



**UNIVERSIDAD NACIONAL DEL SUR**

TESIS DE DOCTOR EN INGENIERÍA

**DESARROLLO DE LA MODELIZACIÓN  
MULTIESCALA EN AGREGADOS  
POLICRISTALINOS HCP BAJO SOLICITACIÓN  
MECÁNICA INDUCIDA EN CURSO DE PROCESOS  
DE CONFORMADO. VALIDACIÓN EXPERIMENTAL  
EN CHAPAS DE ZINC TEXTURADO**

FERNANDO SCHLOSSER

BAHÍA BLANCA

ARGENTINA

2018

## 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 10 de Julio de 2013 y el 8 de Mayo de 2018, bajo la dirección del Dr. Javier Walter Signorelli de la Universidad Nacional de Rosario y del Ing. Lucio Iurman.

**Fernando Schlosser**



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL SUR  
Secretaría General de Posgrado y Educación Continua

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

**Certifico que fueron incluidos los cambios y correcciones sugeridas por los jurados.**

**Javier Signorelli**  
Director

**Lucio Iurman**  
Co-Director

# Agradecimientos

Mediante las líneas expresadas en estos párrafos deseo agradecer profundamente a todas aquellas personas que me ayudaron, ya sea en forma directa o indirecta, a realizar el presente trabajo de tesis.

En primer lugar agradezco a mi director Javier Walter Signorelli y a mi codirector Lucio Iurman por la orientación, la motivación y el conocimiento que ambos me proporcionaron durante estos años. Un agradecimiento y gratitud especial es para Javier por la enorme cantidad de horas dedicadas a explicar, debatir, discutir y encontrarle la solución a los problemas que fueran surgiendo, siempre con total predisposición, buen humor y mucho respeto.

En segundo lugar va mi agradecimiento al personal del Laboratorio de Metalurgia y Tecnología Mecánica de la Universidad Nacional del Sur. En especial al doctor Claudio Schwindt, amigo, colega y compañero de investigación, por ser un guía más a lo largo de mi trabajo y haberme ayudado muchas veces en la realización de ensayos y el trabajo en general. También agradezco especialmente a Daniel Ziegler, Mauro Puccinelli y Alberto Picasso, quienes en más de una ocasión me ofrecieron alguna solución en lo relativo a algún ensayo que debía realizar. Por otro lado, también agradezco al personal del Instituto de Física de Rosario, quienes me ofrecieron siempre su ayuda y ofrecieron todos los recursos disponibles para las tareas que necesitaba realizar. En especial a Mike Stout por su tiempo para ayudarme a realizar muchos ensayos y transmitirme su conocimiento y experiencia. Además agradezco a los integrantes del Laboratorio de Geociencias y el LMGC de Montpellier, especialmente a Andrea Tommasi y Bertrand Watrisse, por el tiempo dedicado para que durante mi estadía podamos avanzar hacia realizar los trabajos propuestos. Adicionalmente agradezco al personal del CEMEF por abrirme sus puertas y permitirme el uso de sus recursos.

No quisiera olvidarme de mis amigos, que aunque no participan directamente en el trabajo, su apoyo y confianza me impulsaron para seguir siempre hacia adelante.

En último lugar, y más importante, agradezco a mi familia por su apoyo incondicional en todo sentido para lograr este difícil objetivo. A mis padres, Carlos y Silvia, por haberme inculcado siempre la honestidad, el respeto y el esfuerzo como valores fundamentales, y por su apoyo incondicional en todo momento. A mi hermana Martina, por su cariño y apoyo en todo momento.



# Resumen

Las chapas de zinc se caracterizan por tener muy buena maleabilidad y flexibilidad en combinación con una gran terminación superficial, lo que las hace ser ampliamente utilizadas en la industria arquitectónica en partes como techos, revestimientos, canaletas, entre otras, y además son aptas para sitios con climas adversos. Estas propiedades se logran debido a que el zinc es naturalmente resistente a la corrosión, muy duradero y requiere bajo mantenimiento. Es la adición de cobre y titanio como aleantes lo que conduce a un material con óptimas características mecánicas y físicas, principalmente en cuanto a resistencia mecánica y creep, cualidades muy apreciadas para aplicaciones en la construcción. Las chapas son producidas por colada continua seguida por laminado desde unas dimensiones iniciales de 1 m de ancho y 10 a 20 mm de espesor hasta las dimensiones finales deseadas.

La presente tesis doctoral aborda el estudio numérico y experimental de la formabilidad de chapas de zinc texturado. El diagrama límite de conformado del material se determina experimentalmente mediante ensayos de laboratorio y sus resultados son predichos mediante un modelado en dos escalas. El comportamiento anisótropo del material, producto de la textura cristalográfica y la microestructura se obtiene a través de un modelo viscoplástico autoconsistente de plasticidad policristalino de base micromecánica. En conjunción con un criterio de inestabilidad plástica de Marciniak-Kuczynski, fundado en la presencia de una imperfección inicial en el material, se modeliza el comportamiento límite de zinc bajo solicitaciones de tipo tracción-compresión, deformación plana y expansión biaxial en el plano de la chapa. El carácter altamente anisótropo de la formabilidad del material es cualitativamente predicho por la modelización. Se extiende el análisis mediante el diagrama límite de conformado, el cual abarca caminos de deformación lineales, basado en expansión biaxial equilibrada seguido de una tracción uniaxial, encontrando un incremento significativo de la deformación límite del material, y una menor sensibilidad a la desorientación inicial de los ejes de anisotropía y los ejes principales de la solicitación.

Un énfasis especial adquiere la anisotropía exhibida por el material, producto de la textura cristalográfica y la microestructura. Se investiga la textura inducida mediante diversos procesos típicos de conformado mediante técnicas experimentales, contrastando los resultados con la predicción del modelo policristalino. El buen acuerdo cualitativo entre los experimentos y las predicciones del modelo indica que la base física del modelo es acorde para este material.

Se estudia el desarrollo de la localización en ensayos de tracción uniaxial mediante el seguimiento in-situ del campo de deformaciones sobre el plano de la chapa, y a través de cartografías mediante

difracción de electrones retrodifundidos de muestras deformadas. El desarrollo de un campo heterogéneo de deformaciones se hace evidente desde etapas tempranas de los ensayos, y generalmente antes del máximo en las curvas de carga. La localización de la deformación se caracteriza por el desarrollo de múltiples bandas, y una estricción final única.

# Abstract

Zinc sheets are characterized by their good malleability and flexibility combined with an excellent surface aspect. They are greatly used in the building industry as part of facades, roofing, rainwater systems and accessories, independently of the weather conditions. They are widely chosen for this type of uses because it is a naturally corrosion resistant, durable and low cost maintenance material. When alloyed with copper and titanium, mechanical and physical properties as mechanical strength and creep resistance are optimal for their use in the building industry. Sheets are produced by continuous casting followed by rolling from slabs 1 m wide and 10 to 20 mm thick to the required dimensions of the sheet.

This thesis addresses the numerical and experimental study of the formability of textured zinc sheets. The forming limit diagram of the material is experimentally determined by means of laboratory tests and their results are predicted by a two scale model. On one side, the anisotropic behavior of the material, as a consequence of crystallographic texture and microstructure, is reproduced with a micromechanically based polycrystalline model, called viscoplastic self-consistent. On the other side, the limit strains of the zinc sheets are predicted for tension-compression, plane strain and biaxial expansion deformation conditions, with the help of the Marciniak-Kuczynski plastic instability criterion, which assumes the pre-existence of an initial materials' imperfection that leads to localized necking. The high anisotropy exhibited by the material is qualitatively predicted by the model. The forming limit diagram analysis, which involves linear strain paths, is extended for a strain path involving equibiaxial expansion followed by uniaxial tension, finding a significant increase in the limit strains of the material and less sensibility to the initial angle between anisotropy and principal strains axes.

A notorious emphasis is set on the anisotropy shown by the material, especially in terms of crystallographic texture and microstructure evolution. The texture induced by different typical forming operations is investigated through experimental techniques, and their results are compared to those predicted by the polycrystal model. The good qualitative agreement between experimental and theoretical results is an indicator that the physical basis of the polycrystal model is well suited for this material.

The development of strain localization on uniaxial tension tests is studied by means of an in-situ following of the strain fields in the plane of the sheet, aided by electron backscatter diffraction measurements of deformed samples. The development of a heterogeneous field of strain distribution is

evident from early stages of the tests, and is generally observed before the maximum of the true stress-true strain curve is reached. Strain localization is characterized by the development of multiple bands of localized strain, with one of them finally necking.

# Índice general

## Capítulo 1

### Introducción general

1.1	Aspectos generales de la formabilidad .....	13
1.2	Propiedades del zinc .....	14
1.3	Aleación Zn-Cu-Ti .....	17
1.4	Textura cristalográfica.....	19
1.5	Anisotropía mecánica .....	21
1.6	Formabilidad .....	21
1.7	Recristalización .....	23
1.8	Objetivos de la tesis.....	24
1.9	Organización del trabajo.....	25
1.10	Referencias .....	26

## Capítulo 2

### Microestructura y textura cristalográfica

2.1	Introducción.....	29
2.2	Medición de textura.....	30
2.3	Representación de la textura.....	33
2.3.1	Figura de polo directa.....	34
2.3.2	Figura de polos inversa.....	36
2.3.3	Función de distribución de orientaciones .....	37
2.3.4	Factores de Kearns .....	39
2.4	Textura inicial del zinc (Zn20).....	39
2.5	Microestructura del zinc (Zn20).....	41
2.6	Conclusiones .....	47
2.7	Referencias .....	47

## Capítulo 3

### Plasticidad cristalina

3.1	Introducción.....	51
3.2	Formulación viscoplástica autoconsistente de 1-sitio .....	55
3.2.1	Algoritmo de resolución.....	60
3.2.2	Endurecimiento por deformación .....	61
3.2.3	Estrategias de linealización .....	62
3.3	Superficie equipotencial de un policristal .....	63
3.4	Aplicaciones de modelos policristalinos a aleaciones de zinc.....	66
3.5	Conclusiones .....	68
3.6	Referencias .....	68

## Capítulo 4

### Anisotropía plástica

4.1	Introducción.....	75
4.2	Caracterización mecánica del zinc (Zn20) .....	76
4.2.1	Curvas de tensión-deformación uniaxiales.....	77
4.2.2	Influencia del recocido previo en la curva de carga .....	80
4.2.3	Modelado de la respuesta tensión-deformación .....	80
4.2.4	Curva de carga equibiaxial .....	84
4.2.5	Coefficientes de Lankford .....	86
4.3	Evolución de textura cristalográfica en el zinc (Zn20).....	89
4.3.1	Tracción uniaxial .....	89
4.3.2	Deformación plana .....	91
4.3.3	Deformación equibiaxial .....	94
4.4	Predicción de la evolución de la textura mediante el modelo VPSC .....	96
4.4.1	Tracción uniaxial .....	96
4.4.2	Deformación plana .....	100
4.4.3	Deformación equibiaxial .....	102
4.4.4	Actividad de los modos de deslizamiento .....	103

4.5	Conclusiones .....	105
4.6	Referencias .....	106

## Capítulo 5

### Modelización de la curva límite de conformado

5.1	Diagrama límite de conformado .....	109
5.2	Modelización de la estricción localizada.....	110
5.3	Modelo de Marciniak-Kuczynski .....	113
5.3.1	Integración del modelo: Deformación fuera de la banda .....	116
5.3.2	Integración del modelo: Deformación en la banda.....	116
5.4	Aplicación del modelo MK-VPSC.....	118
5.5	Conclusiones .....	121
5.6	Referencias .....	121

## Capítulo 6

### Formabilidad en chapas de zinc

6.1	Introducción.....	125
6.2	Determinación experimental de la deformación límite .....	127
6.2.1	Correlación digital de imágenes .....	128
6.2.2	Cálculo de los valores límite de deformación .....	130
6.2.3	Ensayos realizados.....	133
6.3	Curva límite de conformado de la aleación de zinc Zn20 .....	142
6.3.1	Resultados experimentales .....	142
6.3.2	Predicción de la FLC mediante el modelo MK-VPSC.....	145
6.4	Efecto de una predeformación biaxial sobre la deformación límite en tracción .....	148
6.5	Conclusiones .....	156
6.6	Referencias .....	157

## Capítulo 7

### Localización de la deformación en zinc

7.1	Introducción.....	161
7.2	Material y experimentos .....	162
7.2.1	Microestructura del material.....	162
7.2.2	Experimentos realizados.....	164
7.3	Resultados .....	165
7.3.1	Evolución temporal de la deformación.....	166
7.3.2	Inhomogeneidad del campo de deformaciones .....	169
7.3.3	Evolución local del punto de estricción.....	173
7.4	Análisis de la zona de estricción mediante EBSD.....	176
7.4.1	Mapas de factores de Schmid.....	178
7.5	Conclusiones .....	181
7.6	Referencias .....	182

## Capítulo 8

### Conclusiones y perspectivas futuras

8.1	Conclusiones generales .....	185
8.1.1	Aplicación del modelo MK-VPSC en zinc laminado.....	185
8.1.2	Influencia del camino de deformación en la formabilidad .....	186
8.1.3	Heterogeneidad del campo de deformaciones .....	187
8.2	Perspectivas futuras y trabajos en curso.....	188
8.3	Referencias .....	190

# Capítulo 1

## Introducción general

### 1.1 Aspectos generales de la formabilidad

Las chapas metálicas, en la gran mayoría de los casos, son usadas en formas complejas obtenidas a partir de la chapa plana producto del proceso de laminación. La chapa plana se transforma en variadas formas mediante diversos procesos de conformado plástico. La formabilidad del material es el parámetro característico que indica la factibilidad de realizar dichos procesos. En un sentido amplio, la formabilidad puede definirse como el grado de deformación al que puede ser sometido el material durante el proceso de conformado sin crear una condición indeseable, (formación de una grieta, estricción, ondulación, etc.). En función de lo anterior podemos diferenciar dos tipos de variables: las dependientes del proceso y las dependientes del material. Las variables principales dependientes del proceso abarcan la geometría de la deformación, la forma y diseño de la herramienta y matriz, la fricción y la lubricación, la velocidad de deformación y la temperatura. Por otro lado, las variables dependientes del material incluyen fundamentalmente la condición metalúrgica (precipitados, segregación, etc.), tratamientos térmicos previos, tamaño de grano, textura cristalográfica y anisotropía.

La presente tesis pondrá el foco en este último tipo de variables, asociadas al material. El trabajo se inscribe en el marco de la utilización de la modelización micromecánica multiescala de base policristalina en chapas de zinc texturado bajo sollicitaciones mecánicas inducidas por procesos de conformado plástico.

La industria arquitectónica es la principal consumidora de zinc en su forma de chapa laminada, ya que lo utiliza para las fachadas y los techos de construcciones, como así también para sistemas de desagüe, embellecimiento de uniones y juntas, y una muy variada y creciente gama de objetos decorativos. Estos usos involucran, en todos los casos, un proceso de transformación por conformado del producto plano original. De allí la importancia y necesidad de comprender la capacidad del material de resistir sin romperse ni generar defectos de importancia. La Figura 1.1 muestra usos de chapas de zinc que implican distintas severidades de conformado. Se puede apreciar su empleo en techos

(conformado de baja deformación); fachadas y canaletas (conformado de deformación intermedia); hasta el uso para objetos de decoración de formas muy complejas (conformado de alta exigencia).



Figura 1.1: usos de chapas de zinc<sup>1</sup>

## 1.2 Propiedades del zinc

El zinc es el vigésimo tercer elemento en abundancia en la corteza terrestre, representando el 0.013% del total. Sin embargo, es el cuarto metal más producido y consumido, sólo superado por el hierro, el aluminio y el cobre (Zhang, 2013).

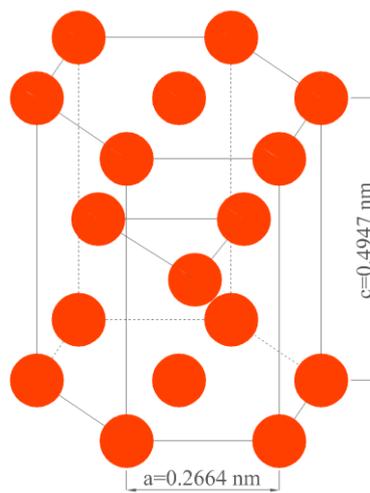
Tanto el zinc como sus distintas aleaciones son utilizados en forma de piezas fundidas, forjadas o extruidas; chapas laminadas; galvanizado de chapas de acero; etc. Además, el zinc es un constituyente fundamental del latón, como así también se utiliza para fabricar ánodos de sacrificio en medios corrosivos. El uso para galvanizado de chapas es el más importante, y representa aproximadamente el 50% de la producción. Otra importante fuente de demanda es la industria de la construcción, en

---

<sup>1</sup> [www.vmzinc.com](http://www.vmzinc.com)

particular en la forma de chapas laminadas, las cuales son usadas principalmente para techos, revestimiento de exteriores y sistemas de desagüe como se mencionó previamente. Las cualidades que hacen óptimo al zinc para la industria de la construcción son su excelente terminación superficial, su gran resistencia a la corrosión y la posibilidad de ser reciclado. Éste último aspecto de creciente importancia debido a la concientización industrial respecto al cuidado ambiental.

El zinc, como elemento de la tabla periódica, posee un peso atómico de 65.37, una densidad de 7.14 g/ml, y puntos de fusión y ebullición de 419.5 °C y 906 °C, respectivamente. Su estructura cristalina es *hexagonal compacta* (*hexagonal close-packed*, HCP) con una relación  $c/a$  de 1.856, la cual es superior al valor teórico de 1.633. Las constantes de red  $a$  y  $c$  son 0.2664 nm y 0.4947 nm, respectivamente (Figura 1.2) (Zhang, 2013; Schlosser et al., 2017).

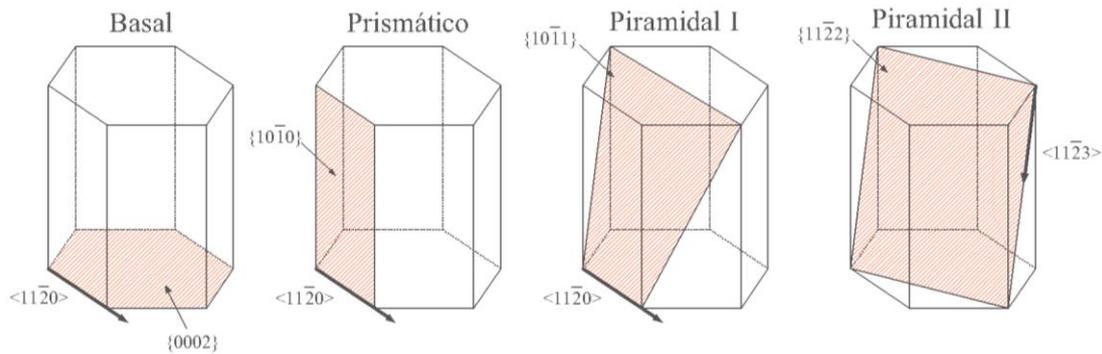


**Figura 1.2: estructura HCP y constantes de red del zinc**

El proceso de conformado de chapas de zinc laminadas, requerirá indefectiblemente deformar plásticamente el material. De forma general, el zinc dispone para acomodar la deformación plástica de mecanismos de deslizamiento y el maclado.

