jonas, 1990). Se observa que la evolución de la textura experimental, inducida por la deformación, produce un aumento en la fibra γ a expensas de las componentes Shear en los casos de UAT RD, UAT DD y EBA, y a una fuerte disminución de la fibra α para UAT TD. Para cada una de las tres orientaciones del ensayo de tracción uniaxial, la fibra γ reforzada mostró un aumento en las intensidades de las componentes $\{111\}\langle\bar{1}\bar{2}1\rangle$ y $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$, a diferencia del caso de deformación EBA, donde la fibra γ resultó mucho más homogénea. Las texturas simuladas concuerdan cualitativamente con las experimentales. El modelo captura con precisión las principales características de las texturas de deformación, sin embargo, hay algunas diferencias a destacar. Para UAT, el modelo VPSC predice texturas finales menos intensas que aquellas

medidas experimentalmente, lo cual puede ser debido a la menor intensidad de la textura discretizada. En las tres direcciones de ensayo se predice una fibra α bien desarrollada y una fibra γ no uniforme, por el contrario a lo observado experimentalmente. Sin embargo el modelo captura, de una manera menos concentrada, la intensidad particular de las componentes

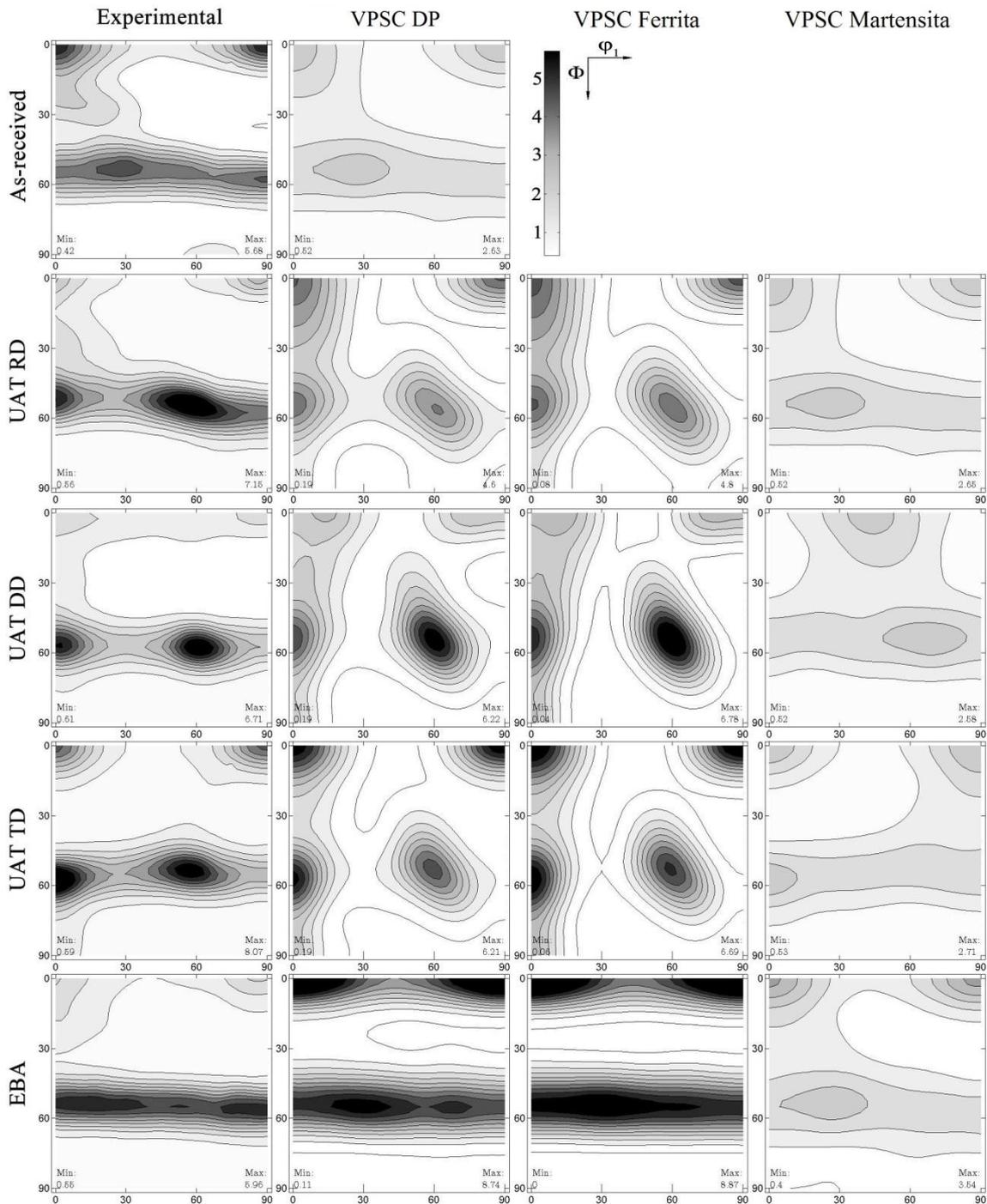
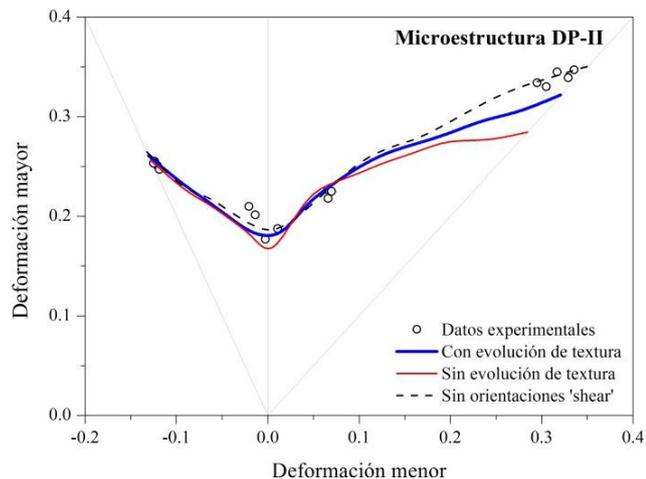


Figura 10.17 Secciones ODF ($\phi_2=45^\circ$) correspondientes a las texturas finales medidas experimentalmente y simuladas computacionalmente, para la chapa de acero DP-780, deformada bajo caminos UAT sobre RD, DD y TD, y EBA. También se incluye la textura experimental de partida del material (as-received).