Los sistemas de deslizamiento disponibles, a temperatura ambiente e intermedias, son el basal, el prismático, y los piramidales tipo I y II (Figura 1.3). El basal consiste en deslizamiento sobre los planos basales  $\{0001\}$  en las direcciones  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ . El prismático consiste en deslizamiento sobre los planos  $\{10\bar{1}0\}$  en las direcciones  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ . El piramidal tipo I se compone de deslizamiento sobre los planos  $\{10\bar{1}1\}$  en las direcciones  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ . Por último, el piramidal tipo II lo conforma el deslizamiento sobre los planos  $\{11\bar{2}2\}$  en las direcciones  $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ . El sistema basal es el más activo, ligado principalmente a que es el que menor tensión de corte crítica (*critical resolved shear stress*, CRSS) posee (Adams, 1965; Lassila et al., 2007). Por otra parte, el deslizamiento sobre los planos piramidales II fue encontrado extensamente activo en diversos trabajos, en condiciones de deformación de las más diversas. La presencia de este sistema de deslizamiento se observó mediante indentación y deformación por flexión

con el eje de flexión paralelo a la dirección  $\langle 0001 \rangle$  de los cristales (Rosenbaum, 1961). A su vez, al aplicar cargas concentradas normales a planos basales se observó la presencia en cantidad minoritaria de maclado y deslizamiento piramidal I, siendo la actividad del deslizamiento piramidal II considerablemente más extensa (Predvoditelev et al., 1962). El sistema piramidal II también se ha observado mediante ensayos de compresión (Gilman, 1955; Adams et al., 1967). El sistema prismático se encontró en ensayos de tracción con la dirección de tensión paralela a los planos basales, pero a temperaturas comprendidas en el rango de 250-400°C (Gilman, 1956).



**Figura 1.3: representación gráfica de los sistemas de deslizamiento en materiales de estructura HCP**

Por otra parte, el maclado se produce sobre los planos  $\{10\bar{1}2\}$  en las direcciones  $\langle 10\bar{1}1 \rangle$  (Figura 1.4). En general, no es clara la ocurrencia de maclado en policristales de zinc. Rogers y Roberts (1968) no observaron maclado luego de un 15% de tracción uniaxial (*uniaxial tension*, UAT) en la dirección de laminado (*rolling direction*, RD), aunque sí observaron presencia de éste al traccionar a 90° de la dirección de laminado y luego de ensayos de tracción biaxial de Bulge. Malin et al. (1982) reportan maclado en granos de zinc policristalino luego de una baja cantidad de deformación por laminado ( $\epsilon = 0.07$ ) aunque no parece haber progresado cuando la deformación alcanzó  $\epsilon = 0.2$  y el deslizamiento parece el modo preferido en ese rango de deformación. Hughes et al. (2007) reportan que en la fractura frágil de policristales de zinc se observa un 14% de volumen maclado a 77K, mientras que a 293K y 328K el volumen maclado es 0%. De todas maneras, aún si hay presencia de maclado, su contribución a la deformación total es baja, debido a que aparece cuando el deslizamiento se vuelve más difícil, generando una reorientación que vuelve a favorecer la deformación por deslizamiento, un proceso que se repite continuamente (Humphreys y Hatherly, 2004). El maclado que potencialmente puede ocurrir es de compresión (Philippe et al., 1988).

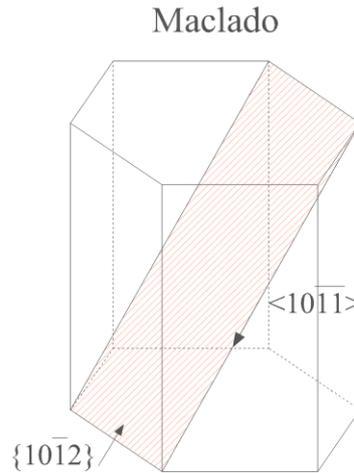


Figura 1.4: representación gráfica del sistema de maclado en policrostales de zinc

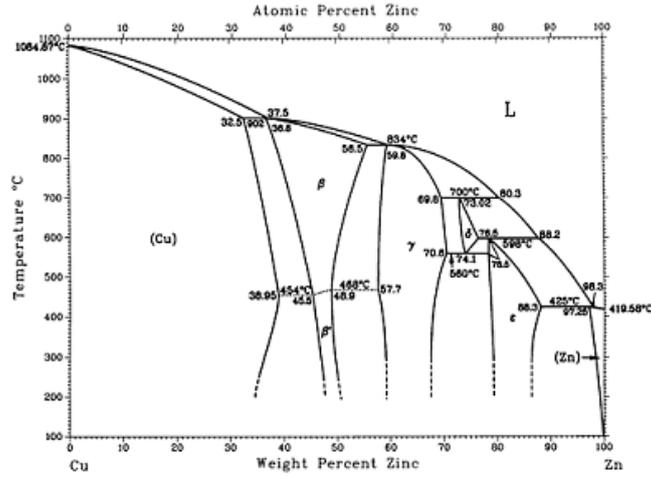
### 1.3 Aleación Zn-Cu-Ti

La aleación objeto de estudio en la presente tesis es una aleación de zinc (Zn), con cobre (Cu) y titanio (Ti) como aleantes principales (Zn-Cu-Ti). En función de las cantidades de los elementos aleantes se tienen las aleaciones Zn20 y Zn83 (identificación comercial). Las composiciones químicas de ambas pueden observarse en la Tabla 1.1.

	Cu (ppm)	Ti (ppm)	Al (ppm)
Zn20	1550-1850	700-1000	50-150
Zn83	200-280	100-400	<75

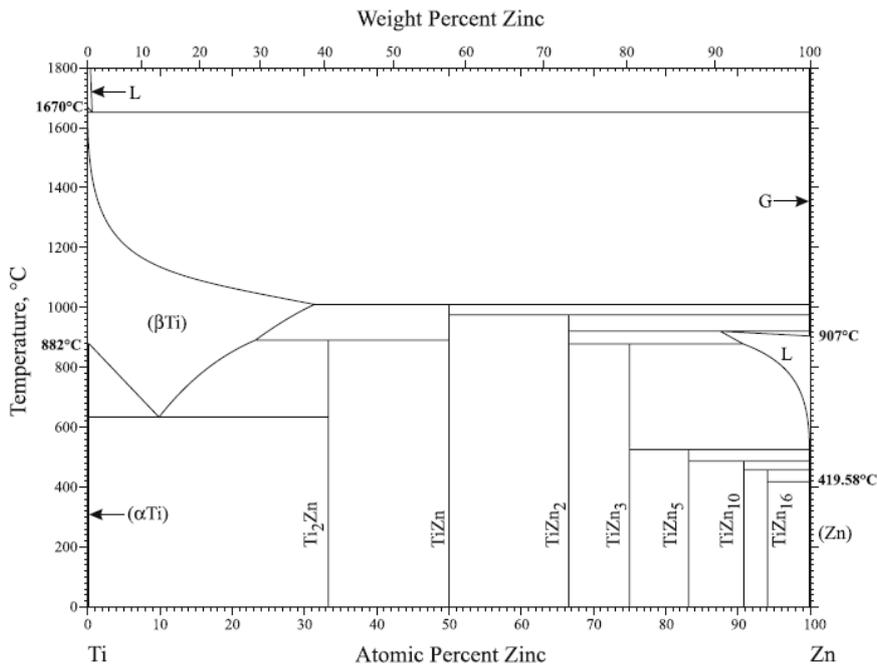
Tabla 1.1: composiciones químicas de las aleaciones de zinc Zn20 y Zn83

La aleación Zn20 es la de mayor contenido de aleantes, tanto de Cu como de Ti. La adición de Cu resulta en un incremento en la resistencia, la dureza, la resistencia al *creep* y la temperatura de recristalización (Muster et al., 2007). La solubilidad del Cu en el Zn tiene un máximo de 2.7% a 424°C, mientras que a temperatura ambiente cae a 0.3% (Mathewson, 1959). Esto puede observarse en el diagrama de fases correspondiente (Figura 1.5). En el caso de la aleación Zn20, dado que el porcentaje de Cu es menor al límite a temperatura ambiente, éste se encuentra en solución sólida sustitucional.



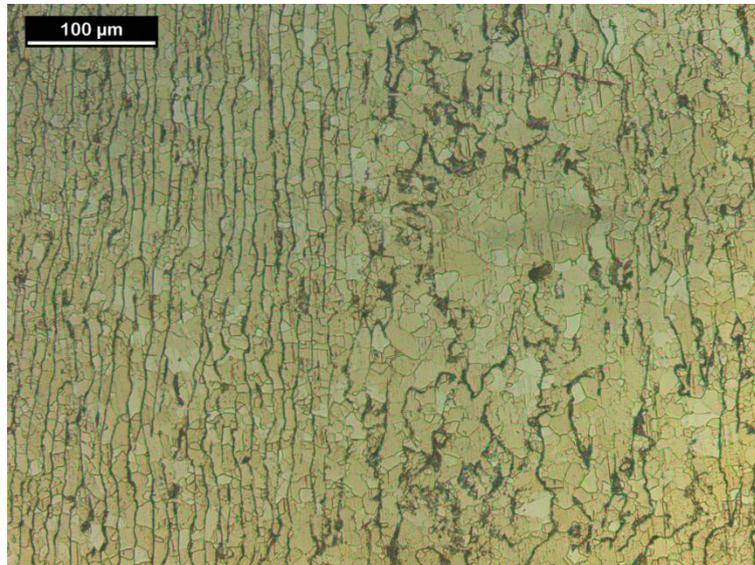
**Figura 1.5: diagrama de fases Cu-Zn (ASM Handbook, Vol. 3, Alloy Phase Diagrams, ASM International, 1992, pp. 2-182)**

Por otro lado, el Ti presenta mucha menor solubilidad (Figura 1.6), lo que resulta en la precipitación de una fase intermetálica rica en zinc, cuya composición es  $TiZn_{16}$  (Chen et al., 1995, Schlosser et al., 2017). Esta fase intermetálica actúa disminuyendo el tamaño de grano durante la colada y restringiendo el crecimiento de los granos a alta temperatura de las chapas laminadas. El Ti por sí solo tiene poco efecto en la resistencia y la dureza de la chapa, pero mejora la resistencia al *creep*, en particular cuando es añadido en combinación con el Cu (Muster et al., 2007).



**Figura 1.6: diagrama de fases Ti-Zn (Okamoto, 2008)**

La Figura 1.7 muestra la microestructura para el caso de la aleación Zn20, obtenida mediante micrografía óptica. En ella se destaca en color oscuro la fase intermetálica  $TiZn_{16}$ , de forma alargada en la dirección de laminado en la zona izquierda, y con una forma no definida y notoriamente segregada en la zona derecha.



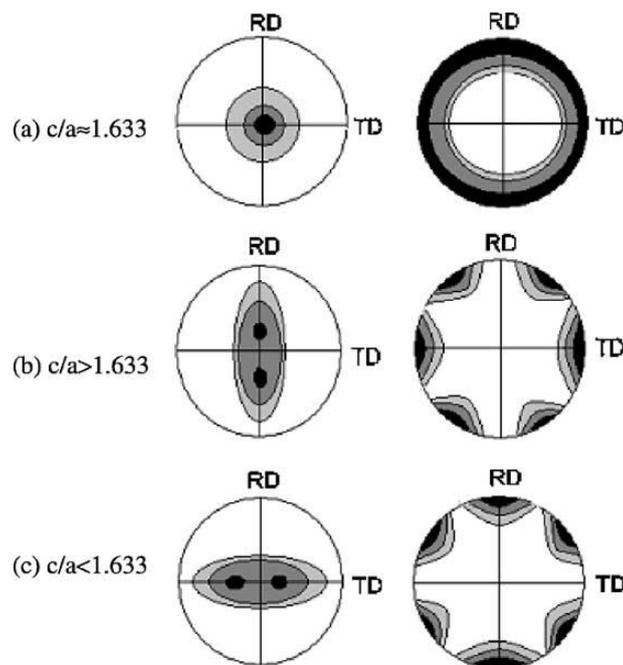
**Figura 1.7: metalografía óptica sobre la cara superior de la chapa de Zn20, con la dirección de laminación alineada en la dirección vertical. Aumento de 200x**

## 1.4 Textura cristalográfica

Mayoritariamente, los metales empleados comúnmente son de carácter policristalino. Sus propiedades dependen de aquellas de los cristales simples que lo componen y de parámetros que caracterizan su distribución (en orientación) en el policristal. Dado que las propiedades de los cristales son, en su mayoría anisótropas, la orientación cristalográfica de aquellos que componen el policristal juega un rol importante en los mencionados parámetros. Cuando todas las posibles orientaciones de los cristales ocurren con igual frecuencia, la dependencia con la orientación desaparece en el promedio, generando un comportamiento isotropo. Por otro lado, cuando un cristal es sometido a una deformación cualquiera, su estructura cristalina no se reorienta de forma aleatoria, sino en base a los sistemas de deformación activados para acomodar la deformación impuesta. Esto deriva en una preponderancia de determinadas orientaciones, con lo cual el comportamiento del policristal se asemeja en varios aspectos a aquel de los cristales simples, y se dice que el material posee textura cristalográfica. Como es lógico, la textura cristalográfica de los materiales evoluciona durante los distintos procesos a los que son sometidos, y además generalmente poseen una textura inicial de colada, la cual es modificada necesariamente durante los procesos de deformación en frío o caliente, o procesos de recocido realizados como parte del proceso de fabricación del producto laminado.

En chapas laminadas, la textura es comúnmente representada mediante los índices  $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ , lo que significa que los planos  $\{hkl\}$  de esos granos yacen paralelos al plano de la chapa, mientras que su dirección  $\langle uvw \rangle$  se ubica paralela a la dirección de laminado. En el caso de materiales hexagonales, los índices que caracterizan a los planos y direcciones son cuatro, es decir  $\{hkil\}\langle uvtw \rangle$  (también pudiéndose referir como  $\{hk.l\}\langle uv.w \rangle$ ). La textura puede ser caracterizada a partir de un conjunto de figuras de polo medidas mediante técnicas de difracción de rayos-X. La figura de polo es la representación en dos dimensiones de la proyección sobre una esfera centrada en el origen de la celda cristalina unitaria. Sin embargo, la información contenida en las figuras de polo es incompleta y semicuantitativa.

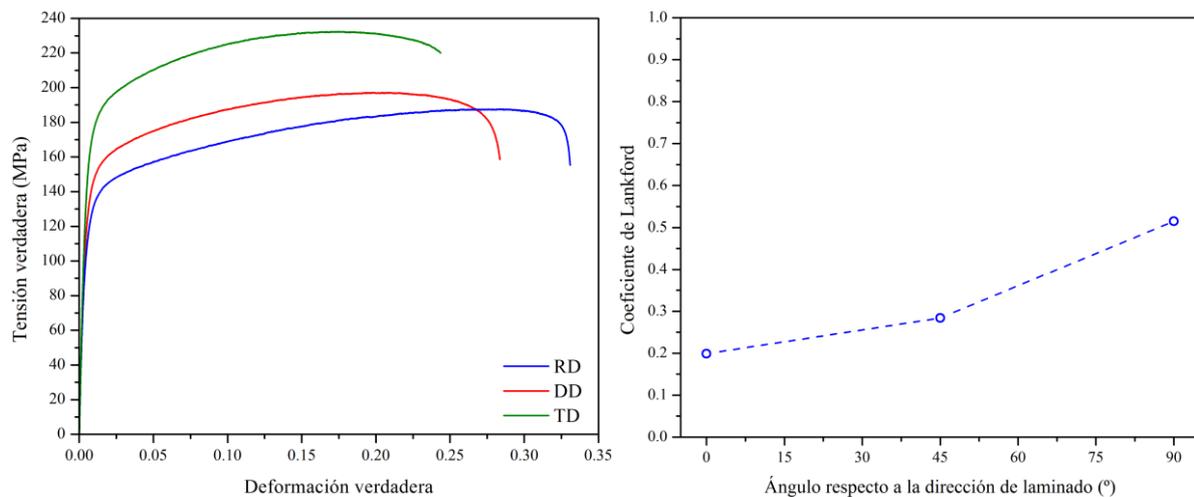
El proceso de laminación al cual son sometidas las chapas produce una textura cristalográfica típica de este proceso. En el caso de chapas con estructura cristalina HCP, el tipo de textura que desarrollan depende fuertemente de la relación  $c/a$  de la red en comparación con el valor ideal, lo cual deriva en una clasificación en tres tipos de textura que corresponden a valores  $c/a$  mayores, iguales o menores al valor teórico de 1.633, como lo muestra la Figura 1.8 (Wang y Huang, 2003). En el caso ideal, ejemplificado en el Mg y el Co ( $c/a = 1.62$ ), los planos basales son paralelos a la superficie de la chapa y generalmente la textura se distribuye simétricamente alrededor de la dirección normal (*normal direction*, ND). Para relaciones más bajas que la ideal, como el caso del Zr y el Ti ( $c/a = 1.59$ ), los planos basales están inclinados  $20-30^\circ$  respecto a ND hacia la dirección transversal (*transverse direction*, TD). Para relaciones mayores a la ideal, como el caso del zinc ( $c/a = 1.856$ ), los planos basales se encuentran rotados  $20-30^\circ$  respecto de ND hacia la dirección de laminado.



**Figura 1.8:** representación esquemática de las texturas típicas de laminado según la relación  $c/a$ . Figuras de polo  $\{0002\}$  a la izquierda y  $\{10\bar{1}0\}$  a la derecha (Wang y Huang, 2003)

## 1.5 Anisotropía mecánica

La combinación de la textura cristalográfica, la presencia de un fibrado de precipitados alineados con la dirección de laminado de la chapa y el comportamiento plástico anisótropo propio del zinc derivan directamente en una anisotropía mecánica característica, tanto en la respuesta en tensión como en deformación (Tikhonov, 1960; Jansen et al., 2013; **Schwindt et al., 2015**). La Figura 1.9 muestra un claro ejemplo del comportamiento anisótropo para ensayos de tracción de una chapa de Zn-Cu-Ti laminada. Las curvas de carga de la izquierda muestran notables diferencias en la tensión alcanzada de cada una de las muestras, dependiendo de la dirección de sollicitación, siendo más alta la tensión para las muestras según TD. También se ve que la deformación máxima a rotura es dependiente de la orientación, y en este caso es mayor para la muestra coincidente con RD. Sobre la derecha se muestran los valores del coeficiente de Lankford (cociente entre la deformación en el ancho y el espesor en un ensayo de tracción uniaxial), y se traza la escala del eje vertical hasta 1, ya que es un valor de referencia para materiales isotrópicos. Los coeficientes de Lankford son otra clara muestra de la anisotropía del material, ya que los tres valores son diferentes entre sí, y además son todos inferiores a 1, con lo cual en todos los casos la deformación en el ancho es menor que la deformación en el espesor.