$\{111\}\langle\bar{1}21\rangle$ y $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ observadas en las texturas medidas. A excepción de UAT TD, el modelo calcula una reducción en las componentes Shear de acuerdo con los datos experimentales. Las texturas medidas y simuladas luego de tensión EBA muestran tendencias similares, especialmente sobre la fibra γ . Sin embargo, el modelo VPSC predice una fibra θ ($\langle 100 \rangle // ND$) mucho más fuerte, mostrando una intensidad máxima en la componente Shear, no detectada experimentalmente. Es interesante destacar que estas orientaciones no poseen solo la mejor alineación para el deslizamiento cristalino, como fuera mencionado anteriormente, sino que también son estables durante estirado EBA. La intensificación de la componente Shear, junto con el incremento de la fibra γ , fue también notada experimentalmente y reproducida computacionalmente mediante el modelo VPSC por Kim et al. (2011). Estos autores encontraron que estas orientaciones son estables durante estirado EBA. Las texturas finales simuladas para la ferrita y martensita también se muestran en la Fig. 10.17. Puede observarse que la textura ferrítica tiene la mayor influencia sobre la textura final del policristal, y posee su misma evolución de textura, aunque con intensidades levemente superiores. Las texturas finales correspondientes a la martensita no muestran prácticamente cambios desde su estado inicial, dado que esta fase experimentó poca deformación.

Con el objetivo de evaluar más profundamente la influencia de la textura cristalográfica en la FLC, se repitieron las simulaciones previas, realizadas para la microestructura DP-II, adoptando dos estrategias diferentes. Por un lado, la textura se fija en su estado inicial, lo cual permite analizar el efecto de la evolución de la textura durante el proceso de deformación, es decir, la evolución de anisotropía. Por otro lado, dado que el modelo VPSC predice una sobreestimación de las orientaciones Shear, particularmente para estirado EBA, resulta interesante analizar el efecto de esta componente de textura en el comportamiento global de formabilidad de la chapa de acero DP. Con este fin, en ambas fases se quitaron las orientaciones Shear de la textura inicial. Los resultados se presentan en la Fig. 10.18 para la microestructura DP-II. Se observa que las FLCs con y sin evolución de textura se aproximan entre sí en el sector izquierdo del diagrama FLD. Las diferencias comienzan a partir de $\rho > 0,3$, donde los valores calculados son superiores cuando se permite la evolución de textura. La mayor influencia se encuentra para estirado EBA, donde se predice un incremento del 13,5% en el valor de deformación límite. Puede observarse también en la Fig. 10.18 que, más allá de pequeñas diferencias, la ausencia de las orientaciones Shear no altera significativamente los valores de deformación límites para $\rho < 0,6$. Esto se relaciona con el modo en que el modelo VPSC distribuye la deformación entre los granos, que es más homogéneo para UAT y PS, tal como fuera discutido anteriormente (ver Fig. 10.16). Por lo tanto, la falta de orientaciones Shear en la textura de partida no produce cambios mayores en la FLC simulada. Por el contrario, se observa un incremento en las deformaciones críticas cuando las trayectorias se aproximan a estirado EBA, lo cual puede explicarse del siguiente modo: cuando la chapa se acerca a rotura, el

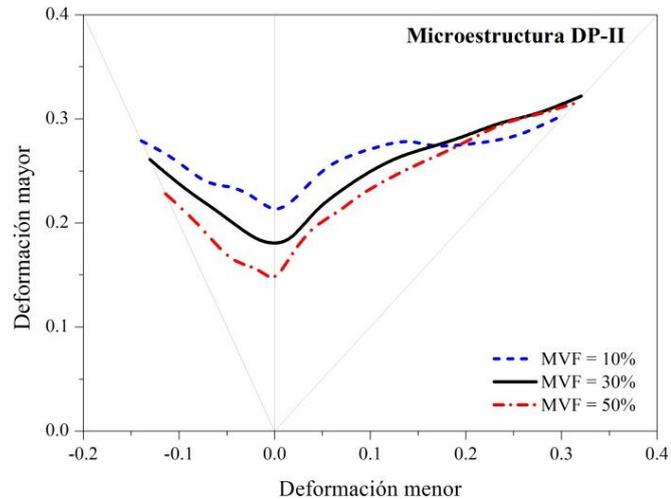
Figura 10.18 Curvas FLC correspondientes a la microestructura DP-II, simuladas con y sin evolución de textura. Adicionalmente se presenta la FLC predicha luego de quitar las orientaciones Shear de la textura inicial



material dentro de la banda MK cambia a un estado de deformación plana. Dado que las orientaciones Shear muestran la mejor alineación para el deslizamiento durante tensión EBA, la falta de estas componentes en la textura inicial puede reducir la capacidad de la banda de inestabilidad a alcanzar el estado de PS, incrementando, por lo tanto, el valor de deformación límite.

Finalmente, se estudia la influencia de la fracción en volumen de martensita (MVF) en la predicción de la FLC, para la microestructura DP-II. Varios autores investigaron los efectos de la MVF y encontraron que es dominante en el control de las propiedades mecánicas de los aceros DP (Byun y Kim, 1993; Jiang et al., 1993; Sun y Pugh, 2002; Mazinani y Poole, 2007; Wang et al., 2013; Pierman et al., 2014; Seyedrezai et al., 2014). Actualmente, algunos investigadores se focalizan en construir modelos que capturen el efecto de la MVF en la respuesta tensión-deformación macroscópica y el comportamiento de falla de los aceros DP (Al-Abbasi y Nemes, 2003; Sun et al., 2009; Uthaisangsuk et al., 2011; Sodjit y Uthaisangsuk, 2012; Paul, 2013; Ramazani et al., 2013). Sin embargo, no se conoce que se hayan reportado estudios correlacionando la MVF y el diagrama FLD para aceros DP. Para llevar a cabo este desafío, el mismo procedimiento de modelado fue repetido para MVF de 10% y 50%. Los parámetros de endurecimiento correspondientes a la ley de saturación, así como el factor de imperfección MK, se mantuvieron iguales para todas las simulaciones. Se sabe que una variación experimental de la MVF modificaría el contenido de carbono de la martensita, llevando a producir cambios en su dureza y resistencia global. Sin embargo, dado que se intenta estudiar el efecto de variar la cantidad de la segunda fase en la simulación de la FLC, dentro del marco de trabajo MK-VPSC, debería ser válido utilizar los mismos parámetros de endurecimiento en este ejemplo ilustrativo. Los resultados se presentan en la Fig. 10.19. La mayor influencia se observa para $\rho < 0,6$, donde una menor MVF lleva a aumentar el nivel de la FLC. Por ejemplo, cuando se disminuye la MVF desde 50% a 10%, el valor de la deformación límite en PS aumenta en un 47%. En la literatura se documentó ampliamente que la elongación uniforme/total disminuye con un aumento de la cantidad de martensita (Jiang et al., 1993; Sun y

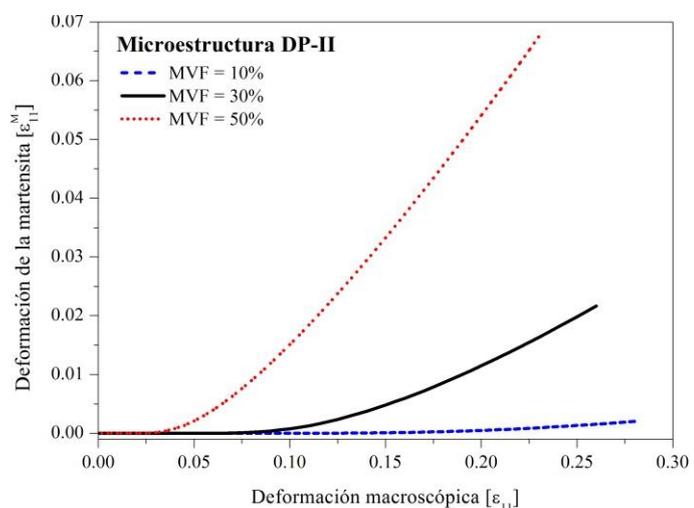
Figura 10.19 Diagramas FLD simulados variando la fracción en volumen de martensita para la chapa de acero DP-780



Pugh, 2002; Mazaheri et al., 2014). El presente modelado está claramente en acuerdo con este comportamiento. Sin embargo, para $\rho \geq 0,6$ esta tendencia cambia y, a medida que se alcanza el estirado EBA, la influencia de la MVF se vuelve menos significativa.

Adicionalmente, se analiza la influencia de la MVF en la plasticidad de la martensita para UAT. La Fig. 10.20 muestra la evolución de la deformación promedio de la martensita ($\bar{\epsilon}_{11}^M$), en función de la deformación macroscópica aplicada hasta la falla del material. Los resultados computacionales indican que, con una menor MVF, la deformación plástica de la martensita se ve dificultada, lo que concuerda con resultados experimentales (Shen et al., 1986; Mazinani y Poole, 2007) y de simulaciones (Al-Abbasi y Nemes, 2003). Por otro lado, cuando se aumenta la cantidad de martensita, su ductilidad se incrementa sistemáticamente. Shen et al. (1986) utilizaron un microscopio SEM para ensayar in-situ muestras de acero DP, y explicaron esta característica en términos del corte producido en la interfase ferrita/martensita, lo que extiende la deformación dentro de las islas martensíticas.

Figura 10.20 Evolución de la deformación promedio de la martensita, como función de la deformación uniaxial aplicada, predicha por el modelo VPSC



10.6 Conclusiones

En el presente trabajo se simuló el diagrama FLD de una chapa de acero DP-780, en base a una formulación eficiente del modelo MK-VPSC, y se lo comparó con resultados provenientes de ensayos de acopado hidráulico y ensayos de tracción sobre probetas con diferentes geometrías de entalla. Para calibrar el modelo policristalino, se infirieron las curvas tensión-deformación de ambas fases teniendo en cuenta tres comportamientos plásticos para la martensita. De esta manera, se pudo analizar el efecto de la plasticidad de la martensita en la simulación de la FLC. Sumado a ello, se consideraron dos leyes de endurecimiento – saturación y Voce – para estudiar los efectos de la extrapolación de la curva de fluencia en la FLC predicha. Se arribó a las siguientes conclusiones:

- El modelo numérico propuesto muestra que la plasticidad de la martensita es un factor importante en el control de la formabilidad de la chapa de acero DP-780. Generalmente, cuanto mayor es la plasticidad de la martensita, menor es el valor de deformación límite calculado. El mejor acuerdo con la FLC experimental se encontró cuando las simulaciones fueron realizadas usando la ley de saturación y cuando la deformación de la martensita no es permitida u ocurre luego de alcanzar el punto de inestabilidad.
- Las FLCs calculadas fueron afectadas significativamente por la extrapolación realizada en la curva de carga del material. La ley de saturación dio mejores resultados que la de Voce sobre la totalidad del diagrama FLD. El mayor exponente de endurecimiento por deformación del modelo de Voce, que tiende asintóticamente hacia una velocidad de endurecimiento lineal, produce la alta sensibilidad mostrada por el esquema MK-VPSC en el sector izquierdo del diagrama FLD. Esto resalta la importancia de seleccionar una ley de endurecimiento apropiada, que describa eficientemente el endurecimiento por deformación del material, para obtener un proceso de simulación exitoso.
- El análisis de la actividad plástica de los sistemas de deslizamiento de la ferrita y martensita, dentro y fuera de la banda MK, sugiere que, dentro del marco de trabajo MK, la localización ocurre mucho más rápidamente en la ferrita que en la martensita.
- La distribución de la deformación plástica predicha sobre los granos de ferrita muestra que, a diferencia de UAT, para PS y estirado EBA existe una fuerte correlación entre la orientación del grano y la deformación que éste acomoda. Para estirado EBA, las orientaciones finales Shear y Cube son muy propensas a deformar, mientras que las orientaciones $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}0\rangle$ y $\{111\}\langle\bar{1}\bar{2}1\rangle$ experimentan el menor nivel de deformación. Del mismo modo, para PS, las orientaciones Shear muestran el mayor grado de deformación acumulada, mientras que las componentes de textura $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}0\rangle$, $\{111\}\langle\bar{1}\bar{2}1\rangle$ y $\{554\}\langle\bar{2}\bar{2}5\rangle$ muestran la menor.