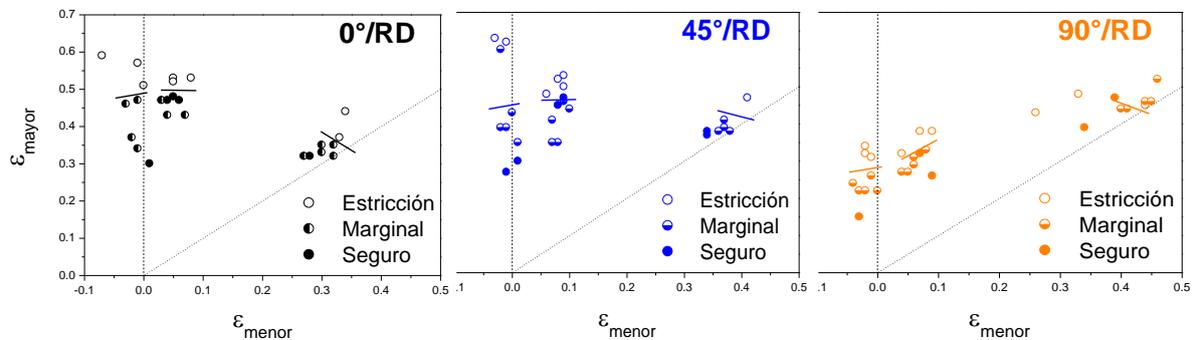


**Figura 1.9:** curvas de carga y coeficientes de Lankford correspondientes a muestras de una chapa de Zn-Cu-Ti (Zn20) cortadas en tres orientaciones respecto de la dirección de laminado

## 1.6 Formabilidad

La herramienta utilizada en esta tesis para la evaluación y análisis de la formabilidad es el Diagrama Límite de Conformado (*Forming Limit Diagram, FLD*), el cual resulta de gran utilidad debido a que permite trazar la Curva Límite de Conformado (*Forming Limit Curve, FLC*) para mostrar de manera simple la formabilidad de un material en diferentes condiciones de deformación. Los detalles de determinación y uso de la FLC se darán en los Capítulos 5 y 6, pero en forma resumida se puede mencionar que representa los máximos valores de deformaciones principales mayores y menores que

un material resiste. La Figura 1.10 muestra a modo de ejemplo las FLCs incompletas para una chapa de zinc, medidas para muestras orientadas a 0°, 45° y 90° de la dirección de laminado. Más allá de los valores de los puntos de deformación límite, se destaca la diferencia de comportamiento entre las tres orientaciones de muestras, producto de la ya mencionada anisotropía que caracteriza al material.



**Figura 1.10: FLDs de una chapa de Zn-Cu-Ti (Zn20) alineada a 0°, 45° y 90° respecto de la dirección de laminado (Serenelli, 2013)**

El magnesio es el material generalmente elegido en muchos de los trabajos que estudian la formabilidad en materiales hexagonales. Si bien este material presenta baja formabilidad a temperatura ambiente, varios estudios experimentales encontraron que la misma se puede mejorar mediante cambios en el modo de deformación y en su textura. Por ejemplo, Huang et al. (2008) han reportado un aumento en la formabilidad de una chapa de AZ31 al laminarla con velocidades diferentes de los rodillos, en chapas cuyos polos basales están rotados ~15° respecto de RD. Chino et al. (2008) observaron una mejora en la ductilidad en tracción para barras de AZ31 sometidas a extrusión por torsión, que produce una textura con los polos basales inclinados ~30° respecto a la dirección de extrusión. Además, Mukai et al. (2001) y Agnew et al. (2004) mostraron que se consigue mejor ductilidad mediante extrusión angular (*Equal Channel Angular Extrusion*, ECAE) cuando los planos basales están inclinados preferencialmente a ~45° de la dirección de extrusión.

En el caso de aleaciones de zinc, son pocos los trabajos que estudian su formabilidad. Philippe et al. (1991) estudiaron la influencia de la textura en la ductilidad en tracción uniaxial y en doblado, y observaron que la intensidad y dispersión de la textura de laminado afectan notablemente esta propiedad. En cuanto a trabajos que analicen la formabilidad general del zinc, Jansen et al. (2013) y Milesi et al. (2014) muestran que la formabilidad de chapas de zinc laminadas es altamente dependiente de la dirección, es decir de la orientación entre la textura de laminado y la dirección principal de la deformación. La aplicación de estados de deformación en los que la deformación principal mayor coincide con la dirección de laminado produce deformaciones límite muy superiores respecto a los casos en que esas direcciones no son coincidentes.

## 1.7 Recristalización

La energía libre de un material cristalino crece durante la deformación en frío por el aumento de la presencia de dislocaciones e interfases, y un material que contiene estos defectos se vuelve termodinámicamente inestable. Si bien la termodinámica sugiere que los defectos deberían desaparecer en forma espontánea, en la práctica los mecanismos atómicos necesarios son usualmente muy lentos a bajas temperaturas, con el resultado de que los defectos son retenidos luego de la deformación. Si el material es posteriormente calentado a una temperatura alta (recocido), se desencadenan procesos térmicamente activos como la difusión que proveen mecanismos para que los defectos sean removidos o reordenados en configuraciones de menor energía (Humphreys y Hatherly, 2004).

Cuando un material deformado en frío es recocido a una temperatura elevada, la microestructura y las propiedades pueden ser parcialmente restauradas a sus estados originales por un proceso de recuperación, en el cual ocurre aniquilación y rearreglo de dislocaciones. Los cambios microestructurales durante la recuperación son relativamente homogéneos y usualmente no afectan los bordes entre granos deformados. Una recuperación similar puede ocurrir durante la deformación, particularmente a altas temperaturas, y esta recuperación dinámica juega un rol importante en el fenómeno de creep y en el trabajado en caliente de los materiales. La recuperación implica sólo una restauración parcial de las propiedades porque la estructura de dislocaciones no es removida completamente, pero alcanza un estado metaestable. Puede ocurrir un proceso más importante de restauración llamado recristalización en el cual se forman nuevos granos libres de dislocaciones a partir de la estructura deformada o recuperada. Estos nuevos granos luego crecen y consumen a los granos viejos, resultando en una nueva estructura con baja densidad de dislocaciones.

Cuando la recristalización ocurre durante la deformación se la llama recristalización dinámica (*dynamic recrystallization*, DRX), y en general se la asocia a temperaturas mayores a 0.5 de la  $T_m$  (temperatura de fusión). Huang y Logé (2016) distinguen actualmente tres tipos: la recristalización dinámica discontinua (*discontinuous dynamic recrystallization*, DDRX), la recristalización dinámica continua (*continuous dynamic recrystallization*, CDRX) y la recristalización dinámica geométrica (*geometric dynamic recrystallization*, GDRX). La DDRX es frecuentemente observada para materiales de baja energía de falla de apilamiento, en los que ocurre nucleación de nuevos granos libres de dislocaciones, que crecen a expensas de regiones con alta densidad de dislocaciones. Por otro lado, durante la deformación de materiales con alta energía de falla de apilamiento, son eficientes los procesos de recuperación dinámica que favorecen la formación de subestructuras con bordes de grano de bajo ángulo (*low angle grain boundaries*, LAGBs), los cuales evolucionan progresivamente en bordes de alto ángulo (*high angle grain boundaries*, HAGBs) debido a la acumulación de dislocaciones a medida que avanza la deformación, dando lugar al proceso llamado recristalización dinámica continua. Además de los fenómenos de DDRX y CDRX, otro concepto reciente es el de GDRX, que fue observado al

deformar aluminio a alta temperatura hasta altos niveles de deformación. En este caso, los granos deformados se vuelven alargados y con quiebres locales de orientación, pero aún son distinguibles a altas deformaciones, hasta el punto en que su espesor se hace menor a 1-2 veces el tamaño de los subgranos, momento a partir del cual se forman nuevos granos equiaxiales con HAGBs. Varios autores mencionan la posibilidad de ocurrencia de recristalización dinámica en zinc a temperatura ambiente, especialmente durante el laminado, aunque no diferencian si se trata de la continua, la discontinua o la geométrica. Malin et al. (1982) reportan que a partir de  $\varepsilon = 0.5$  de laminado a temperatura ambiente de zinc policristalino comienza un proceso de recristalización dinámica, al observar cambios en la microestructura y en la dureza que indican la ocurrencia del fenómeno. Philippe et al. (1994) mencionan que la recristalización durante el laminado a temperatura ambiente es posible, y que el efecto más importante en la textura consiste en reducir la intensidad de los polos basales en la dirección de laminado. Uno de los materiales más extensamente estudiados en relación a este fenómeno es el magnesio, el cual comparte con el zinc la alta energía de falla de apilamiento. Jäger et al. (2014) estudiaron la deformación por extrusión a una temperatura de 0.4 de  $T_m$  de una aleación de magnesio con 0.3% de aluminio y encontró que, en las zonas en que el maclado está dificultado de aparecer, la deformación por deslizamiento produce la aparición de nuevos bordes de grano de alto ángulo, por la rotación continua de los subbordes de grano (LAGBs) formados gracias a la recuperación dinámica que se da a esa temperatura. En el mismo sentido, Miura et al. (2005) mencionan que la CDRX se ve favorecida en los granos de Mg favorablemente orientados para el deslizamiento múltiple, mientras que no se observa en aquellos en que se activa únicamente el deslizamiento basal o prismático.

## 1.8 Objetivos de la tesis

El objetivo general de la presente tesis consiste en estudiar la formabilidad de chapas laminadas de los materiales de estructura cristalina hexagonal, con aplicación específica en chapas de zinc. Para ello, se combinaron diversas herramientas que permiten no sólo determinar la formabilidad como una propiedad independiente, sino también relacionar su comportamiento con otras propiedades del material. La herramienta primordial de análisis de formabilidad es la curva límite de conformado, la cual se determinó a dos velocidades de deformación y en las direcciones de laminado, a 45° de ésta y transversal, analizando la posible influencia de factores inherentes al material, especialmente la microestructura y la textura cristalográfica. Con tal fin se realizaron ensayos de laboratorio conjuntamente con la aplicación de métodos de modelado numérico, utilizando modelos acoplados de localización de la deformación y plasticidad cristalina. La predicción de los resultados experimentales de formabilidad mediante el modelo computacional aportó conclusiones importantes relativas al rol de la textura. Un fuerte énfasis es puesto sobre la influencia de la anisotropía, condicionada en gran medida por la textura y la microestructura. Otro factor importante tenido en cuenta es la limitación de la FLC convencional para caminos de deformación proporcionales, siendo que en general los procesos industriales involucran

caminos de deformación cambiantes, ya sea graduales al fluir la pieza dentro de la matriz, o bruscos al pasar de un proceso a otro. Con este fin, se determinaron las deformaciones límite al aplicar condiciones de deformación más cercanas a las de un proceso industrial, al imponer caminos de deformación no proporcionales, o bilineales.

Complementariamente, se realizaron ensayos de tracción uniaxial con seguimiento temporal de los campos de deformación y velocidad de deformación en una segunda aleación Zn-Cu-Ti de bajo contenido de aleantes, Zn83. La obtención de los datos por correlación digital de imágenes del campo de deformación y su velocidad permitió realizar un análisis detallado de la evolución de su distribución espacial, con especial énfasis en el desarrollo y ocurrencia de la estricción localizada.

## 1.9 Organización del trabajo

Para lograr los objetivos planteados, el presente manuscrito se organiza en siete capítulos, adicional al presente.

*Capítulo 2:* presenta la metodología empleada para medir, representar y caracterizar la textura cristalográfica y la microestructura del material. Se muestran la microestructura y textura iniciales de las chapas de zinc teniendo en cuenta que condicionan en gran medida la anisotropía del material y son fundamentales a la hora de discutir la formabilidad.

*Capítulo 3:* describe en detalle la formulación de la modelización micromecánica multiescala de base policristalina para describir el comportamiento material en conjunción con el criterio de localización adoptado. Se discuten algunas de sus aplicaciones y ventajas, junto con la necesidad de aplicar modelos que permitan variaciones entre las respuestas de diferentes granos.

*Capítulo 4:* comprende principalmente la evaluación de la anisotropía plástica de las aleaciones de zinc, manifestada esencialmente en los resultados de curvas de carga y coeficientes de Lankford, tanto experimentales como simulados. Incluye un análisis exhaustivo de la evolución de la textura cristalográfica para varias condiciones de deformación, en términos de resultados experimentales y simulados.

*Capítulo 5:* se desarrolla el concepto de diagrama límite de conformado, y posteriormente se describe la aproximación teórica del criterio de inestabilidad plástica y su acople con el modelo constitutivo del material. Se discute la ventaja de que el criterio presentado sea aplicado conjuntamente con un modelo que tiene en cuenta la anisotropía del material mediante la incorporación de la textura cristalográfica.

*Capítulo 6:* presenta la metodología experimental utilizada para determinar las deformaciones límite de chapas. Posterior a ello, se muestran las curvas límite de conformado de las chapas de zinc, tanto experimentales como las predichas por la conjunción del modelado material y el criterio de

inestabilidad elegido. Se evalúan los cambios en la formabilidad del material producto de aplicar caminos de deformación bilineales.

*Capítulo 7:* se realiza un estudio exhaustivo de la evolución y el posterior desarrollo de estricción localizada de la deformación sobre probetas de tracción uniaxial de zinc. Se complementa el análisis de las deformaciones con resultados de microestructura y textura.

*Capítulo 8:* se enuncian las conclusiones generales, trabajos en progreso y las perspectivas futuras que se abren a partir de los aportes generados por la presente tesis.

## 1.10 Referencias

- Adams, K. H., 1965. *Dislocation mobility and density in zinc single crystals*. PhD. Thesis, California Institute of Technology, p. 154.
- Adams, K. H., Blish, R. C., Vreeland Jr., T., 1967. *Second-order pyramidal slip in zinc single crystals*. *Materials Science and Engineering* 2 (4), pp. 201-207.
- Agnew, S. R., Horton, J. A., Lillo, T.M., Brown, D. W., 2004. *Enhanced ductility in strongly textured magnesium produced by equal channel angular processing*. *Scripta Materialia* 50 (3), pp. 377-381.
- ASM Handbook, Vol. 3, *Alloy Phase Diagrams*, ASM International, 1992, pp. 2-182.
- Chen, X., Wolfgang, J., Danebrook, M. E., Evers, C. B. H., Wagner, K., 1995. *Preparation, properties and crystal structures of  $Ti_3Zn_{22}$  and  $TiZn_{16}$* . *Journal of Solid State Chemistry* 118 (2), pp. 219-226.
- Chino, Y., Sassa, K., Mabuchi, M., 2008. *Enhancement of tensile ductility of magnesium alloy produced by torsion extrusion*. *Scripta Materialia* 59 (4), pp. 399-402.
- Gilman, J. J., 1955. *Trans. Amer. Inst. Min. (Metall.) Eng*s 203, pp. 206-214.
- Gilman, J. J., 1956. *Trans. Amer. Inst. Min. (M&U.) Engrs* 206, pp. 1326-1336.
- Huang, X. S., Suzuki, K., Watazu, A., Shigematsu, I., Saito, N., 2008. *Mechanical properties of Mg–Al–Zn alloy with a tilted basal texture obtained by differential speed rolling*. *Materials Science and Engineering A* 488, pp. 214-220.
- Huang, K., Logé, R. E., 2016. *A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials*. *Materials & Design* 111, pp. 548-574, <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.012>.
- Hughes, G. M., Smith, G. E., Flewitt, P. E. J., Crocker, A. G., 2007. *The brittle fracture of polycrystalline zinc*. *Proceedings of the royal society A* 463, pp. 2129-2151.

- Humphreys, F. J., Hatherly, M., 2004. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier Ltd, The Boulevard, Langford Lane, Kidlington, Oxford, pp. 39.
- Jäger, A., Gärtnerová, V., Mukai, T., 2014. *Micromechanisms of grain refinement during extrusion of Mg–0.3at.% Al at low homologous temperature*. *Materials Characterization* 93, pp. 102-109.
- 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 (6), pp. 851-855.
- Lassila, D., LeBlanc, M., Florando, J., 2007. *Zinc Single-Crystal Deformation Experiments Using a “6 Degrees of Freedom” Apparatus*. *Metallurgical and Materials Transactions A* 38 (9), pp. 2024-2032.
- Malin, A.S., Hatherly M., Piegerova, V., 1982. *Microstructure and Texture of Rolled C.P.H. Metals*. *Strength of Metals and Alloys (ICSMA 6)*, pp. 523-528. <https://doi.org/10.1016/B978-1-4832-8423-1.50087-0>.
- Mathewson, C.H., 1959. *Zinc: The Science and Technology of the Metal, Its Alloys and Compounds*. Reinhold Publishing Corporation, London.
- Milesi, M., Logé, R.E., Jansen, Y., 2014. *Anisotropic mechanical behavior and formability criterion for zinc sheets*. *Journal of Materials Processing Technology* 214 (12), pp. 2869-2876.
- Miura, H., Yang, X., Sakai, T., Nogawa, H., Miura, S., Watanabe, Y., Jonas, J., 2005. *High temperature deformation and extended plasticity in Mg single crystals*. *Philosophical Magazine* 85 (30), pp. 3553-3565.
- Mukai, T., Yamanoi, M., Watanabe, H., Higashi, K., 2001. *Ductility enhancement in AZ31 magnesium alloy by controlling its grain structure*. *Scripta Materialia* 45 (1), pp. 89-94.
- Muster, T. H., Ganther, W. D., Cole, I. S., 2007. *The influence of microstructure on surface phenomena: Rolled zinc*. *Corrosion Science* 49 (4), pp. 2037-2058.
- Okamoto, H., 2008. *Ti-Zn (Titanium-Zinc)*. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion* 29 (2), pp. 211-212.
- Philippe, M. J., Esling, C., Hocheid, B., 1988. *Role of Twinning in Texture Development and in Plastic Deformation of Hexagonal Materials*. *Textures and Microstructures* 7 (4), pp. 265-301.
- Philippe, M. J., Fundenberger, J. J., Galledou, Y., Humbert, M., Wégria, J., Esling, C., 1991. *Influence of texture on low temperature bendability of Zn alloys*. *Textures and Microstructures* 14, pp. 471-476.

- 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 (1), pp. 239-250.
- Predvoditelev, A. A., Bushuyeva, G. V., Stapanova, V. M., 1962. Fiz. Metal. Metalloved. 14, pp. 687.
- Rogers, D.H., Roberts, W.T., 1968. *Plastic anisotropy of titanium and zinc sheet—II*. International Journal of Mechanical Sciences 10 (3), pp. 221-229.
- Rosenbaum, H. S., 1961. *Non-basal slip and twin accommodation in zinc crystals*. Acta Metallurgica 9 (8), pp. 742-748.
- Schlosser, F., Schwindt, C., Fuster, V., Tommasi, A., Signorelli, J. W., 2017. *Crystallographic Texture Evolution of a Zinc Sheet Subjected to Different Strain Paths*. Metallurgical and Materials Transactions A 48 (6), pp. 2858-2867.
- 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, pp. 62-99.
- 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.
- Tikhonov, B. S., 1960. *Anisotropy of mechanical properties in rolled zinc*. Metal Science and Heat Treatment of Metals 2 (9), pp. 503-506.
- Wang, Y. N., Huang, J.C., 2003. *Texture analysis in hexagonal materials*. Materials chemistry and physics 81 (1), pp. 11-26.
- Zhang, X. G., 2013. *Corrosion and Electrochemistry of Zinc*. Springer Science & Business Media, Berlín, Alemania, pp. 1.