- Las texturas finales simuladas están en acuerdo cualitativo con las experimentales. Adicionalmente, se encontró que la evolución de la textura afecta las deformaciones críticas sólo en el lado derecho del diagrama FLD.
- Finalmente, un análisis de sensibilidad de la influencia de la MVF en la FLC muestra que el mayor efecto se encuentra para $\rho < 0,6$, donde una menor MVF produjo un mayor nivel de la FLC. Además, cuando se aumenta la cantidad de la martensita, su ductilidad se incrementa sistemáticamente, tal como es mostrado en simulaciones sobre la trayectoria UAT por el modelo MK-VPSC.

10.7 Referencias

- Al-Abbasi F.M., Nemes J.A., 2003. Micromechanical modeling of dual phase steels. *International Journal of Mechanical Sciences* 45, 1449–1465.
- Assempour A., Nejadkhaki H.K., Hashemi R., 2010. Forming limit diagrams with the existence of through-thickness normal stress. *Computational Materials Science* 48, 504-508.
- ASTM E8-04, 2004. Standard test methods for tension testing of metallic materials. ASTM International.
- Bachmann F., Hielscher R., Schaeben H., 2010. Texture analysis with MTEX- Free and open source software toolbox. *Solid State Phenomena* 160, 63-68.
- Barbé L., Verbeke K., 2009. Microstructural characterization of dual phase steels by means of electron microscopy. In book: *Materials Processing and Texture: Ceramic Transactions* 200, 71-77.
- Behrens B.-A., Bouguecha A., Vucetic M., Peshekhodov I., 2012. Characterisation of the quasi-static flow and fracture behaviour of dual-phase steel sheets in a wide range of plane stress states. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 12, 397-406.
- Björklund O., Larsson R., Nilsson L., 2013. Failure of high strength steel sheets: Experiments and modeling. *Journal of Materials Processing Technology* 213, 1103-1117.
- Bleck W., Deng Z., Papamantellos K., Gusek C.O., 1998. A comparative study of the forming-limit diagram models for sheet steels. *Journal of Materials Processing Technology* 83, 223-230.
- Byun T.S., Kim I.S., 1993. Tensile properties and inhomogeneous deformation of ferrite–martensite dual-phase steels. *Journal of Materials Science* 28, 2923–2932.
- Calcagnotto M., Adachi Y., Ponge D., Raabe D., 2011. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. *Acta Materialia* 59, 658–670.

- Chen P., Ghassemi-Armaki H., Kumar S., Bower A., Bhat S., Sadagopan S., 2014. Microscale-calibrated modeling of the deformation response of dual-phase steels. *Acta Materialia* 65, 133-149.
- Choi B.W., Seo D.H., Yoo J.Y., Jang J.I., 2009. Predicting macroscopic plastic flow of high-performance, dual-phase steel through spherical nanoindentation on each microphase. *Journal of Materials Research* 24, 816-822.
- Choi S.-H., Kim E.-Y., Woo W., Han S.H., Kwak J.H., 2013. The effect of crystallographic orientation on the micromechanical deformation and failure behaviors of DP980 steel during uniaxial tension. *International Journal of Plasticity* 45, 85-102.
- Cong Z.H., Jia N., Sun X., Ren Y., Almer J., Wang Y.D., 2009. Stress and strain partitioning of ferrite and martensite during deformation. *Metallurgical and Materials Transactions A* 40, 1383-1387.
- Dillien S., Seefeldt M., Allain S., Bouaziz O., Van Houtte P., 2010. EBSD study of the substructure development with cold deformation of dual phase steel. *Materials Science and Engineering A* 527, 947-953
- Firat M., 2008. A numerical analysis of sheet metal formability for automotive stamping applications. *Computational Materials Science* 43, 802–811.
- Firat M., 2012. A finite element modeling and prediction of stamping formability of a dual-phase steel in cup drawing. *Materials & Design* 34, 32–39.
- Ghadbeigi H., Pinna C., Celotto S., Yates J.R., 2010. Local plastic strain evolution in a high strength dual-phase steel. *Materials Science and Engineering A* 527, 5026-5032.
- Ghassemi-Armaki H., Maaß R., Bhat S.P., Sriram S., Greer J.R., Kumar K.S., 2014. Deformation response of ferrite and martensite in a dual-phase steel. *Acta Materialia* 62, 197-211.
- Goodwin G.M., 1968. Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop. *La Metallurgia Italiana* 8, 767-774.
- Han Q., Kang Y., Hodgson P.D., Stanford N., 2013. Quantitative measurement of strain partitioning and slip systems in a dual-phase steel. *Scripta Materialia* 69, 13-16.
- He J., Xia Z.C., Zhu X., Zeng D., Li S., 2013. Sheet metal forming limits under stretch-bending with anisotropic hardening. *International Journal of Mechanical Sciences* 75, 244-256.
- He J., Zeng D., Zhu X., Xia Z.C., Li S., 2014. Effect of nonlinear strain paths on forming limits under isotropic and anisotropic hardening. *International Journal of Solids and Structures* 51, 402-415.
- Hill R., 1950. A theory of plastic bulging of a metal diaphragm by lateral pressure. *Philosophical Magazine Series 7* 41, 1133–1142.
- Hutchinson J.W., Neal K.W., 1978. Sheet necking III. Strain-rate effects. *Mechanics of Sheet Metal Forming*, Plenum Press New York – London, 269-285.

- Jiang Z., Guan Z., Lian J., 1993. The relationship between ductility and material parameters for dual-phase steel. *Journal of Materials Science* 28, 1814–1818.
- Kang J., Ososkov Y., Embury J.D., Wilkinson D.S., 2007. Digital image correlation studies for microscopic strain distribution and damage in dual phase steels. *Scripta Materialia* 56, 999-1002.
- Keeler S.P., Backofen W.A., 1963. Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches. *ASM Transactions* 56, 25-48.
- Kim D.H., Kim S.-J., Kim S.-H., Rollett A.D., Oh K.H., Han H.N., 2011. Microtexture development during equibiaxial tensile deformation in monolithic and dual phase steels. *Acta Materialia* 59, 5462-5471.
- Kruglov A.A., Enikeev F.U., Lutfullin R.Ya., 2002. Superplastic forming of a spherical shell out a welded envelope. *Materials Science and Engineering A* 323, 416-426.
- Kuroda M., Tvergaard V., 2000. Forming limit diagrams for anisotropic metal sheets with different yield criteria. *International Journal of Solids and Structures* 37, 5037-5059.
- Lebensohn R.A., Tome C.N., 1993. A self-consistent approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: application to Zr alloys. *Acta Metallurgica et Materialia* 41, 2611–2624.
- Lebensohn R.A., Canova G.R., 1997. A selfconsistent approach for modelling texture development of two-phase polycrystals: application to Titanium alloys. *Acta Materialia* 45, 3687-3694.
- Marciniak Z., Kuczynski K., 1969. Limit strains in the process of stretch-forming sheet metal. *International Journal of Mechanical Sciences* 9:609-620.
- Marteanu J., Haddadi H., Bouvier S., 2013. Investigation of strain heterogeneities between grains in ferritic and ferritic-martensitic steels. *Experimental Mechanics* 53, 427–439.
- Mazaheri Y., Kermanpur A., Najafizadeh A., Saeidi N., 2014. Effects of initial microstructure and thermomechanical processing parameters on microstructures and mechanical properties of ultrafine grained dual phase steels. *Materials Science and Engineering A* 612, 54-62.
- Mazinani M., Poole W.J., 2007. Effect of martensite plasticity on the deformation behavior of a low-carbon dual-phase steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 38, 328-339.
- Molinari A., Canova G.R., Ahzi S., 1987. A self-consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity. *Acta Metallurgica* 35, 2983–2994.
- Mura T., 1987. *Micromechanics of defects in solids*. Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, The Netherlands.
- Nasser A., Yadav A., Pathak P., Altan T., 2010. Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP 600, DP 780, DP 780-CR, DP 780-HY and TRIP 780) using the uniaxial tensile and the biaxial Viscous Pressure Bulge (VPB) tests. *Journal of Materials Processing Technology* 210, 429-436.

- Nikhare C., Hodgson P.D., Weiss M., 2011. Necking and fracture of advanced high strength steels. *Materials Science and Engineering A* 528, 3010-3013.
- Panich S., Barlat F., Uthaisangsk V., Suranuntchai S., Jirathearanat S., 2013. Experimental and theoretical formability analysis using strain and stress based forming limit diagram for advanced high strength steels. *Materials & Design* 51, 756-766.
- Park K., Nishiyama M., Nakada N., Tsuchiyama T., Takaki S., 2014. Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel. *Materials Science and Engineering A* 604, 135-141.
- Paul S.K., 2013. Effect of martensite volume fraction on stress triaxiality and deformation behavior of dual phase steel. *Materials & Design* 50, 782-789.
- Pierman A.-P., Bouaziz O., Pardoën T., Jacques P.J., Brassart L., 2014. The influence of microstructure and composition on the plastic behaviour of dual-phase steels. *Acta Materialia* 73, 298-311.
- Ramazani A., Abbasi M., Prah U., Bleck W., 2012. Failure analysis of DP600 steel during the cross-die test. *Computational Materials Science* 64, 101–105.
- Ramazani A., Mukherjee K., Quade H., Prah U., Bleck W., 2013. Correlation between 2D and 3D flow curve modelling of DP steels using a microstructure-based RVE approach. *Materials Science and Engineering A* 560, 129-139.
- Ray R.K., Jonas J.J., 1990. Transformation textures in steels. *International Materials Reviews* 35, 1-36.
- Schwindt C., Schlosser F., Bertinetti M.A., Stout M., Signorelli J.W., 2015. Experimental and Visco-Plastic Self-Consistent evaluation of forming limit diagrams for anisotropic sheet metals: An efficient and robust implementation of the M-K model. *International Journal of Plasticity* 73, 62-99.
- Serenelli M., Bertinetti M.A., Signorelli J.W., 2010. Investigation of the dislocation slip assumption on formability of BCC sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences* 52, 1723–1734.
- Syedrezai H., Pilkey A.K., Boyd J.D., 2014. Effect of pre-IC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual-phase steel. *Materials Science and Engineering A* 594, 178-188.
- Shen H.P., Lei T.C., Liu J.Z., 1986. Microscopic deformation behavior of martensitic-ferritic dual phase steels. *Material Science and Technology* 2, 28-33.
- Signorelli J.W., Bertinetti M.A., Turner P.A., 2009. Predictions of forming limit diagrams using a rate-dependent polycrystal self-consistent plasticity model. *International Journal of Plasticity* 25, 1–25.

- Sigvant M., Mattiason K., Vegter H., Thilderkvist P., 2009. A viscous pressure bulge test for the determination of a plastic hardening curve and equibiaxial material data. *International Journal of Material Forming* 2, 235–242.
- Smith A., Chen Z., Lee J.Y., Lee M.G., Wagoner R.H., 2014. Effective method for fitting complex constitutive equations. *International Journal of Plasticity* 58, 100-119.
- Sodjit S., Uthaisangsk V., 2012. Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels. *Materials & Design* 41, 370–379
- Sun L., Wagoner R.H., 2013. Proportional and non-proportional hardening behavior of dual-phase steels, *International Journal of Plasticity* 45, 174-187.
- Sun S., Pugh M., 2002. Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite. *Materials Science and Engineering A* 335, 298–308.
- Sun X., Choi K.S., Liu W.N., Khaleel M.A., 2009. Predicting failure modes and ductility of dual phase steels using plastic strain localization. *International Journal of Plasticity* 25, 1888–1909.
- Sung J.H., Kim J.H., Wagoner R.H., 2010. A plastic constitutive equation incorporating strain, strain-rate, and temperature. *International Journal of Plasticity* 26, 1746-1771.
- Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W., 2009. *Image correlation for shape, motion and deformation measurements*. Springer Publishing Company, Incorporated.
- Tasan C.C., Hoefnagelsb J.P.M., ten Horn C.H.L.J., Geers M.G.D., 2009. Experimental analysis of strain path dependent ductile damage mechanics and forming limits. *Mechanics of Materials* 41, 1264-1276.
- Uthaisangsk V., Prah U., Bleck W., 2009. Characterisation of formability behaviour of multi-phase steels by micromechanical modeling. *International Journal of Fracture* 157, 55-69.
- Uthaisangsk V., Prah U., Bleck W., 2011. Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels. *Engineering Fracture Mechanics* 78, 469-486.
- Vegter H., ten Horn C.H.L.J., Abspoel M., 2008. Modeling of the forming limit curve by MK analysis and FE simulations. In: Hora, P. (ed.): *Proc of the NUMISHEET 2008 Conf. (Part B. Benchmark study)*, Interlaken, Switzerland, 187-192.
- Wang W., Li M., He C., Wei X., Wang D., Du H., 2013. Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600–1000 MPa dual phase steels and 1200 MPa fully martensitic steels. *Materials & Design* 47, 510–521.
- Woo W., Em V.T., Kim E.-Y., Han S.H., Han Y.S., Choi S.-H. 2012. Stress–strain relationship between ferrite and martensite in a dual-phase steel studied by in situ neutron diffraction and crystal plasticity theories. *Acta Materialia* 60, 6972-6981.
- Xie C.L., Nakamachi E., 2002. Investigations of the formability of BCC steel sheets by using crystalline plasticity finite element analysis. *Materials & Design* 23., 59-68.