# Microestructura y textura cristalográfica

## 2.1 Introducción

Las aleaciones de uso industrial son casi sin excepción materiales policristalinos, en los que cada cristal que los compone posee una definida orientación cristalográfica. Lo más común es que la distribución de orientaciones de los cristales no sea aleatoria, sino que éstos se encuentren en orientaciones preferenciales, lo cual se denomina textura cristalográfica. La textura cristalográfica afecta la anisotropía de las propiedades mecánicas y físicas del agregado policristalino, debido a que la anisotropía propia de los cristales individuales contribuye en forma diferencial según la orientación propia de cada cristal (Kocks et al., 1998). De la misma manera, hay parámetros de la microestructura del material que también afectan sus propiedades. Entre ellos, el tamaño de grano tiene influencia tanto a escala macroscópica como microscópica. A nivel macroscópico, es sabido que el tamaño de grano promedio afecta la tensión de fluencia del material, lo que es conocido como efecto Hall-Petch (Hall, 1951; Petch, 1953). Además, la anisotropía macroscópica también se ve afectada por la textura morfológica, que viene dada por la forma y orientación de los granos (Choi et al., 2000; Delannay et al., 2009); la distribución de precipitados (Barlat y Liu, 1998; Choi et al., 2001) y la estructura de dislocaciones (Mahesh et al., 2004; Li et al., 2006).

El estudio de la textura en materiales hexagonales ha atraído un interés cada vez más significativo debido al incremento del uso en aplicaciones industriales. Las aleaciones de zirconio se emplean en la industria nuclear (Fundenberger et al., 1997); las aleaciones de titanio para partes estructurales en la industria aeroespacial y aeronáutica (Suwas y Ray, 2001); las aleaciones de magnesio como material estructural en vehículos de transporte (Agnew et al., 2001) o componentes de computadoras, equipos de comunicación y electrónica (Su et al., 2002); y chapas de aleaciones de zinc empleadas principalmente en la industria de la construcción (Milesi et al., 2017).

Dado que la textura inicial del material sufre cambios y evoluciona durante los procesos de solidificación, recrystalización, transformación de fase o procesado termo-mecánico (Randle y Engler, 2000), la caracterización de ésta es una herramienta importante para comprender la relación entre la

microestructura y las propiedades macroscópicas, así como también la evolución microestructural durante el proceso. En el caso particular de la deformación plástica en metales, la deformación de un cristal, inmerso en un policristal, está acompañada por un cambio en su orientación, lo que permite extraer información relevante acerca de los mecanismos de deformación activados.

Entender cómo se forma y modifica la textura cristalográfica permite obtener conclusiones acerca de cómo se afectan las propiedades del material. Para ello es esencial tener métodos para representarlas, caracterizarlas y modelizar su desarrollo. Los datos obtenidos de las mediciones de textura pueden ser presentados gráficamente de diferentes maneras. La descripción más completa es la función de distribución de orientaciones (*Orientation Distribution Function*, ODF), que da la distribución de las orientaciones en forma absoluta, aunque también son útiles las representaciones gráficas en dos dimensiones como la figura de polo directa (*Pole Figure*, PF) y la figura de polos inversa (*Inverse Pole Figure*, IPF). A su vez, existen parámetros cuantitativos, como lo son distintos índices que pueden indicar la severidad general de la textura o de alguna figura de polo en particular: factores de Kearns (Gruber et al., 2011); *J-index* (Bunge, 1982); *M-Index* (Skemer et al., 2005).

En el presente capítulo se describen los fundamentos de la difracción de rayos-x, que ha sido la técnica utilizada para determinar la textura cristalográfica, explicitando los métodos utilizados para su descripción, tanto gráfica como numéricamente. Posteriormente, se presenta la textura inicial de la aleación de zinc Zn20 laminada. A continuación, se presenta la microestructura inicial del material mediante micrografías ópticas en diferentes zonas y aumentos, de modo de revelar su heterogeneidad. Finalmente, se complementa el análisis con una caracterización de la microestructura del material mediante métodos de refinamiento y ajuste de los perfiles de difracción del material.

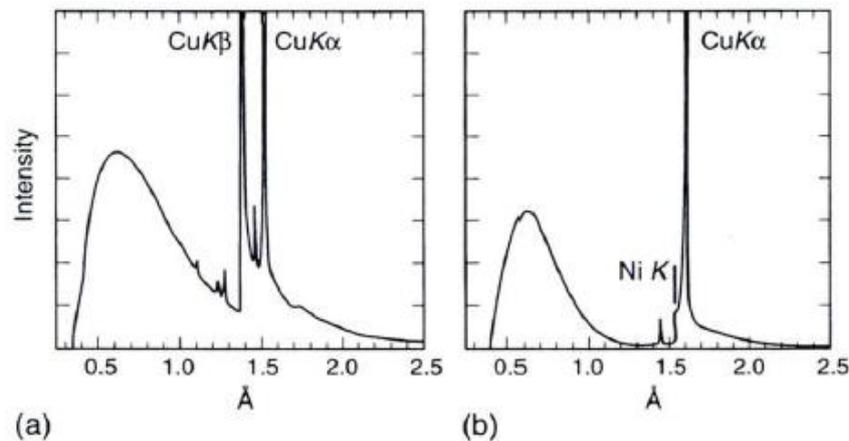
## 2.2 Medición de textura

Las técnicas de difracción son las más extendidas para determinar la orientación de la red cristalina. La difracción de rayos-x es ampliamente utilizada, principalmente para mediciones únicamente enfocadas en la caracterización de la textura cristalográfica del agregado policristalino. Para un análisis más exhaustivo, está siendo cada vez más utilizada la difracción de electrones retrodifundidos (*Electron Backscatter Diffraction*, EBSD) debido a que permite determinar simultáneamente la textura en sentido amplio: textura cristalográfica, morfología de grano y distribución topológica de los mismos, permitiendo relacionar la morfología del grano con su orientación cristalográfica y su ubicación en el área observada.

Con respecto a los rayos-x, fueron descubiertos por el físico alemán Röntgen en 1895. De todos modos, no fue hasta 1912 que se estableció de manera precisa la naturaleza de los rayos y se descubrió la difracción en cristales. Los rayos-x son radiación electromagnética de la misma naturaleza que la luz pero de longitud de onda,  $\lambda$ , mucho más corta. El angstrom (Å), igual a  $10^{-10}$  m, es la unidad de medida

de los rayos-x y los usados en difracción poseen longitudes de onda entre 0.5 y 2.5 Å, a diferencia de la luz visible, cuya longitud de onda está en el orden de 6000 Å.

Los rayos-x se generan al frenar rápidamente una partícula cargada eléctricamente con suficiente energía cinética. Generalmente, se utilizan como partículas a los electrones y la radiación se obtiene en un dispositivo conocido como tubo de rayos-x. Los rayos emitidos están compuestos por una mezcla de diversas longitudes de onda y, dependiendo del voltaje del tubo, la intensidad varía con  $\lambda$  (Figura 2.1).



**Figura 2.1:** espectro de rayos-x generado por a) tubo de Cu (operado a 40kV) con picos pronunciados para la radiación K $\alpha$  y K $\beta$ ; b) espectro de Cu al usar un filtro de Ni  $\beta$  de 0.001” (Kocks et al., 1998)

La difracción de rayos-x fue utilizada por primera vez por Wever (1924) para investigar orientaciones preferenciales en metales, pero se convirtió en un método cuantitativo recién con la introducción del goniómetro (Decker et al., 1948) y los contadores Geiger (Norton, 1948). El efecto dominante que ocurre cuando un rayo incidente de rayos-x interactúa con un material es la dispersión de esos rayos, con lo cual la difracción es un fenómeno de dispersión en el que cooperan muchos átomos. La radiación incidente es dispersada en todas las direcciones por los átomos, y hay ciertas direcciones en las que los rayos dispersados se encontrarán en fase, y por lo tanto se reforzarán mutuamente produciendo una interferencia constructiva. El posicionamiento de los átomos de forma periódica en una red cristalina hace que los rayos dispersados por ellos posean relaciones de fase definidas entre ellos, las cuales hacen que en la mayoría de las direcciones se produzca una interferencia destructiva pero en unas pocas se genere la interferencia constructiva mencionada, formando los rayos difractados.

La condición de difracción viene dada por la ley de Bragg para radiación monocromática (Figura 2.2). Dos condiciones pueden ser observadas: la primera es que un plano dado, notado  $hkl$  ( $hkil$  en caso de hexagonales), difracta si está en una posición de reflexión entre los rayos-x incidentes y los difractados; la segunda es que los planos con una separación  $d_{hkl}$  obedecen la siguiente ley:

$$2d_{hkl} \sin \theta = n\lambda, \quad (2.1)$$

donde  $2\theta$  es el ángulo entre los rayos incidentes y los difractados,  $\lambda$  es la longitud de onda del rayo monocromático y  $n$  un entero que define el orden de la difracción. El principio es simple: para determinar la orientación de un plano específico,  $hkl$ , de un cristal individual, el detector es posicionado al ángulo de Bragg correspondiente,  $2\theta$ , al pico de difracción de interés, y luego la muestra es rotada mediante el goniómetro hasta que el plano  $hkl$  queda ubicado en posición de reflexión (es decir, la normal al plano es la bisectriz entre el rayo incidente y el difractado). Las rotaciones del goniómetro están relacionadas a las coordenadas angulares que definen la orientación de la muestra. En el caso de una muestra policristalina, la intensidad registrada en una determinada orientación de la muestra es proporcional a la fracción en volumen de cristales cuyos planos están en condición de reflexión. La configuración de un dispositivo típico de medición se observa en la Figura 2.3.

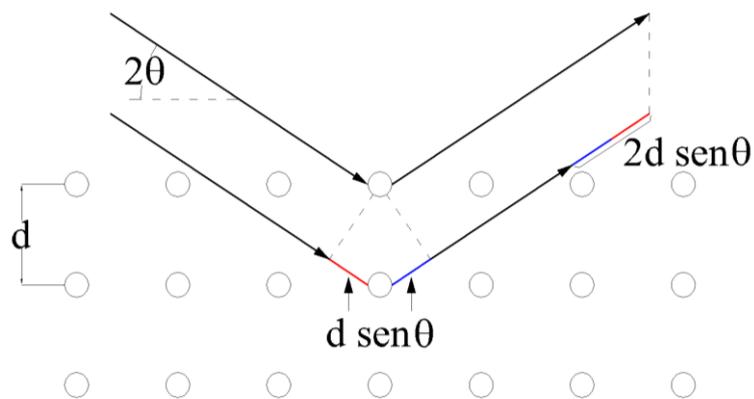
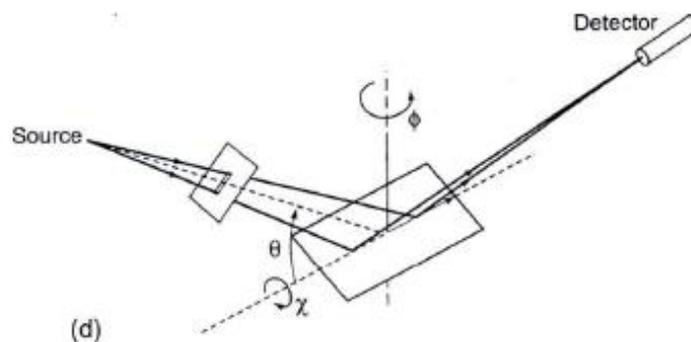
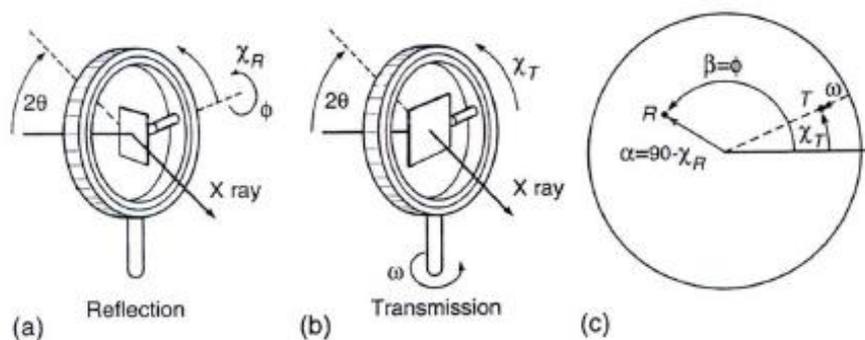


Figura 2.2: representación gráfica de la ley de Bragg



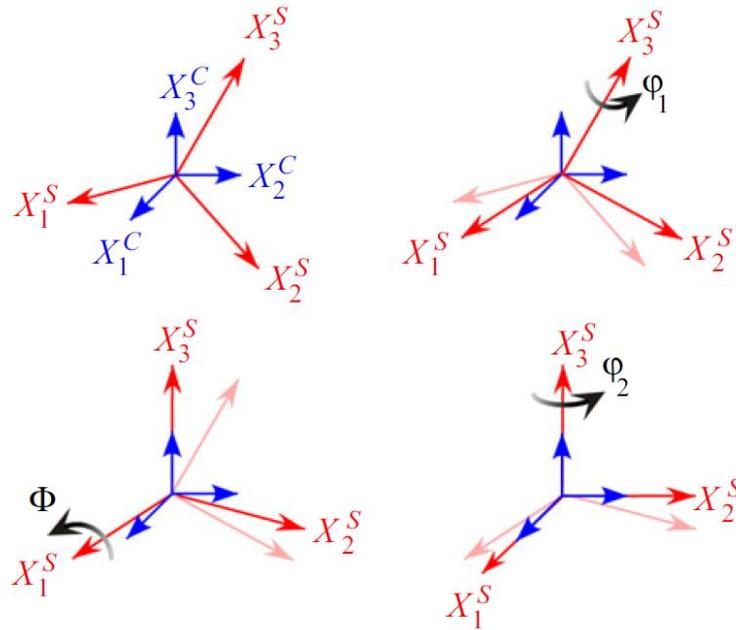
**Figura 2.3: dispositivo de medición de textura con rayos-x. a) Disposición geométrica para medición por reflexión; b) disposición geométrica para medición por transmisión; c) proyección esférica que ilustra la definición de un polo por reflexión (R) y por transmisión (T); d) posicionamiento de la fuente y el detector en una medición (Kocks et al., 1998)**

Si los planos  $hkl$  de todos los cristales son paralelos a la superficie de la muestra, la difracción sólo ocurrirá cuando  $\alpha = 0^\circ$ , es decir cuando la superficie de la muestra obedece la condición de reflexión de Bragg. Si todos los planos cristalográficos son perpendiculares a la superficie, la difracción ocurre a  $\alpha = 90^\circ$  y sólo para los  $\beta$  particulares que ponen a los planos en condición de difracción. En el caso de que los cristales de la probeta tengan una distribución aleatoria de orientaciones, una cantidad igual de cristales difracta en todos los ángulos. En el caso de policristales que exhiban una textura, la intensidad medida a un ángulo  $2\theta$  del detector para un pico de Bragg  $hkl$  varía en función de  $\alpha$  y  $\beta$ , dependiendo del número relativo de planos que se encuentran en condición de reflexión para cada orientación. Como se mencionó previamente, para cada orientación de la muestra, la intensidad difractada es directamente proporcional al volumen de cristales que poseen esa orientación y, si el tamaño de grano es uniforme, al número de cristales.

## 2.3 Representación de la textura

La orientación de los cristales puede ser descrita y representada de varias maneras, pero todas ellas constituyen una forma de cuantificar y visualizar la textura del material. La orientación de un cristal se define como la posición del sistema coordenado asociado al cristal con respecto al sistema coordenado asociado a la muestra. Se han propuesto diferentes convenciones para definir las orientaciones (Kelly et al., 2000). En el presente trabajo se recurrió a la representación mediante ángulos de Euler.

Los ángulos de Euler son una triada de ángulos,  $g = (\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ , que representan tres rotaciones consecutivas de un sistema de coordenadas, inicialmente coincidente con el de la muestra, de modo de hacerlo coincidente con el sistema de referencia del cristal (Figura 2.4). Al efectuar estas rotaciones en el orden correcto ( $X_3$ -  $X_1$ -  $X_3$ ), el sistema de coordenadas de la muestra es transformado en el sistema de coordenadas del cristal, el cual especifica unívocamente la orientación del cristal. Los ángulos de Euler corresponden a las siguientes rotaciones, definidas según Bunge (1982) e ilustradas en la Figura 2.4.

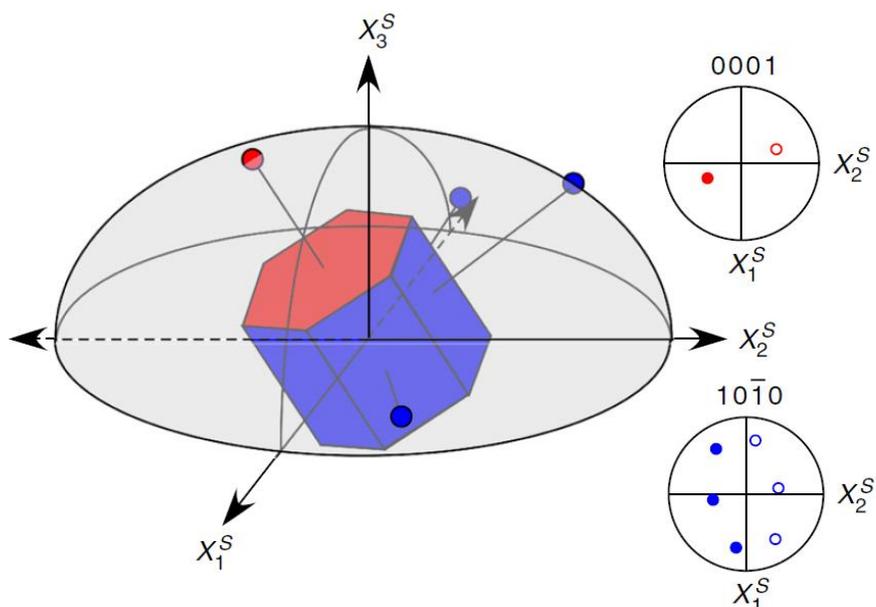


**Figura 2.4: definición, secuencia de rotación y convención de ángulos de Euler utilizada**

De esta manera una orientación puede ser expresada como un punto en un sistema de coordenadas tridimensional cuyos ejes son los ángulos de Euler. El volumen definido de esta forma es llamado espacio de Euler. El tamaño máximo del espacio de Euler es el definido cuando  $\varphi_1$  y  $\varphi_2$  varían entre  $0^\circ$  y  $360^\circ$  y  $\phi$  varía entre  $0^\circ$  y  $180^\circ$ . En muchos casos un espacio reducido de Euler es suficiente para describir una orientación, gracias a la simetría de las estructuras cristalinas. En el caso de los materiales hexagonales, el espacio reducido de Euler queda definido por  $0^\circ \leq \varphi_1 \leq 90^\circ$ ,  $0^\circ \leq \phi \leq 90^\circ$ ,  $0^\circ \leq \varphi_2 \leq 60^\circ$ .