Yang H.-S., Seong B.-S., Han S.-H., Choi S.-H., 2011. Texture evolution of monolithic-phase and dual-phase steel sheets during a deep-drawing process. *Metals and Materials International* 17, 403-412.

Capítulo 11

Conclusiones y perspectivas

11.1 Conclusiones generales

El presente trabajo de tesis se inscribe dentro del modelado numérico computacional de procesos de conformado de chapas metálicas, bajo una descripción microscópica del proceso de deformación plástica. Durante el desarrollo del manuscrito, se abordó en forma exhaustiva un estudio de los factores microestructurales que influyen en el diagrama límite de conformado de chapas de acero DP-780. Se realizaron los ensayos necesarios a nivel macroscópico, tanto para la calibración como validación de los resultados obtenidos. Se extendió y mejoró el modelo de cálculo MK-VPSC, logrando una mayor eficiencia computacional y robustez en el cálculo. Los siguientes sub-apartados resumen el trabajo realizado y las conclusiones alcanzadas.

11.1.1 Extensión del modelo MK-VPSC

Se detalló un procedimiento numérico de resolución directa del modelo MK-VPSC direccionado a mejorar su robustez, aumentar la eficiencia computacional y extender el cálculo a diagramas FLD_{α} .

- El método basado en la solución de las ecuaciones de equilibrio mediante Newton-Raphson fue sustituido por la aplicación directa de condiciones de borde mixtas, resultantes de las restricciones de equilibrio y compatibilidad en la interfase entre la banda y la zona homogénea. De esta manera, sólo se requieren dos llamadas a la ley material por incremento MK, obteniendo un procedimiento numérico más robusto que reduce significativamente el costo computacional por un factor de 5 a 9 con respecto al modelo MK-VPSC basado en Newton-Raphson. Asimismo, los estados mecánicos

dentro y fuera de la banda fueron resueltos en el marco de referencia de la muestra, evitando la necesidad de rotar las orientaciones cristalográficas y las variables internas al marco de referencia actual de la banda en cada incremento. Esto, junto con la posibilidad de usar una misma zona homogénea para todas las inclinaciones de banda consideradas, permitió reducir significativamente los tiempos computacionales. Se verificó que el requisito de condiciones de contorno más complejas no aumentó sustancialmente el número de iteraciones internas VPSC para lograr una tolerancia dada.

- A nivel mesoscópico, se generalizó el tratamiento de las condiciones de borde del modelo constitutivo de forma de imponer no sólo condiciones de borde mixtas, sino también de incorporar restricciones entre componentes de tensiones de Cauchy, permitiendo la modelización de diagramas FLD_{α} . Esto permite una directa comparación con las condiciones de procesos industriales y datos de deformación límite obtenidos de ensayos de formabilidad, donde la chapa está sujeta a condiciones de carga en tensión y por ende la evolución de la anisotropía afecta las trayectorias de deformación impuestas.
- Se extendió la capacidad del modelo de simular operaciones de conformado en los que la carga impuesta a la chapa no sea proporcional. Se encontró que la formabilidad de una chapa aumenta o disminuye cuando se dan cambios abruptos del tipo $\rho = -0,5$ a 1 (o su equivalente, $\alpha = 0$ a 1) y $\rho = 1$ a 0 (o su equivalente, $\alpha = 1$ a $0,5$), respectivamente. Esto podría tener grandes ventajas para los ingenieros de producción, ya que se podría producir un aumento en la FLC de un material variando los caminos de deformación.
- La capacidad de predicción del modelo MK-VPSC extendido, independientemente de la microestructura y cristalografía del material considerado, fue verificada empleando tres metales disimiles: aceros EDDQ y DP-780, y zinc Zn20. Se encontró un buen acuerdo con los datos experimentales, especialmente en los aceros.

11.1.2 Influencia de la microestructura del acero DP-780 sobre su formabilidad

Se analizó la influencia de la microestructura sobre la formabilidad en chapas de acero DP-780 mediante el modelo propuesto MK-VPSC.

- La plasticidad de la martensita presenta una influencia significativa en la predicción del diagrama FLD. El análisis se realizó en base a la suposición de tres comportamientos plásticos de la martensita en la calibración del modelo computacional. Se encontró que a medida que disminuye la plasticidad de esta segunda fase, se dificulta el comienzo de la estricción localizada, aumentando el valor de deformación límite. El mejor acuerdo con el diagrama FLD experimental fue encontrado cuando la deformación plástica de la martensita es impedida u ocurre luego de alcanzar el inicio de estricción macroscópico.

- Los diagramas FLDs simulados mostraron una clara dependencia con la elección de la ley de endurecimiento utilizada. Si bien el ajuste que proporcionaron las leyes de saturación y Voce hasta el inicio de la estricción fue satisfactorio, las extrapolaciones a partir de ese momento adoptaron comportamientos diferentes, lo que influyó claramente en los resultados numéricos. En este sentido, fue clave la implementación del sistema de adquisición de datos en el equipo de acopado hidráulico (Capítulo 4), permitiendo determinar el comportamiento del acero DP-780 a altos niveles de deformación post-estricción. La ley de saturación proporcionó una mejor extrapolación, lo que se tradujo en mejores resultados sobre la totalidad del diagrama FLD. Esto resalta la importancia de la identificación apropiada de la ley de endurecimiento del material.
- Se exploraron las características del deslizamiento cristalográfico sobre ambas fases. Bajo solicitaciones UAT y PS, la deformación impuesta a la zona homogénea (MK) fue acomodada, casi equitativamente, por ambos sistemas de deslizamiento ferríticos. Para deformación EBA, los sistemas $\{112\}\langle 111 \rangle$ tuvieron mayor preponderancia, alcanzando la condición de localización cuando el modo $\{110\}\langle 111 \rangle$ se encuentra inactivo. En la martensita, los sistemas de deslizamiento $\{112\}\langle 111 \rangle$ experimentan levemente mayor actividad plástica que los sistemas $\{110\}\langle 111 \rangle$. Para solicitaciones EBA, la deformación en la martensita ocurre a expensas de sólo una disminución en la actividad del sistema $\{112\}\langle 111 \rangle$ en la ferrita. Resultados similares fueron encontrados en la fase ferrítica sobre la banda de inestabilidad (MK). Sin embargo, cuando esta zona se encuentra cercana a la rotura, el material cambia rápidamente a un estado de deformación plana, produciendo una variación en la elección de los sistemas de deslizamiento activos. La plasticidad asumida para la martensita afectó la capacidad de alcanzar un estado de deformación plana sobre la banda de inestabilidad. A menor plasticidad de la martensita, mayor restricción para que los granos ferríticos deformen, lo que retrasa el comienzo de la localización. La martensita muestra sólo un cambio despreciable en la actividad de los sistemas de deslizamiento bajo las tres solicitaciones. Esto sugiere que, dentro del marco de trabajo del modelo MK-VPSC, la localización ocurre mucho más rápidamente en la ferrita que en la martensita.
- Se encontró una fuerte correlación entre la orientación cristalográfica de los granos de ferrita y la deformación que éstos acomodan, cuando el material es deformado bajo PS y EBA. Para estirado EBA, las orientaciones finales Shear y Cube fueron muy propensas a deformar, mientras que las orientaciones $\{111\}\langle 1\bar{1}0 \rangle$ y $\{111\}\langle 1\bar{2}1 \rangle$ experimentaron el menor nivel de deformación. Para PS, las orientaciones Shear mostraron el mayor grado de deformación acumulada, mientras que las componentes de textura $\{111\}\langle 1\bar{1}0 \rangle$, $\{111\}\langle 1\bar{2}1 \rangle$ y $\{554\}\langle \bar{2}25 \rangle$ mostraron la menor. Por el contrario, para

UAT la deformación macroscópica resulta distribuida de modo mucho más homogéneo sobre la totalidad de la población de granos.

- La fracción en volumen de martensita mostró su mayor influencia sobre el diagrama FLD para $\rho < 0,6$, donde una reducción de la misma produjo un mayor nivel de la FLC. Se verificó un aumento de la ductilidad de la martensita bajo UAT cuando se incrementó su fracción en volumen.

11.1.3 Influencia de la evolución de la anisotropía sobre el diagrama FLD

Otro punto de importancia en esta tesis ha sido estudiar la influencia de la anisotropía, y su evolución durante la deformación, en la formabilidad del acero DP-780. Para ello se consideró la influencia relativa de la orientación de las muestras respecto a la dirección de laminación de la chapa sobre el diagrama FLD, se examinó experimental y numéricamente la evolución de la textura cristalográfica sobre diferentes trayectorias de deformación, y se estudió la influencia de la evolución de la textura cristalográfica sobre las deformaciones límite predichas.

- La baja anisotropía del material fue manifestada en curvas de carga experimentales similares para las tres orientaciones consideradas (RD, DD y TD). El modelo VPSC capturó este comportamiento, así como la variación cualitativa del coeficiente de anisotropía con la orientación. La FLC experimental presentó diferencias mínimas para las orientaciones iniciales RD, DD y TD. Sólo para solicitaciones UAT se observó la influencia de la anisotropía planar sobre las deformaciones límite. El modelo MK-VPSC capturó satisfactoriamente este comportamiento, conduciendo a mejores resultados cuando se consideraron condiciones de borde en tensión (FLD_{α}) en lugar de condiciones de borde en deformación (FLD_{ρ}).
- El acero DP-780 presenta una textura cristalográfica de partida consistente de fibras γ y α , y una fuerte presencia de orientaciones Shear. La evolución de la textura cristalográfica produce un aumento en la fibra γ a expensas de las componentes Shear para solicitaciones UAT-RD, UAT-DD y EBA, y a una fuerte disminución de la fibra α para UAT-TD. Para cada una de las tres orientaciones del ensayo de tracción uniaxial, la fibra γ mostró un aumento en las intensidades de las componentes $\{111\}\langle\bar{1}\bar{2}1\rangle$ y $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$, mientras que para deformación EBA, la fibra γ resultó mucho más homogénea. El modelo VPSC capturó cualitativamente la evolución experimental de la textura cristalográfica, sin embargo predice una fibra θ más intensa para deformación EBA, mostrando máximos en la componente Shear, no detectados experimentalmente.
- La evolución de la textura cristalográfica afectó las deformaciones límite sólo en el sector derecho del diagrama FLD. Cuando la textura se fija en su estado inicial, el

modelo MK-VPSC predice una disminución de las deformaciones límite para $\rho > 0,3$. Por lo tanto, la evolución de la anisotropía tiene un efecto favorable en la formabilidad del acero DP-780. La presencia de orientaciones Shear afecta las deformaciones límite para $\rho > 0,6$. Dado que estas orientaciones muestran la mejor alineación para el deslizamiento durante tensión EBA, facilitan la capacidad de alcanzar el estado de PS en la banda de inestabilidad, disminuyendo el valor de deformación límite.

11.2 Perspectivas y trabajos en curso

Un aspecto importante que debe tenerse en cuenta cuando se caracteriza la formabilidad de chapas metálicas, es que el diagrama FLD sólo es válido cuando su determinación se realiza considerando trayectorias de carga proporcionales. Resulta de interés estudiar el efecto de los cambios en la trayectoria de carga sobre el diagrama FLD y sobre la evolución de la anisotropía del acero DP-780. Se está trabajando en la realización de ensayos en dos etapas: el material es pre-deformado bajo carga equibiaxial (ensayo Marciniak) a diferentes niveles de deformación, para luego extraer muestras de tracción uniaxial que son ensayadas hasta la aparición de estricción localizada. La Fig. 11.1 muestra la geometría de las probetas uniaxiales extraídas de la muestra Marciniak pre-deformada, y la distribución de deformaciones asociada, medida mediante la técnica DIC. Resultados preliminares indican que las deformaciones límite obtenidas en el material pre-deformado se encuentran levemente por encima del diagrama FLD de referencia (Fig. 11.2), evidenciando la dependencia de la formabilidad del material con la historia de carga. Adicionalmente, se está analizando la evolución de la textura cristalográfica en las etapas intermedias y finales de deformación.