### 2.3.1 Figura de polo directa

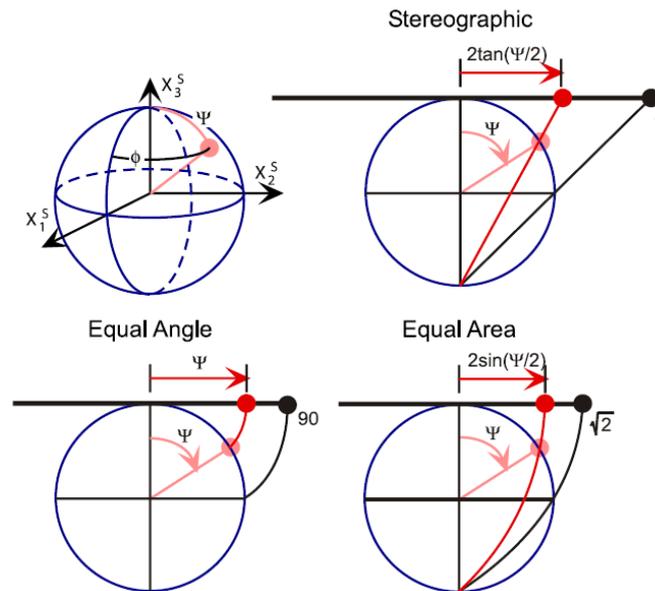
Una figura de polo directa es una representación en dos dimensiones que muestra una proyección de la orientación de un plano seleccionado (un polo) con respecto al sistema de referencia de la muestra. Con tal fin, el cristal se sitúa en el centro de una esfera, y la proyección del polo la interseca en algún punto. La ubicación de la intersección puede ser proyectada en un plano en dos dimensiones mediante varios esquemas posibles, como se describe más adelante. Un ejemplo se muestra en la Figura 2.5, la cual presenta las figuras de polos  $\{0002\}$  y  $\{10\bar{1}0\}$  de un cristal de estructura hexagonal. Es interesante notar que sólo se observa un polo  $\{0002\}$  y tres  $\{10\bar{1}0\}$ , los cuales surgen de la simetría propia del cristal. Si se trata de un monocristal, los puntos de intersección serán únicos en cierta posición. Cuando se trate de un policristal resultarán nubes de puntos, originadas por las diferencias en las orientaciones entre cristales.



**Figura 2.5: representación esquemática de la orientación de un cristal hexagonal y de las correspondientes figuras de polo  $\{0002\}$  y  $\{10\bar{1}0\}$  (Wright y Hielscher, 2016)**

Una figura de polo es escaneada midiendo la intensidad difractada a distintos pares de  $(\alpha, \beta)$ . Esto puede realizarse de manera secuencial al medir en posiciones discretas, o bien guardando la intensidad promedio continuamente sobre un rango angular de una posición  $(\alpha, \beta)$  a la siguiente. Esta última posee la ventaja de mejorar la estadística de la medición, pero el primer método es el más utilizado debido a que es más simple posicionar la muestra en posiciones específicas. Debido a la inclinación decreciente de la superficie de la muestra respecto al rayo incidente, éste cubre un área mayor cuanto mayor es  $\alpha$ , lo cual se conoce como *defocussing* y debe ser corregido en el procesamiento de los datos. Es por ello que una figura de polo puede ser medida de manera confiable sólo hasta  $\alpha = 80^\circ$  y la intensidad decrece hacia los bordes de la figura. Debido a este efecto, junto a limitaciones por la geometría de las muestras, la difracción de rayos-x sólo permite la medición de figuras de polo incompletas. De todas maneras, los métodos desarrollados para calcular la ODF permiten hacerlo a partir de figuras de polo incompletas, introduciendo las correcciones necesarias. Una vez obtenida la ODF, se pueden calcular a partir de ella las figuras de polo completas.

Existen dos maneras de representar la proyección de los polos en la esfera: la estereográfica y la de igual área, tal cual se detallan en la Figura 2.6. La principal ventaja de la proyección estereográfica es que los ángulos en el gráfico son iguales a los reales. La ventaja de la de igual área es que cada área en la figura representa correctamente la fracción que cubre en el espacio de orientaciones, lo cual la hace más acorde para representar distribución de orientaciones. Es esta última la utilizada a lo largo del presente trabajo.

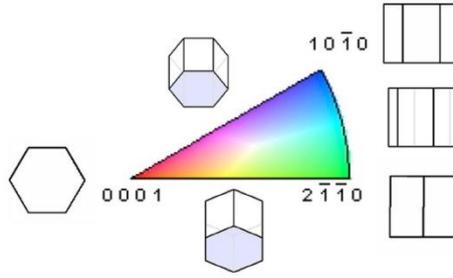


**Figura 2.6: diferencias entre la proyección estereográfica y la de igual área (Wright y Hielscher, 2016)**

En materiales HCP, la figura de polo  $\{0002\}$  es largamente la más representativa para obtener una primera aproximación a la distribución preferencial de orientaciones, pero no brinda información suficiente para saber si la textura es de naturaleza fibrosa o más bien localizada en ciertas direcciones, ya que como cualquier figura de polo sólo representa una proyección de las orientaciones. Por esta razón, más figuras de polo son necesarias para una descripción completa, con lo cual se recurre a las figuras de polo  $\{10\bar{1}0\}$ ,  $\{10\bar{1}1\}$  y  $\{10\bar{1}2\}$  que permiten ver la distribución y orientación de los polos prismáticos y piramidales.

### 2.3.2 Figura de polos inversa

Complementaria a la figura de polo directa se tiene la figura de polos inversa. Una figura de polos inversa muestra la distribución de ejes cristalográficos paralelos a una dirección de la muestra. Para las figuras directas se selecciona el polo de interés, mientras que en las inversas lo que se selecciona es una dirección de la muestra. Resulta útil pensar en la figura de polos inversa como un gráfico que muestra qué vectores normales a los planos del cristal son paralelos a la dirección de la muestra seleccionada. La figura 2.7 permite ver que orientaciones del cristal representan algunos puntos característicos de una figura de polos inversa.



**Figura 2.7: representación de la orientación del hexágono indicada por cada posición en la figura de polos inversa (adaptada de Vera et al., 2017)**

### 2.3.3 Función de distribución de orientaciones

Una figura de polo individual sólo es capaz de mostrar información en dos dimensiones. La descripción completa de la textura se consigue mediante la ODF. La ODF es una función de densidad de probabilidad que describe la probabilidad de encontrar granos con una orientación  $g$ , a una distancia angular,  $\Delta g$ , de la orientación  $g_0$ ; o dicho de otra manera, la fracción en volumen de material orientado dentro de  $\Delta g$  respecto de  $g_0$ . Estas dos descripciones se relacionan mediante:

$$\frac{\Delta V_{g_0+\Delta g}}{V} = \oint_{g \in (g_0+\Delta g)} f(g) dg, \quad (2.2)$$

donde los ángulos de Euler definen la función  $g = g(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$  de transformación; el término de la izquierda es la fracción en volumen de material orientado dentro de  $\Delta g$  respecto de  $g_0$  y la función  $f(g)$  dentro de la integral es la ODF. Es importante mencionar que se debe cumplir la siguiente condición para una función de densidad:

$$\oint f(g) dg = 1, \quad (2.3)$$

donde la integral se resuelve sobre todo el espacio de orientaciones.

Como se mencionó anteriormente, la ODF está relacionada a la probabilidad de encontrar granos en un policristal con una orientación dada. Si, por ejemplo,  $f(g)$  es 2 entonces la probabilidad de encontrar granos con la orientación  $g$  es 2 veces mayor que en un policristal con una distribución aleatoria de los cristales. Se han desarrollado métodos matemáticos que permiten calcular la ODF a partir de los datos numéricos obtenidos mediante las figuras de polo. Para cristales HCP que tienen menor simetría que los cúbicos, se necesita medir cuatro figuras de polo.

Por simplicidad, es conveniente la representación de la ODF en dos dimensiones mediante secciones de ángulo constante, generalmente  $\varphi_2$ . Para materiales HCP es usual utilizar las secciones de  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$ . La Figura 2.8 muestra un ejemplo de descripción gráfica completa de una textura de un material hexagonal, con las secciones de ODF mencionadas junto a figuras polares directas e

inversas. Además, la Figura 2.9 muestra gráficamente las orientaciones de la red cristalina que se corresponden con varias posiciones de la ODF.

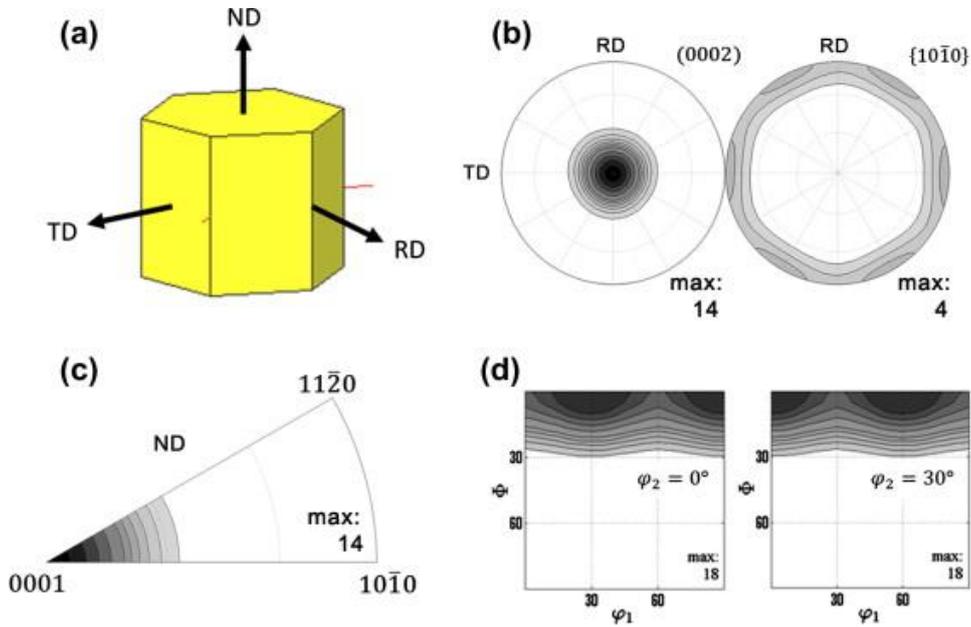


Figura 2.8: aplicación de los distintos métodos de representación de la textura: a) sistema de referencia; b) figuras de polo; c) figura de polos inversa; d) secciones de ODF para  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$  (Hirsch y Al-Samman, 2013)

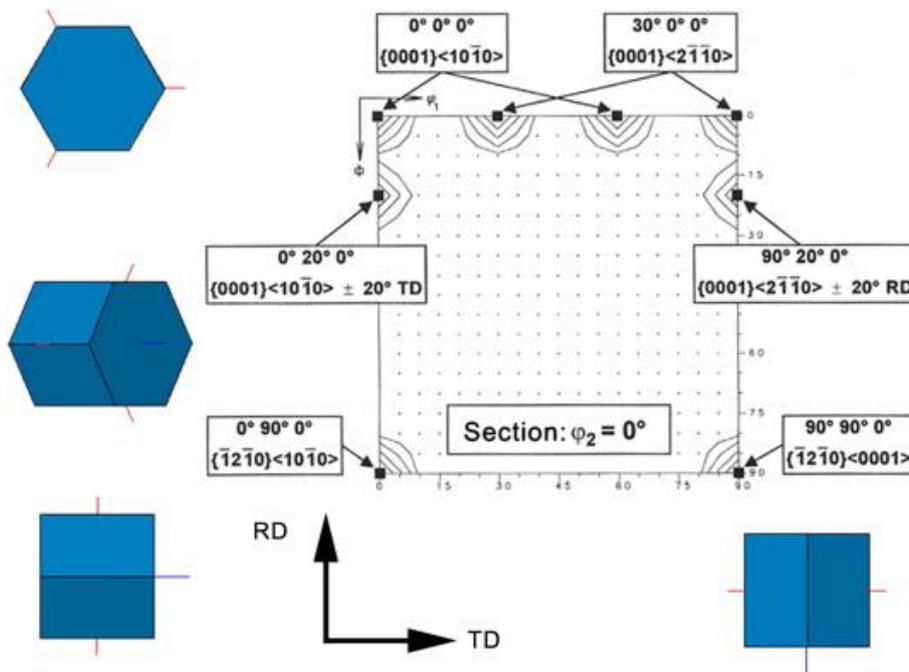


Figura 2.9: posición de varias orientaciones ideales en el espacio de Euler en una sección de ODF de  $\varphi_2 = 0^\circ$  (Hirsch y Al-Samman, 2013)

### 2.3.4 Factores de Kearns

Al contrario de los materiales de estructura cúbica, la textura de aquellos con baja simetría cristalina suele caracterizarse adicionalmente mediante el uso de diferentes índices o coeficientes. Para medir la severidad de la textura, una opción es el índice  $J$ , el cual se define matemáticamente como el segundo momento de la ODF. Este índice se calcula como la suma normalizada de los cuadrados de los coeficientes  $C$  de la expansión armónica de la ODF (Mainprice et al., 2014). Su valor varía entre 1 para un material policristalino no texturado hasta  $\infty$  para un cristal simple.

Sin embargo, para los materiales hexagonales es más usual recurrir a tres valores conocidos como factores de Kearns (Gruber et al., 2011). Los factores de Kearns son un promedio ponderado de la intensidad de las figuras de polo basales respecto de las direcciones principales de la muestra, y se definen como:

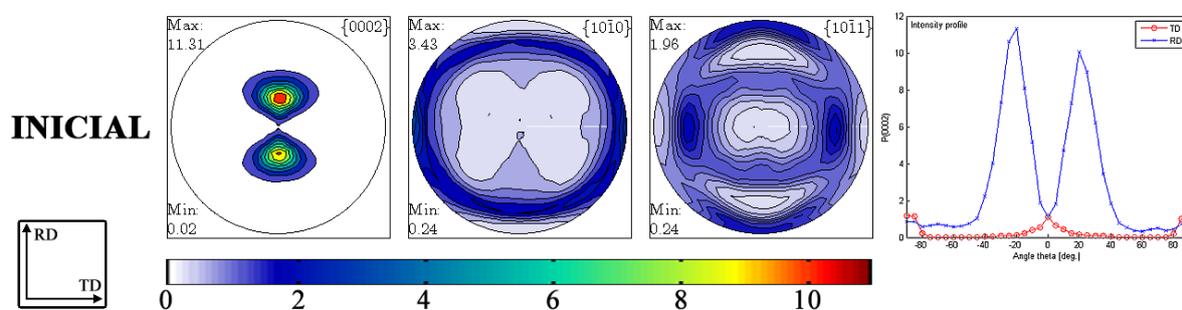
$$f = \frac{\int_0^\pi I(\theta) \cos^2(\theta) \sin(\theta) d\theta}{\int_0^\pi I(\theta) \sin(\theta) d\theta}, \quad (2.4)$$

donde  $I(\theta)$  es la intensidad promedio de la figura de polo basal a un ángulo  $\theta$  respecto de cada dirección de la muestra: de laminado (*rolling direction*, RD), diagonal (*diagonal direction*, DD) y transversal (*transverse direction*, TD). La suma de los tres factores debe ser igual a 1. Para computar los factores de Kearns sólo es necesario medir la figura de polo basal, aunque hay que tener en cuenta que no es una representación completa de la textura, como sí lo es la ODF. Su utilidad radica en que los materiales HCP laminados presentan frecuentemente una fuerte textura basal.

## 2.4 Textura inicial del zinc (Zn20)

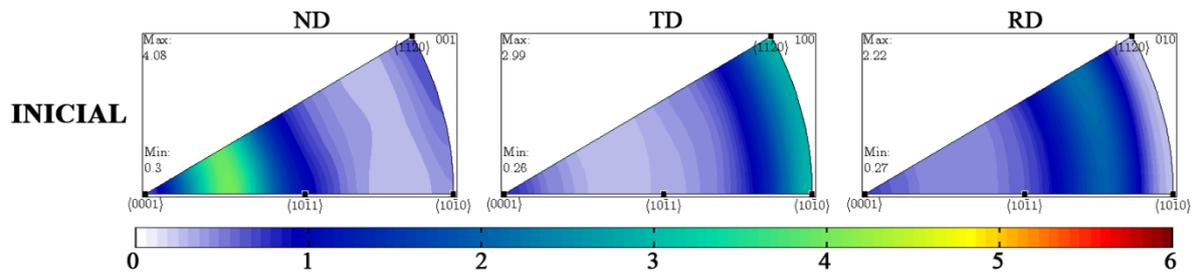
Las figuras de polo fueron medidas con un equipo Philips X'Pert Pro-MPD mediante el uso de radiación  $\text{CuK}\alpha$ . El difractómetro está equipado con una lente de rayos-x, placas paralelas, y una cuna Euleriana para medición de textura. Se midieron figuras de polo en ángulos  $2\theta$  de  $36.5^\circ$ ,  $39.1^\circ$ ,  $43.4^\circ$  y  $54.5^\circ$  correspondientes a las posiciones de difracción de los planos  $\{0002\}$ ,  $\{10\bar{1}0\}$ ,  $\{10\bar{1}1\}$  y  $\{10\bar{1}2\}$ , usando una grilla de 5mm x 5mm. Cada medición se hizo para  $\phi = 0^\circ$  hasta  $85^\circ$  en pasos de  $5^\circ$ , rotando la muestra  $360^\circ$  alrededor de ND en pasos de  $5^\circ$ , con un tiempo de medición en cada posición de 1 segundo. Durante cada paso, se trasladó la muestra sobre el eje horizontal desde -5 a +5 mm, de modo de incrementar el volumen medido y la estadística. Las figuras de polos obtenidas fueron corregidas por *background* y *defocussing*. Subsecuentemente, la función de distribución de orientaciones fue calculada y las figuras de polo se recalcularon usando MTEX (Bachmann et al., 2010), una herramienta de código abierto de Matlab® para el análisis de textura. Se asumió el grupo de simetría hexagonal  $6/mmm$  a nivel del cristal, y simetría ortorrómbica para la muestra. Además, para el cálculo de la ODF se utilizó una función del tipo *de la Valle Poussin*, con parámetros de *halfwidth* =  $10^\circ$  y *resolution* =  $5^\circ$ .

Las texturas cristalográficas se describen y analizan en términos de las figuras de polo directas  $\{0002\}$ ,  $\{10\bar{1}0\}$ , y  $\{10\bar{1}1\}$ ; figuras de polos inversas respecto de las direcciones ND, TD y RD; los factores de Kearns; y las secciones de ODF para ángulos  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$  en el espacio de Euler. El sistema de referencia de la muestra es tal que  $x//TD$  y  $z//ND$ , mientras que en el del cristal  $x$  coincide con la dirección  $[10\bar{1}0]$  y  $z$  con la  $[0001]$ . Vale la pena aclarar que, si bien se midieron cuatro figuras de polo (número mínimo necesario para reconstruir la ODF), se decidió presentar tres de ellas por mayor claridad a la hora de armar las figuras, considerando que la figura de polo omitida,  $\{10\bar{1}2\}$ , es de tipo piramidal al igual que la  $\{10\bar{1}1\}$ . Además, se eligieron las dos secciones de ODF mencionadas ya que describen correctamente la textura de materiales HCP (Wang y Huang, 2003). Las figuras de polo de la chapa Zn20 inicial (o *as received*) recalculadas a partir de la ODF calculada mediante las figuras de polo  $\{0002\}$ ,  $\{10\bar{1}0\}$ ,  $\{10\bar{1}1\}$  y  $\{10\bar{1}2\}$  medidas experimentalmente se muestran en la Figura 2.10. Ellas tienen las características típicas de un material hexagonal con una relación  $c/a$  mayor que la ideal, con la figura de polos basal mostrando los planos basales concentrados en el plano ND-RD, con una inclinación aproximada de  $20^\circ$  respecto de ND y una intensidad máxima de 11.3 (Figura 2.10). Los polos prismáticos  $\{10\bar{1}0\}$  están distribuidos de manera más axisimétrica alrededor de ND, con una ligera tendencia a concentrarse sobre TD. Los factores de Kearns obtenidos son  $f_{RD} = 0.264$ ,  $f_{TD} = 0.156$ , y  $f_{ND} = 0.580$ . Vale la pena mencionar que en materiales con textura aleatoria los factores de Kearns son  $f_{RD} = f_{ND} = f_{TD} = 1/3$ .



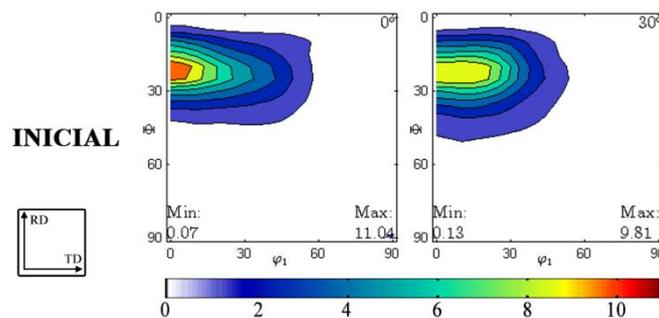
**Figura 2.10:** figuras de polo recalculadas a partir de la ODF calculada con las figuras de polo experimentales y perfil de intensidades de los polos basales en los ejes RD y TD de la chapa de Zn20 en condición inicial

La figura 2.11 muestra las figuras de polos inversas que corresponden a la chapa *as received*. En la parte superior de cada figura de polos inversa, la leyenda ND, TD o RD indica la dirección respecto a la cual se refiere esa figura de polos inversa. En la que corresponde a la dirección normal se observa una banda que indica que en la posición de polos basales inclinados aproximadamente  $20^\circ$  respecto de ND, los hexágonos que conforman la red están rotados, respecto de su eje longitudinal, en todas las orientaciones posibles. Además, las figuras respecto de TD y RD complementan lo que muestran las figuras de polos directas, ya que las bandas que se observan en ambas muestran con claridad que los polos basales se encuentran concentrados en el plano RD-ND.



**Figura 2.11:** figuras de polos inversas correspondientes a la chapa de Zn20 en condición inicial. La leyenda en la parte superior de cada figura, ND, TD y RD indican la dirección respecto a la cual se refiere la figura de polo

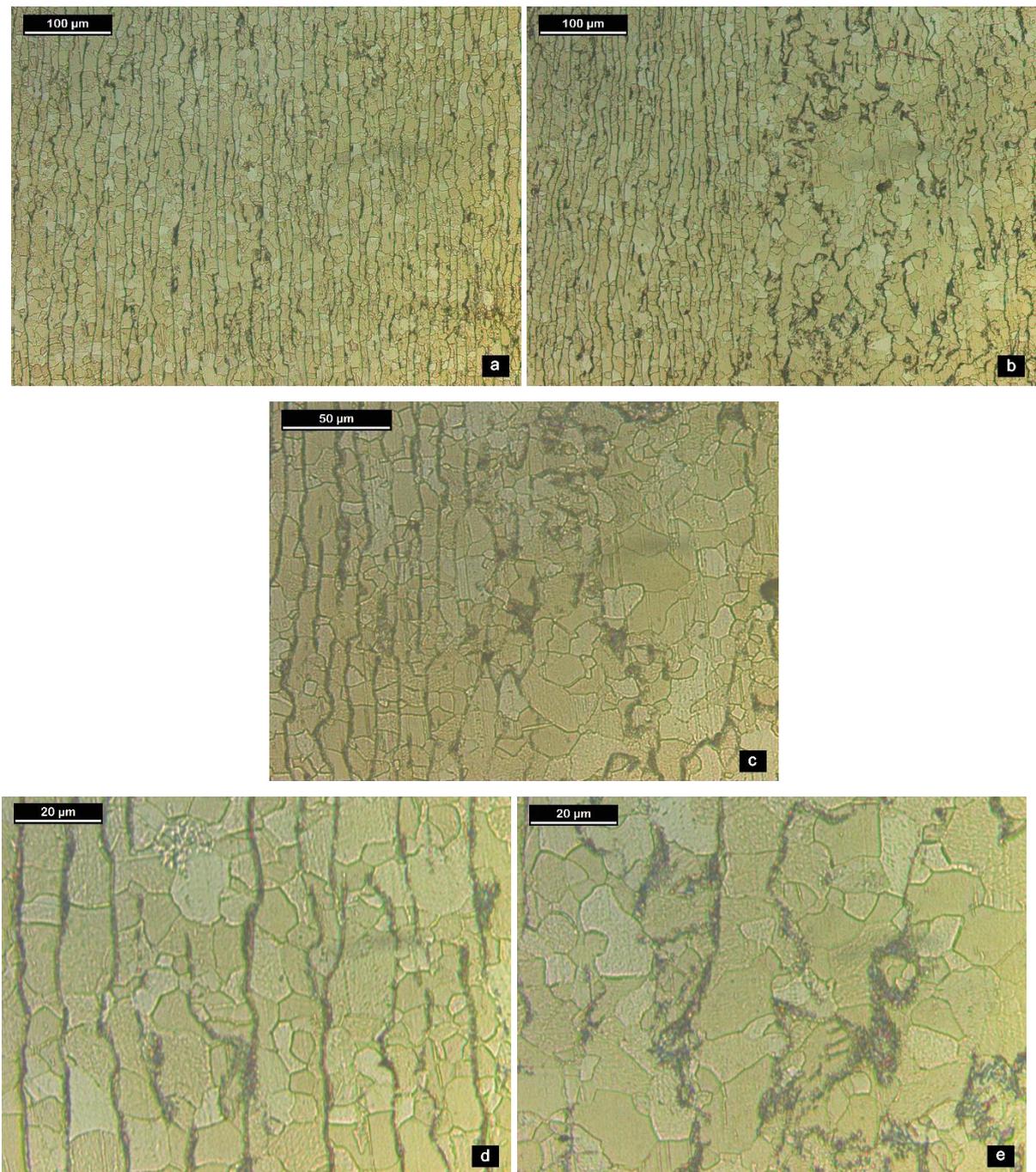
Al analizar las secciones de ODF de la Figura 2.12 de la chapa inicial se observa que la textura inicial es intensa, principalmente concentrada en  $\varphi_1 = 0^\circ$ ,  $\phi = 20^\circ$  para ambos  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$ . Para ambas secciones se observan intensidades altas de 11.04 y 9.81, respectivamente. Esto hace que la ODF muestre una fibra basal  $\{hkil\}$  a lo largo de  $\varphi_2$ , en la que los planos basales están inclinados simétricamente alrededor de  $\pm 20^\circ$  respecto de ND, en el plano RD-ND.



**Figura 2.12:** secciones de ODF para  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$  de la chapa de Zn20 en condición inicial

## 2.5 Microestructura del zinc (Zn20)

La Figura 2.13 muestra la microestructura de la aleación Zn20 sobre el plano de la chapa con la dirección de laminado en la dirección vertical, obtenida mediante micrografía óptica. El ataque químico realizado consta de una solución de 1000mL de H<sub>2</sub>O, 15g de Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y 200g de CrO<sub>3</sub>, y revela claramente los bordes de grano y la presencia del intermetálico TiZn<sub>16</sub>. En las micrografías se observa una marcada inhomogeneidad en cuanto a la forma y distribución del intermetálico. Por un lado, la subfigura a) muestra una forma alargada del TiZn<sub>16</sub> en la dirección de laminado (vertical). Por otro lado, en la subfigura b) (detalle en la subfigura c)) se observa un cambio brusco de distribución de la fase intermetálica siendo ésta más aleatoria y segregada, además con tamaño de granos mucho más variables. Las subfiguras d) y e) muestran con mayor detalle las zonas con intermetálico ordenado y aleatorio, respectivamente. Se puede observar que cuando el ordenamiento se torna aleatorio, hay lugares particulares con gran concentración de intermetálico.



**Figura 2.13: micrografías ópticas iniciales del zinc (Zn20) sobre el plano de la chapa (RD-TD), con la dirección vertical alineada con RD. a) Zona de forma alargada y distribución uniforme del intermetálico (200x); b) zona de transición de distribución alargada y uniforme a aleatoria y segregada del intermetálico (200x); c) ídem zona b) con aumento de 500x; d) zona de zona de forma alargada y distribución uniforme del intermetálico (1000x); e) zona de distribución aleatoria y segregada del intermetálico (1000x)**

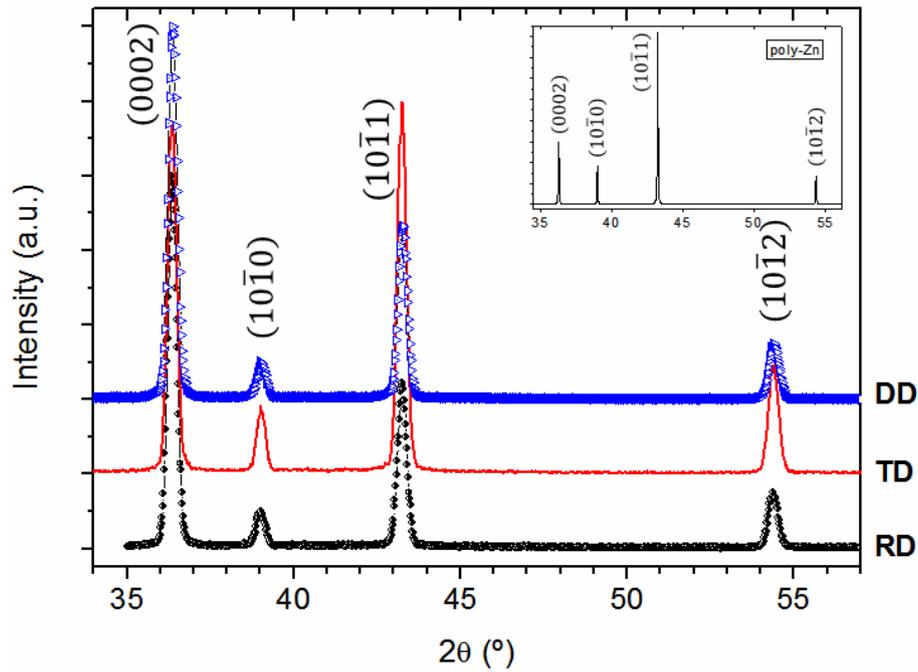
En forma complementaria, se llevó a cabo un análisis microestructural mediante el método de refinamiento de Rietveld (Rietveld, 1969), que permite la caracterización de materiales cristalinos mediante el análisis de los picos de difracción de un difractograma. El ancho, altura y posición de los picos pueden ser usados para determinar aspectos varios de la estructura del material. El método usa una

aproximación de mínimos cuadrados para refinar un perfil de intensidades teórico hasta que coincide con el medido.

Los difractogramas fueron medidos para valores de  $2\theta$  entre  $30^\circ$  y  $60^\circ$ , con un paso de  $0.02^\circ$ , y 1 segundo de tiempo de medición. Se obtuvo estadística suficiente para poder refinar los datos. El refinamiento de los patrones de difracción fue realizado mediante el método de Rietveld usando el software Maud, e incluyendo análisis microestructurales y de textura en adición al refinamiento tradicional (Lutterotti, 2016). Para considerar los artefactos producidos por los instrumentos se optó por el estándar  $\text{LaB}_6$  (Kaiser y Watters, 2010). El tamaño de los cristales  $D_{hkl}$  y la microdeformación acumulada ( $\langle \varepsilon \rangle^{1/2}$ ) debido a dislocaciones fueron obtenidos mediante el modelo de Popa (Popa, 1998), el cual es adecuado para casos anisótropos.

El refinamiento y análisis se realiza sobre muestras sometidas a una deformación de  $\varepsilon_1 = 0.52$ ,  $\varepsilon_1 = 0.45$  y  $\varepsilon_1 = 0.31$  mediante tracción uniaxial (*uniaxial tension*, UAT) según las direcciones RD, DD y TD, respectivamente. Los difractogramas de las muestras se presentan en la Figura 2.14. Su análisis permite confirmar que el zinc hexagonal es el principal componente de la matriz. Las reflexiones principales de zinc están etiquetadas en la figura por sus índices de Miller. El grupo espacial es P63/mmc (#198), símbolo de Pearson hP2 (JCPDS N° 04-831, ICSD N° 64990). Las diferencias en intensidades relativas se atribuyen a la textura desarrollada por cada muestra.

Además de los picos principales correspondientes al zinc, los difractogramas también contienen picos anchos y de baja intensidad correspondientes al intermetálico  $\text{TiZn}_{16}$ . Esto está en concordancia con el análisis cuantitativo. En comparación con el difractograma obtenido para una muestra no texturada de zinc policristalino, que se muestra en un inserto en la Figura 2.14 se puede ver que las intensidades relativas de los picos cambian debido al desarrollo de textura producto del proceso de laminado seguido por la deformación bajo tracción uniaxial. La intensidad del pico relacionado al plano basal  $\{0002\}$  se incrementa, mientras que hay una marcada reducción en la intensidad de la reflexión de  $\{10\bar{1}1\}$ . Es llamativo que estos cambios son menos pronunciados en la muestra de TD.



**Figura 2.14: perfiles de difracción de muestras deformadas en UAT según RD, DD y TD. Los índices de Miller se indican únicamente para los picos de zinc. Inserto: patrón de rayos-x para zinc policristalino puro con textura aleatoria**

Se identifica una cantidad pequeña de  $\text{TiZn}_{16}$ . Las reflexiones de alta intensidad del intermetálico pueden ser mejor apreciadas en la Figura 2.15, donde el eje de las ordenadas representa la raíz cuadrada de intensidad, de modo de resaltar mejor algunos detalles de los patrones. Este intermetálico tiene una estructura ortorrómbica, cuyo símbolo de Pearson es 0C68, y su grupo de simetría Cmc $\bar{m}$  (#63) (ICSD #106186) (Okamoto, 2008). Los índices de Miller están indicados en la figura sobre cada pico.

El refinamiento de Rietveld fue llevado a cabo con el fin de corroborar propiedades cristalográficas y microestructurales de la aleación. La cuantificación de los parámetros de red se muestra en la Tabla 2.1. Adicionalmente se calcularon los valores de  $D_{hkl}$  y microdeformación ( $\langle \epsilon \rangle^{1/2}$ ), los cuales se resumen en la Tabla 2.2. La calidad de los refinamientos es similar para las tres orientaciones, de acuerdo a los valores de GoF (*goodness of fit*). La Figura 2.15 muestra los resultados gráficos del refinamiento de Rietveld para las tres muestras UAT RD, DD y TD.

Muestra	Fase	Parámetros de red (nm)			
		a	b	c	c/a
<i>UAT RD</i>	Zn	0.2681	0.2681	0.4970	1.85
	TiZn <sub>16</sub>	0.7735	1.1494	1.1834	
<i>UAT TD</i>	Zn	0.2681	0.2681	0.4970	1.85
	TiZn <sub>16</sub>	0.7735	1.1496	1.1834	
<i>UAT DD</i>	Zn	0.2681	0.2681	0.4969	1.85
	TiZn <sub>16</sub>	0.7810	1.1431	1.1849	

**Tabla 2.1:** cuantificación de fases y parámetros de red de las muestras *UAT RD*, *DD* y *TD*, determinados mediante el refinamiento de Rietveld

Muestra	Planos cristalográficos (hkil)		$D_{hkl}$ (nm)	Microdeformación $((\epsilon))^{1/2}$	GoF
<i>UAT RD</i>	(0002)	Basal	390	$1.3 \times 10^{-3}$	1.18
	(10 $\bar{1}$ 0)	Prismatic	240	-*	
	(10 $\bar{1}$ 1)	Pyramidal I	270	$2 \times 10^{-4}$	
<i>UAT TD</i>	(0002)	Basal	290	$1.4 \times 10^{-3}$	1.17
	(10 $\bar{1}$ 0)	Prismatic	190	$4 \times 10^{-5}$	
	(10 $\bar{1}$ 1)	Pyramidal I	210	$4 \times 10^{-4}$	
<i>UAT DD</i>	(0002)	Basal	330	$1.2 \times 10^{-3}$	1.22
	(10 $\bar{1}$ 0)	Prismatic	290	$3 \times 10^{-4}$	
	(10 $\bar{1}$ 1)	Pyramidal I	290	$2 \times 10^{-4}$	

**Tabla 2.2:** parámetros microestructurales del zinc en las muestras *UAT RD*, *DD* y *TD*, determinados mediante refinamiento de Rietveld (\* significa despreciable)