Los resultados obtenidos mediante el ensayo Nakajima de dimensiones reducidas (Capítulo 6) evidenciaron la necesidad de investigar el efecto combinado de tracción-flexión en la localización de las deformaciones del acero DP-780. En estos casos, el material se ve sometido

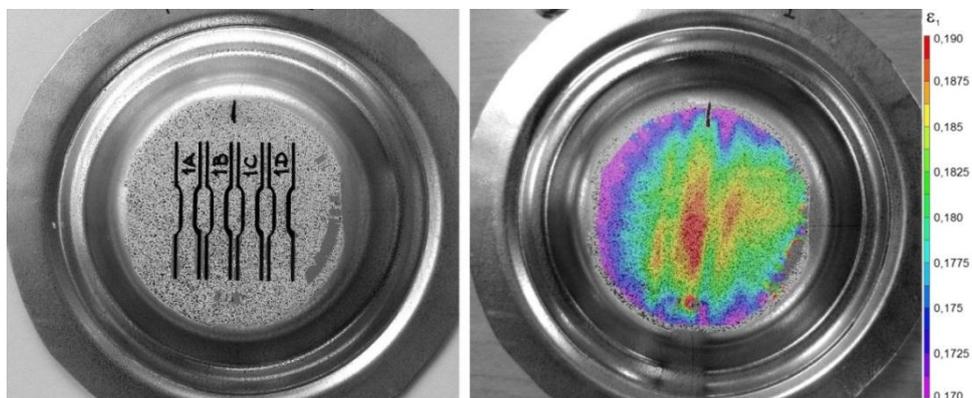
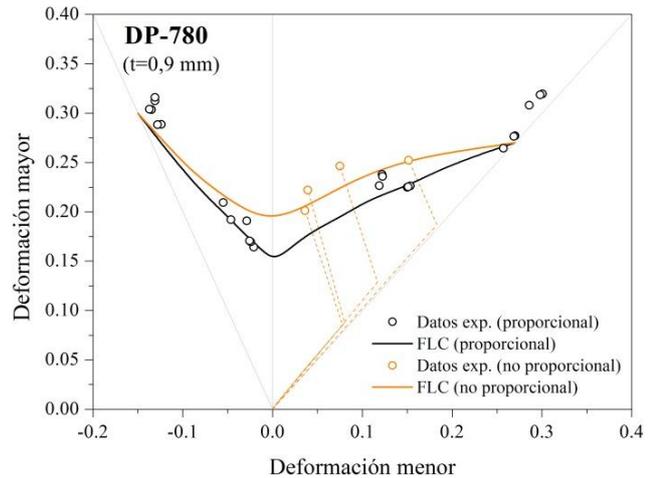


Figura 11.1 Probeta Marciniak: cortes de las probetas uniaxiales mediante electroerosión (izq.) y distribución de la deformación mayor, medida con la técnica DIC (der.).

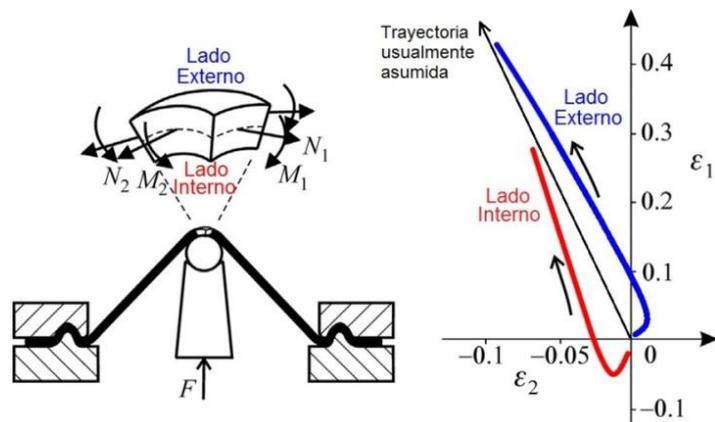
Figura 11.2 Diagrama límite de conformado medido bajo trayectorias proporcionales y no proporcionales, para una chapa de acero DP-780 de 0,9 mm de espesor (resultados preliminares).



a un gradiente de tensiones y deformaciones a través del espesor, induciendo estados locales de carga no proporcionales (Fig. 11.3). La inversión en el sentido de la fluencia (compresión-tracción) del material sobre la superficie interna de la chapa puede desempeñar un rol muy importante en la localización de las deformaciones debido al diferente acomodamiento de las estructuras de dislocaciones producidas por el proceso previo (Morales-Palma et al., 2013). Es por esta razón que resulta de gran interés expandir el modelo basado en el concepto de imperfección inicial (MK) para la predicción del comportamiento límite del material, incluyendo efectos debidos a gradientes de deformación en el espesor de la chapa.

Un punto de importancia en ambas propuestas de trabajo, es la incorporación de una ley de evolución de tensiones críticas de activación que contemple los mecanismos físicos actuantes durante cargas no proporcionales. Se está trabajando en la implementación de un modelo de endurecimiento/ablandamiento basado en densidad de dislocaciones, propuesto recientemente por Kitayama et al. (2013), el cual permite tener en cuenta la creación y aniquilación de dislocaciones durante un cambio en la trayectoria de deformación.

Figura 11.3 Caminos de deformación no lineales, experimentados por las fibras internas y externas de una chapa sometida a esfuerzos de tracción-flexión.



11.3 Referencias

- Kitayama K., Tomé C.N., Rauch E.F., Gracio J.J., Barlat F., 2013. A crystallographic dislocation model for describing hardening of polycrystals during strain path changes. Application to low carbon steels. *International Journal of Plasticity* 46, 54-69.
- Morales-Palma D., Vallellano C., García-Lomas F.J., 2013. Assessment of the effect of the through-thickness strain/stress gradient on the formability of stretch-bend metal sheets. *Materials & Design* 50, 798-809.