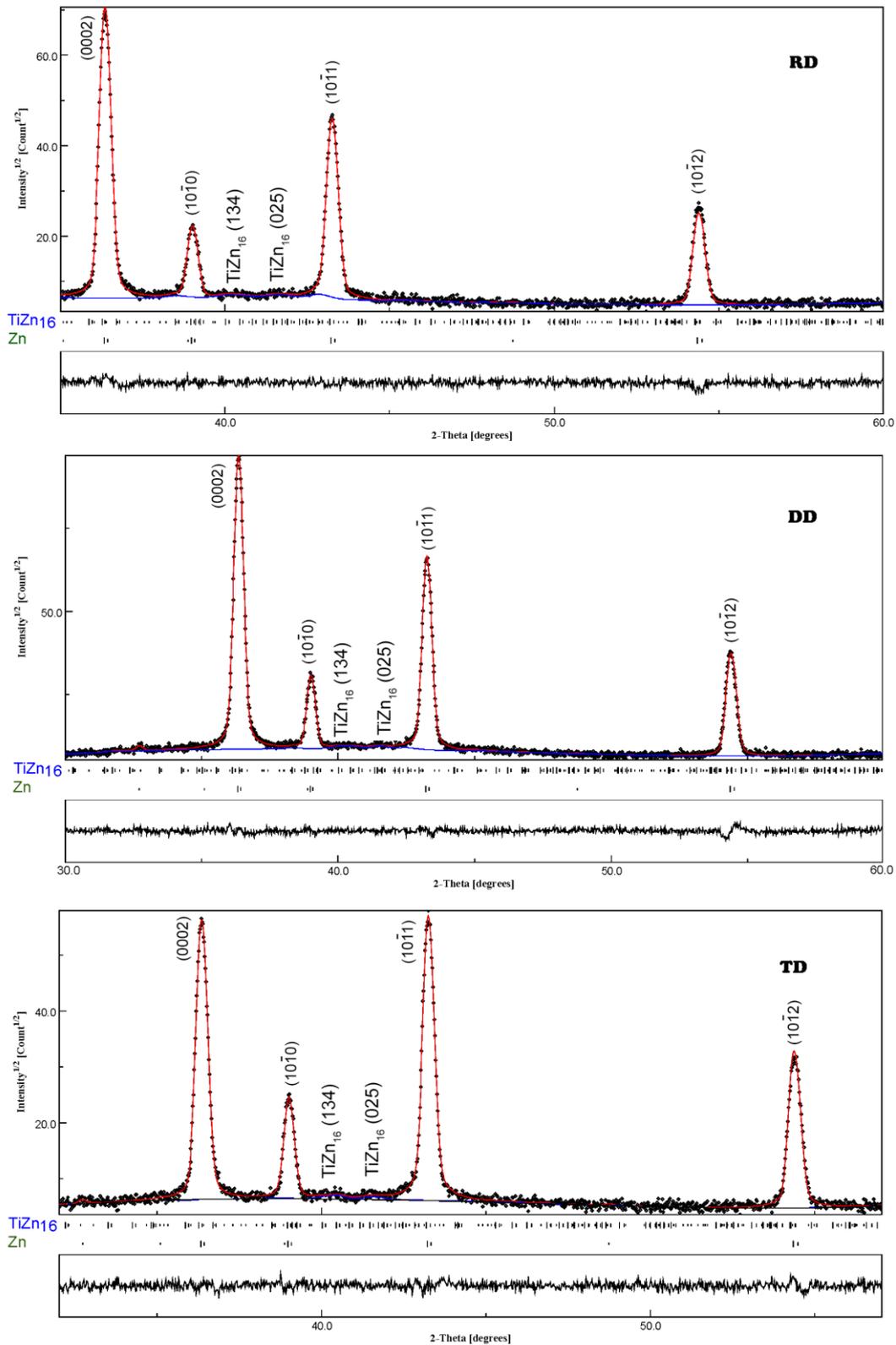


Figura 2.15: refinamiento de Rietveld para las muestras UAT en RD, DD y TD. Las reflexiones de cada fase se representan en diferentes colores: verde (zinc) y azul ( $\text{TiZn}_{16}$ ). La parte superior de cada diagrama muestra las mediciones de rayos-x superpuestas sobre las curvas refinadas; la parte media contiene barras verticales para representar las reflexiones a cada ángulo  $2\theta$  de cada fase; y la parte baja muestra las diferencias entre el patrón resultante experimental y el calculado mediante el método de Maud

La relación  $c/a$  determinada de 1.85 es consistente con el valor teórico, lo cual determina que la celda hexagonal se encuentra alargada según el eje  $c$ . Los valores referidos al tamaño de los cristales ( $D_{hkl}$ ) y microdeformación acumulada ( $\langle \epsilon \rangle^{1/2}$ ) de la matriz de zinc son similares para las tres orientaciones. Una microdeformación sustancial es desarrollada en respuesta a los ensayos, es decir que se evidencia un incremento en la densidad de dislocaciones.

## 2.6 Conclusiones

En el presente capítulo se mostraron los aspectos más importantes relacionados a la textura cristalográfica; y también a la microestructura desarrollada por la aleación de zinc Zn20 bajo sollicitaciones de tracción uniaxial. Para ello, se presentaron los fundamentos de la técnica utilizada para determinar la textura cristalográfica del material, la cual es importante en el análisis posterior del comportamiento del material, debido a su relación directa con la anisotropía. Se mostraron los métodos de representación gráfica y de descripción cuantitativa de la textura. La metodología de medición y descripción se utilizó para determinar y describir la textura inicial, que es la típica para un material laminado de estructura cristalina hexagonal con una relación  $c/a$  mayor que la ideal. En el Capítulo 4 se hace uso de la metodología descrita para analizar las texturas resultantes de las sollicitaciones de carga involucradas en los diversos caminos de deformación analizados.

Las micrografías ópticas iniciales sobre el plano de la chapa de Zn20 muestran que la microestructura está caracterizada por zonas con diferente morfología. Por un lado hay regiones en las que se observa a la fase intermetálica  $TiZn_{16}$  en forma alargada y con una distribución en forma de tiras con un espaciado constante. Por otro lado, hay zonas en las que la forma y distribución del intermetálico se modifica, y pasa a tener una forma no definida claramente, y con una distribución mucho más segregada. Complementariamente, se determinaron los parámetros de red y la microdeformación acumulada mediante la técnica introducida por Rietveld de refinamiento de perfiles de difracción para el caso de sollicitaciones de tracción uniaxial según las direcciones RD, DD y TD.

## 2.7 Referencias

- Agnew, S. R., Yoo, M. H., Tomé, C. N., 2001. *Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y*. Acta Materialia 49 (20), pp. 4277-4289.
- Bachmann, F., Hielscher, R., Schaeben, H., 2010. *Texture analysis with MTEX – Free and open source software toolbox*. Solid State Phenomena 160, pp. 63–68.
- Barlat, F., Liu, J., 1998. *Precipitate-induced anisotropy in binary Al-Cu alloys*. Materials Science and Engineering: A 257 (1), pp. 47-61.
- Bunge, H. J., 1982. *Texture Analysis in Materials Science*, London, Butterworths.

- Choi, S.-H., Brem, J. C., Barlat, F., Oh, K. H., 2000. *Macroscopic anisotropy in AA5019A sheets*. Acta Materialia 48 (8), pp. 1853-1863.
- Choi, S. H., Barlat, F., Liu, J., 2001. *Effect of precipitates on plastic anisotropy for polycrystalline aluminum alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A 32, pp. 2239-2247.
- Decker, B. F., Asp, E. T., Harker, D., 1948. *Preferred orientation determination using a Geiger counter x-ray diffraction goniometer*. Journal of Applied Physics 19, pp. 388-392.
- Delannay, L., Melchior, M. A., Signorelli, J. W., Remacle, J.-F., Kuwabara, T., 2009. *Influence of grain shape on the planar anisotropy of rolled steel sheets – evaluation of three models*. Computational Materials Science 45 (3), pp. 739-743.
- Fundenberger, J. J., Philippe, M. J., Wagner F., Esling, C., 1997. *Modelling and prediction of mechanical properties for materials with hexagonal symmetry (Zinc, Titanium and Zirconium alloys)*. Acta Metallurgica et Materialia 45 (10), pp. 4041-4055.
- Gruber, J. A., Brown, S. A., Lucadamo, G. A., 2011. *Generalized Kearns texture factors and orientation texture measurement*. Journal of Nuclear Materials 408 (2), pp. 176-182.
- Hall, E. O., 1951. *The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results*. Proceedings of the Physical Society Section B 64 (9), pp. 747-753.
- Hirsch, J., Al-Samman, T., 2013. *Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications*. Acta Materialia 61 (3), pp. 818-843.
- Kaiser, D. L., Watters, J. R. L., 2010. Standard reference material ®660b.
- Kelly, A., Groves, G. W. and Kidd, P., 2000. *Crystallography and Crystal Defects*. Chichester, John Wiley & Sons Ltd.
- 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, pp. 131.
- Li, Z. J., Winther, G., Hansen, N., 2006. *Anisotropy in rolled metals induced by dislocation structure*. Acta Materialia 54 (2), pp. 401-410.
- Lutterotti. L. Maud (material analysis using diffraction), August 2016.
- Mahesh, S., Tomé, C. N., McCabe, R. J., Kaschner, G. C., Misra, A., Beyerlein, I. J., 2004. *Application of a substructure-based hardening model to copper under loading path changes*. Metallurgical and Materials Transactions A 35 (12), pp. 3763-3774.
- Mainprice, D., Bachmann, F., Hielscher, R., Schaeben, H., 2014. *Descriptive tools for the analysis of texture projects with large datasets using MTEX: strength, symmetry and components*. Geological Society, London, Special Publications 409, pp. 251-271.

- Milesi, M., Logé, R. E., Pino Muñoz, D., Jansen, Y., Bouchard, P.-O., 2017. *Accounting for material parameters scattering in rolled zinc formability*. Journal of Materials Processing Technology 245, pp. 134-148.
- Norton, J. T., 1948. *A technique for quantitative determination of texture of sheet metals*. Journal of Applied Physics 19, pp. 1176-1178.
- Okamoto, H., 2008. *Ti-Zn (Titanium-Zinc)*. Journal of Phase Equilibria and Diffusion 29 (2), pp. 211-212.
- Petch, N. J., 1953. *The Cleavage Strength of Polycrystals*. The Journal of the Iron and Steel Institute 174 (5), pp. 25–28
- Popa, N. C., 1998. *The (hkl) dependence of diffraction-line broadening caused by strain and size for all laue groups in Rietveld refinement*. Journal of Applied Crystallography 31, pp. 176–180.
- Randle, V., Engler, O., 2000. *Introduction to Texture Analysis: Macrostructure, Microstructure and Orientation Mapping*. Gordon and Breach Science Publishers.
- Rietveld, H. M., 1969. *A Profile Refinement Method for Nuclear and Magnetic Structures*. Journal of Applied Crystallography 2, pp. 65-71.
- Skemer, P., Katayama, I., Jiang, Z., Karato, S.-I., 2005. *The misorientation index: Development of a new method for calculating the strength of lattice-preferred orientation*. Tectonophysics 411 (1–4), pp. 157-167.
- Su, S. F., Lin, H. K., Huang, J. C., Ho, N. J., 2002. *Electron-beam welding behavior in Mg-Al-based alloys*. Metallurgical and Materials Transactions A 33 (5), pp. 1461-1473, <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0069-6>
- Suwas, S., Ray, R. K., 2001. *Effect of rolling on textures of primary and secondary  $\alpha_2$  produced by thermomechanical processing of the intermetallic alloy Ti-24Al-11Nb*. Scripta Materialia 44 (2), pp. 275-280.
- Vera, M. L., Avalos, M. C., Rosenberger, M. R., Bolmaro, R. E., Schvezov, C. E., Ares, A. E., 2017. *Evaluation of the influence of texture and microstructure of titanium substrates on TiO<sub>2</sub> anodic coatings at 60V*. Materials Characterization 131, pp. 348-358.
- Wang, Y. N., Huang, J.C., 2003. *Texture analysis in hexagonal materials*. Materials Chemistry and Physics 81 (1), pp. 11-26.
- Wever, F., 1924. *Über die Walzstruktur kubisch kristallisierender Metalle*. Zeitschrift für Physik 28 (1), pp. 69-90.
- Wright, S. I., Hielscher, R., 2016. *Structures: Orientation Texture*. Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, Elsevier.



## Capítulo 3

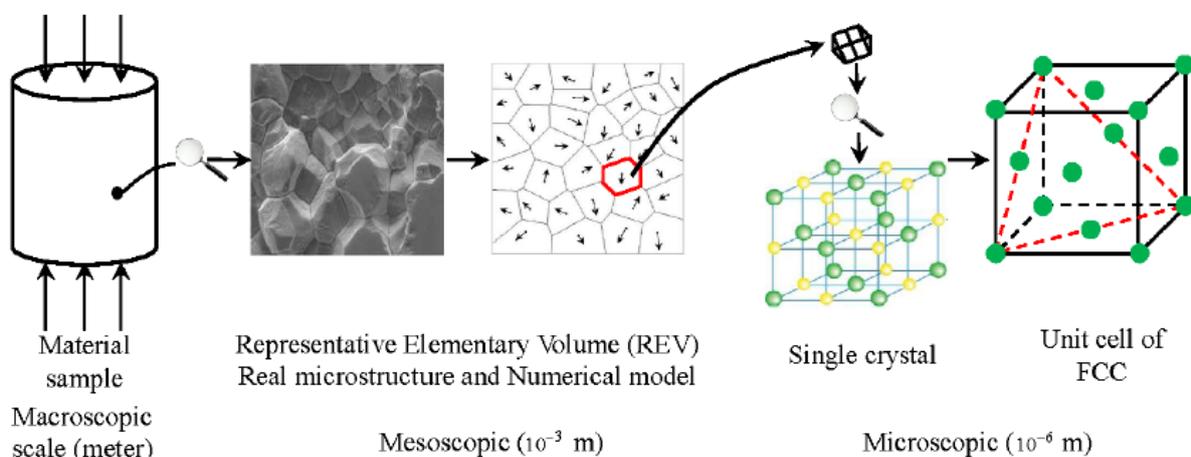
# Plasticidad cristalina

### 3.1 Introducción

En el modelado de materiales policristalinos se distinguen principalmente dos tipos de modelos constitutivos: los llamados fenomenológicos del continuo, los cuales involucran la definición de una superficie de fluencia adecuada; y los de base micromecánica en los cuales se explicitan los mecanismos de plasticidad actuantes en el material a nivel del cristal simple o grano.

Los modelos fenomenológicos del continuo asumen que el elemento de volumen representativo (*Representative Volume Element*, RVE) del material está sometido a un estado de tensiones macroscópico prácticamente uniforme. Esta asunción es equivalente a ignorar la heterogeneidad local de la tensión y la deformación dentro del RVE y trabajar con cantidades promediadas, introduciendo el efecto de la heterogeneidad indirectamente mediante un cierto número de variables internas. En la escala del continuo, un criterio de fluencia, una regla de flujo y una ley de endurecimiento son fundamentales para describir la deformación plástica de los metales. Convencionalmente, los modelos anisótropos del continuo fueron primeramente desarrollados para materiales de estructura cúbica (Hill, 1948; Barlat et al., 1991; Karafillis y Boyce, 1993; Barlat et al., 1997). Sin embargo, estos modelos mostraban deficiencias al tratar de modelizar y describir el comportamiento plástico de materiales HCP, principalmente en los casos donde se observa una evolución importante de la anisotropía del material en curso del trabajado mecánico, y/o en materiales donde el maclado es un mecanismo activo originando diferencias entre el comportamiento en tracción y en compresión. Este tipo de comportamiento se asocia a una excentricidad en la superficie de fluencia (Kelley y Hosford, 1968). Desarrollos recientes han permitido predecir satisfactoriamente el orejado en el embutido profundo en chapas de magnesio (Lou et al., 2007). Sin embargo, los modelos fenomenológicos no pueden considerar naturalmente los mecanismos físicos que actúan a ciertas escalas del material. Aunque han comenzado a presentarse propuestas superadoras (Plunkett et al., 2006; Cazacu et al., 2006), difícilmente puedan reproducir la compleja evolución de la anisotropía de materiales hexagonales debida a fenómenos que ocurren a nivel del grano, como la evolución de textura en situaciones de carga compleja.

Por otro lado, los modelos micromecánicos basados en los mecanismos de plasticidad cristalina tienen en cuenta que la deformación plástica de los metales se debe al movimiento de dislocaciones a través de la red cristalina y que este comportamiento microscópico está íntimamente relacionado al comportamiento mecánico macroscópico. De esta manera, el modelado constitutivo de materiales cristalinos comienza con el desarrollo de un modelo de plasticidad a nivel del cristal simple. Las teorías del comportamiento plástico del cristal simple son luego extendidas a teorías de plasticidad del policristal que relacionan las propiedades macroscópicas con los mecanismos fundamentales de la deformación a nivel del cristal, lo cual ha sido y es aún hoy en día un desafío. El motivo radica en la complejidad matemática requerida para resolver el problema con condiciones de borde generales. El principal interés de la teoría de la plasticidad en policristales es formular relaciones entre las cantidades microscópicas y macroscópicas que permitan predecir las propiedades mecánicas y la evolución de textura de los policristales, lo cual se muestra esquemáticamente en la Figura 3.1. A su vez, también pueden ser utilizados en sentido inverso, es decir conocidas las propiedades efectivas del policristal se desea deconvolucionar para acceder a los parámetros de estas propiedades a nivel del cristal simple (Tomé et al., 1994, Signorelli et al., 2000). Los modelos policristalinos de plasticidad consideran al material como un agregado compuesto de cristales individuales con una distribución preferencial de orientaciones, es decir, con una textura cristalográfica definida (Kocks et al., 1998). Diversas hipótesis de repartición de la deformación pueden ser presentadas. Sin ser exhaustivo, históricamente las más relevantes han sido: el modelo de Taylor (Taylor, 1938), el de Sachs (Sachs, 1928), los de condiciones relajadas (*relaxed constraints*, RC) (Honneff y Mecking, 1981; Kocks y Chandra, 1982; Van Houtte, 1982) y los llamados modelos autoconsistentes (*self-consistent*, SC) (Molinari et al., 1987; Lebensohn y Tomé, 1993; Lebensohn et al., 2016). Las teorías de plasticidad cristalina son extensamente utilizadas para entender y predecir la evolución de la microestructura, especialmente aspectos relativos a la textura cristalográfica, y la correspondiente respuesta anisótropa de la tensión y la deformación de policristales sometidos a deformaciones plásticas finitas.



**Figura 3.1:** escalas de un trabajo, desde el comportamiento macroscópico hasta el microscópico (Zeng et al., 2014)

El modelo de Taylor, también llamado de límite superior (por su condición de cota), asume que todos los granos acomodan la misma deformación, e igual a la impuesta macroscópicamente. Ello implica que el modelo de Taylor ignora variaciones en la deformación de grano a grano en el agregado policristalino. Como consecuencia, el modelo no considera la interacción entre cristales, la cual es menos significativa en materiales de estructura cúbica respecto a materiales HCP debido a la alta simetría cristalina. El modelo de Taylor ha jugado un importante rol en el campo de la modelización del conformado de chapas de acero y aluminio (Knezevic et al., 2009; Lévesque et al., 2010). Sin embargo, el modelo de Taylor puede causar una alta concentración de tensiones, lo que puede llevar, en el caso de materiales HCP, a que se activen mecanismos inesperados, aún con una alta CRSS. La baja simetría cristalográfica de los materiales HCP hace que las variaciones en tensiones y deformaciones de grano a grano sean significativas y no se puedan despreciar si se quiere describir correctamente el comportamiento del material. Este inconveniente fue mostrado por Tomé et al. (1988) al comparar observaciones experimentales de textura con las predichas por el modelo de Taylor para una aleación zirconio (zircaloy-4) laminada.

El modelo de Sachs, también llamado de límite inferior (también por su condición de cota), asume que la tensión es la misma en todos los granos e igual a la macroscópica, ignorando en este caso la posible heterogeneidad en la tensión entre los granos. El modelo de Sachs ha sido utilizado en la literatura como un límite inferior para análisis de textura (Gambin y Barlat, 1997). Además del modelo original de Sachs, también existen algunos modelos de Sachs modificados que solucionan las deficiencias del modelo original, y han sido utilizados principalmente para predecir texturas tipo *brass* (Leffers y Ray, 2009) y en algunas aplicaciones en geología (Chastel et al., 1993; Tommasi et al., 2000).

Los modelos de condiciones relajadas tratan de considerar formas más realistas de interacción, al partir de la condición de deformación uniforme y modificarla de acuerdo a consideraciones relativas a la forma de los granos, permitiendo variaciones entre ellos. En particular, tomando de a pares los granos se relajan algunas componentes de deformación, reteniendo el equilibrio en tensión en las componentes complementarias a las de deformación. En general son útiles principalmente para materiales con granos altamente distorsionados, que puede ser el caso de materiales laminados. Dos ejemplos de los modelos de condiciones relajadas son los llamados *lath* y *pancake*, diseñados para materiales con granos de forma chata y alargada, característicos de materiales laminados. Hirsch y Luke (1988) mostraron que la predicción del desarrollo de texturas de laminado en metales FCC es correcta para deformaciones intermedias mediante el modelo tipo *lath*, mientras que para altas deformaciones se obtienen mejores resultados usando el modelo tipo *pancake*. El inconveniente con estos modelos es la dificultad para adoptar un criterio único y generalizado acerca de qué condiciones son las que se deben relajar. Otra variante de los modelos de condiciones relajadas son los que consideran especialmente las interacciones entre pares de granos. Entre ellos cabe destacar el modelo LAMEL (Van Houtte et al., 1999; 2002), restringido al caso de materiales laminados con granos de forma chata y alargada, y que resuelve de a

bloques formados por dos granos apilados, cuya interfaz debe ser paralela al plano de laminación. Posteriormente se propuso el modelo ALAMEL (*Advanced LAMEL*) (Van Houtte et al., 2005; Delannay et al., 2009; Van Houtte et al., 2015), que es una generalización del modelo de LAMEL al no estar restringido únicamente al caso de laminado, introduciendo el efecto de forma de grano al poder definir explícitamente la orientación del plano de hábito asociado al par de granos.

Paralelamente, y con el objetivo de satisfacer condiciones de equilibrio y compatibilidad entre los granos, Kröner (1958) propuso el modelo autoconsistente. La modelización autoconsistente considera a cada grano como una inclusión embebida en un medio homogéneo equivalente (*homogeneous effective medium*, HEM), estando este último formado por todas las inclusiones. Es importante para la formulación el hecho de que cada inclusión tiene una orientación, de modo de tener en cuenta la textura cristalográfica del material. Por otro lado, vale la pena mencionar que al considerar la interacción entre el grano y una matriz homogénea, no se tienen en cuenta ni la interacción específica de un determinado grano con sus vecinos reales, ni la posibilidad de deformación inhomogénea dentro del grano. La interacción de los granos con el HEM es determinada mediante el formalismo de la inclusión de Eshelby (1957). Posteriormente, Molinari et al. (1987) desarrollaron los principios básicos del modelo viscoplástico autoconsistente (*viscoplastic self-consistent*, VPSC) de 1-sitio para deformación en policristales. Fueron Lebensohn y Tomé (1993) quienes implementaron numéricamente esta formulación para considerar el comportamiento anisótropo de los policristales, desarrollando el primero código VPSC (ver también, Canova et al., 1992). El modelo ha sido aplicado para predecir la respuesta mecánica y evolución de textura en materiales de estructura cúbica, como aceros (Engler et al., 2005; Tamimi et al., 2018), aleaciones de Al (Engler y Hirsch, 2007; Engler y Aegerter, 2014), aleaciones de Cu (Li et al., 2004; Basu et al., 2016); y también en aleaciones de estructura hexagonal, como aleaciones de Zr (Kaschner et al., 2006; Knezevic et al., 2015), aleaciones de Ti (Yapici et al., 2006; Galán-López y Berleysen, 2018) y aleaciones de Mg (Walde y Riedel, 2007; Steglich y Jeong, 2016). Además, el modelo VPSC ha sido recientemente mejorado incorporando mecanismos de deformación, microestructuras y procesos más complejos. Entre las mejoras más destacadas se pueden mencionar el modelado del maclado (Proust et al., 2007) y de la recristalización dinámica (Wenk et al., 1997; Signorelli y Tommasi, 2015), cálculos multiescala acoplado VPSC con métodos de elementos finitos (*finite element method*, FEM) (Plunkett et al., 2007; Knezevic et al., 2012; Patra y Tomé, 2016; Montgomery et al., 2017). También se han desarrollado y propuesto extensiones multisitio del modelo VPSC, como son la formulación de 2-sitios (Lebensohn y Canova, 1997) y la de n-sitios (Solas y Tomé, 2001). Un mayor detalle de las diversas aplicaciones puede verse en Lebensohn et al. (2007). En lo siguiente del presente capítulo se desarrolla la formulación VPSC de 1-sitio (Lebensohn y Tomé, 1993) utilizada en la presente tesis.

### 3.2 Formulación viscoplástica autoconsistente de 1-sitio

En plasticidad cristalina se modeliza la deformación del material a través de considerar la actividad de los sistemas de deslizamiento individualmente, por lo que se se formulan ecuaciones que permiten obtener la velocidad de deformación de los cristales individuales. Con tal fin, usando un punto superior para indicar derivada respecto del tiempo, el tensor gradiente de velocidad  $\mathbf{L}$  viene dado por:

$$\mathbf{L} = \dot{\mathbf{F}}: \mathbf{F}^{-1} = \dot{\mathbf{R}}^*: \mathbf{R}^{*T} + \mathbf{R}^*: \mathbf{L}^P: \mathbf{R}^{*T}, \quad (3.1)$$

donde  $\mathbf{R}^*$  es el tensor de rotación del cristal,  $\mathbf{F}$  es el tensor gradiente de deformación, representando en este caso el efecto del deslizamiento de las dislocaciones en la deformación del cristal, y  $\mathbf{L}^P = \dot{\mathbf{F}}^P: \mathbf{F}^{P-1}$  es el gradiente de la velocidad de la deformación plástica que resulta del movimiento de las dislocaciones a lo largo de planos y direcciones específicas del cristal. Los sistemas potencialmente activos se identifican con el superíndice  $s$ :

$$\mathbf{L}^P = \sum_s (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s) \dot{\gamma}^s, \quad (3.2)$$

donde  $\dot{\gamma}^s$  es la velocidad de corte simple aportada por cada sistema de deslizamiento,  $\mathbf{n}^s$  es el vector normal al plano del sistema de deslizamiento y  $\mathbf{b}^s$  es el vector de Burgers (Figura 3.2). En función de ambos se definen las partes simétrica y antisimétrica del tensor de Schmid:

$$\mathbf{m}^s = \frac{1}{2} (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s + \mathbf{b}^s \otimes \mathbf{n}^s) \quad (3.3)$$

$$\mathbf{q}^s = \frac{1}{2} (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s - \mathbf{b}^s \otimes \mathbf{n}^s) \quad (3.4)$$

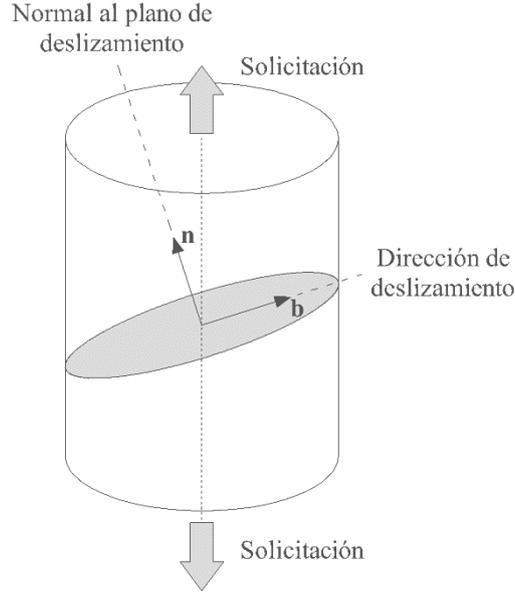
La deformación plástica se produce cuando un sistema de deslizamiento es activado. En un cristal simple, esto se producirá cuando la tensión de corte resuelta sobre un dado sistema,  $\tau_r^s$ , alcanza un valor crítico,  $\tau_c^s$ , (CRSS) (Schmid, 1924; Frank, 1988). Teniendo en cuenta que en la mayoría de los cristales el deslizamiento es factible de ocurrir tanto en la dirección  $+\mathbf{b}$  como  $-\mathbf{b}$ , la condición para que ocurra el deslizamiento queda determinada por:

$$\tau_r^s = \pm \tau_c^s \quad (3.5)$$

De acuerdo a la ley de transformación de tensores, la tensión de corte resuelta sobre un dado sistema de deslizamiento puede escribirse:

$$\tau_r^s = \mathbf{m}^s: \boldsymbol{\sigma}', \quad (3.6)$$

donde  $\boldsymbol{\sigma}'$  es el tensor de tensiones deviatorias.



**Figura 3.2: deformación plástica sobre un sistema de deslizamiento de un cristal simple**

El modelo viscoplástico permite describir el comportamiento plástico en cada punto del cristal simple mediante una relación constitutiva potencial entre la velocidad de deformación de corte simple de deslizamiento del sistema  $s$  y la tensión de corte resuelta aplicada:

$$\dot{\gamma}^s(x) = \dot{\gamma}_0^s \left| \frac{\mathbf{m}^s(x) : \boldsymbol{\sigma}'(x)}{\tau_c^s(x)} \right|^n, \quad (3.7)$$

donde  $\dot{\gamma}_0^s$  es una velocidad de corte simple de referencia y  $n$  es el exponente de sensibilidad a la velocidad de deformación. De esta forma el tensor de velocidad de deformación deviatoria en cada punto,  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}(x)$ , resulta:

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}(x) = \sum_s \mathbf{m}^s(x) \dot{\gamma}^s(x) = \dot{\gamma}_0 \sum_s \mathbf{m}^s(x) \left| \frac{\mathbf{m}^s(x) : \boldsymbol{\sigma}'(x)}{\tau_c^s(x)} \right|^n \times \text{sgn}(\mathbf{m}^s(x) : \boldsymbol{\sigma}'(x)) \quad (3.8)$$

La suma de la ecuación (3.8) se realiza sobre todos los sistemas potencialmente activos. Reordenando la ecuación (3.8) se llega a:

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}(x) = \dot{\gamma}_0 \sum_s \frac{\mathbf{m}^s(x) \otimes \mathbf{m}^s(x)}{\tau_c^s(x)} \left| \frac{\mathbf{m}^s(x) : \boldsymbol{\sigma}'(x)}{\tau_c^s(x)} \right|^{n-1} : \boldsymbol{\sigma}'(x) \quad (3.9)$$

La ecuación no lineal (3.9) puede ser aproximada mediante la siguiente relación lineal entre la velocidad de deformación y la tensión, obteniendo la denominada ecuación constitutiva local:

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}(x) = \mathbf{M}^{(c)} : \boldsymbol{\sigma}'(x) + \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{0(c)}, \quad (3.10)$$

donde  $\mathbf{M}^{(c)}$  y  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{0(c)}$  son, respectivamente, el módulo viscoplástico del cristal y un término independiente resultado de la linealización. Los valores de  $\mathbf{M}^{(c)}$  y  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{0(c)}$  dependen de la estrategia de linealización elegida, como se detallará más adelante. Tomando el promedio volumétrico en el cristal se obtiene:

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{(c)} = \mathbf{M}^{(c)} : \boldsymbol{\sigma}'^{(c)} + \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{0(c)}, \quad (3.11)$$

donde  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{(c)}$  y  $\boldsymbol{\sigma}'^{(c)}$  son las magnitudes promedio dentro del volumen del cristal.

A nivel macroscópico, la respuesta del policristal se asume descripta por una ecuación análoga a la (3.10). Siendo  $\dot{\mathbf{E}}$  y  $\boldsymbol{\Sigma}'$  los tensores deviatorios de velocidad de deformación y tensión, respectivamente, del policristal:

$$\dot{\mathbf{E}} = \mathbf{M} : \boldsymbol{\Sigma}' + \dot{\mathbf{E}}^0 \quad (3.12)$$

La ecuación (3.12) considera al agregado policristalino como un HEM con un módulo viscoplástico  $\mathbf{M}$  y su velocidad de deformación de referencia  $\dot{\mathbf{E}}^0$ , cuyo comportamiento es idéntico al comportamiento total de policristal. Cada grano, también caracterizado por su módulo viscoplástico  $\mathbf{M}^{(c)}$  y su velocidad de deformación de referencia  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{0(c)}$  es en cambio considerado una inhomogeneidad embebida en el HEM, la cual altera localmente el campo de tensiones cuando una tensión uniforme es aplicada al HEM. El problema de una inhomogeneidad embebida en una matriz homogénea sometida a una tensión uniforme en el infinito puede ser resuelto mediante el formalismo de Eshelby. Mediante este método, la inhomogeneidad es reemplazada por el concepto de una inclusión equivalente (Mura, 1987) teniendo el mismo módulo que el policristal pero experimentando una velocidad de deformación ficticia (o autodeformación),  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^*$ , que provoca la misma tensión en la inclusión y su alrededor que la inhomogeneidad. La condición que debe cumplir  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^*$  dentro del dominio de la inclusión es, gracias a las ecuaciones (3.10) y (3.12):

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}(x) = \mathbf{M} : \boldsymbol{\sigma}'(x) + \dot{\mathbf{E}}^0 + \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^*(x) \quad (3.13)$$

Para mayor simplicidad, es conveniente definir las desviaciones de la tensión y la velocidad de deformación de la inclusión respecto a las promedio del policristal:

$$\tilde{\boldsymbol{\epsilon}}(x) = \dot{\boldsymbol{\epsilon}}(x) - \dot{\mathbf{E}} \quad (3.14)$$

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}}'(x) = \boldsymbol{\sigma}'(x) - \boldsymbol{\Sigma}' \quad (3.15)$$

Reemplazando las ecuaciones (3.14) y (3.15) en la (3.13) y junto con la (3.12) se obtiene la siguiente relación:

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}}'(x) = \mathcal{L} : (\tilde{\boldsymbol{\epsilon}}(x) - \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^*(x)), \quad (3.16)$$

donde  $\mathcal{L} = \mathbf{M}^{-1}$ . Combinando la ecuación (3.16) con la condición de equilibrio lleva a:

$$\boldsymbol{\sigma}_{ij,j}(x) = \tilde{\boldsymbol{\sigma}}_{ij,j}(x) = \tilde{\boldsymbol{\sigma}}'_{ij,j}(x) + \tilde{\boldsymbol{\sigma}}^m_i(x), \quad (3.17)$$

donde  $\boldsymbol{\sigma}_{ij}$  y  $\boldsymbol{\sigma}^m$  son los tensores de tensiones de Cauchy y tensión media, respectivamente. Sabiendo que la relación entre la desviación de la velocidad de deformación y la del gradiente de velocidad es:

$$\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}(x) = \frac{1}{2}(\tilde{\mathbf{v}}_{i,j}(x) + \tilde{\mathbf{v}}_{j,i}(x)) \quad (3.18)$$

Combinando esta ecuación con la condición de incompresibilidad asociada a la deformación plástica:

$$\begin{cases} \mathcal{L}_{ijkl} \tilde{\mathbf{v}}_{k,lj}(x) + \tilde{\boldsymbol{\sigma}}^m_i(x) + \boldsymbol{\varphi}_{ij,j}(x) = 0 \\ \tilde{\mathbf{v}}_{k,k}(x) = 0 \end{cases}, \quad (3.19)$$

donde:

$$\boldsymbol{\varphi}_{ij}(x) = -\mathcal{L}_{ijkl} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^*_{kl}(x) \quad (3.20)$$

define un campo de polarización o de heterogeneidad, y su divergencia  $\boldsymbol{\varphi}_{ij,j}(x)$  es un campo de fuerza ficticia volumétrica. El sistema (3.19) consiste de cuatro ecuaciones diferenciales con cuatro incógnitas: tres son las componentes del vector desviación de la velocidad  $\tilde{\mathbf{v}}_i(x)$ , y la restante es la desviación media de la tensión  $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^m(x)$ . Un sistema de  $N$  ecuaciones diferenciales lineales con  $N$  incógnitas y un término de polarización puede resolverse mediante el método de las funciones de Green. Aplicando este método se obtiene una expresión para la desviación promedio de la velocidad de deformación en el dominio elipsoidal:

$$\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{(c)} = \mathbf{S} : \boldsymbol{\varepsilon}^{*(c)}, \quad (3.21)$$

donde  $\mathbf{S}$  es el tensor de Eshelby (parte simétrica) para un medio viscoplastico, el cual depende de la forma de la inclusión y del módulo viscoplastico macroscópico  $\mathbf{M}$ .

Si se toman promedios volumétricos sobre todo el dominio de la inclusión en cada término de la ecuación (3.16) lleva a que:

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{(c)} = \mathcal{L} : (\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{(c)} - \boldsymbol{\varepsilon}^{*(c)}) \quad (3.22)$$

Al reemplazar la ecuación (3.21) en la (3.22) se obtiene la denominada ecuación de interacción:

$$\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{(c)} = -\tilde{\mathbf{M}} : \tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{(c)}, \quad (3.23)$$

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

$$\tilde{\mathbf{M}} = (\mathbf{I} - \mathbf{S})^{-1} : \mathbf{S} : \mathbf{M} \quad (3.24)$$

Al reemplazar las ecuaciones constitutivas de la inclusión y el medio homogéneo en la ecuación de interacción (3.23), y posteriormente trabajar la expresión algebraicamente, se obtiene la ecuación de localización:

$$\boldsymbol{\sigma}'^{(c)} = \mathbf{B}^{(c)} : \boldsymbol{\Sigma}' + \mathbf{b}^{(c)}, \quad (3.25)$$

donde  $\mathbf{B}^{(c)}$  y  $\mathbf{b}^{(c)}$  son los tensores de localización y se definen como:

$$\mathbf{B}^{(c)} = (\mathbf{M}^{(c)} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}}) \quad (3.26)$$

$$\mathbf{b}^{(c)} = (\mathbf{M}^{(c)} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\dot{\mathbf{E}}^0 - \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{0(c)}) \quad (3.27)$$

Hasta este punto, se ha resuelto el problema de una inclusión equivalente inmersa en un medio homogéneo para poder establecer una relación entre la tensión y la velocidad de deformación de cada grano con sus correspondientes magnitudes en el HEM. Esto se logró asumiendo que los módulos viscoplásticos del grano y del HEM son conocidos de antemano, lo cual no es cierto. Para salvar este inconveniente, recordando que el HEM describe el comportamiento promedio del policristal, se recurre a la condición de que el promedio ponderado (en volumen) de la tensión y la velocidad de deformación sobre todos los granos debe coincidir con las correspondientes magnitudes macroscópicas. Debido a esta condición se obtiene una expresión de la cual el módulo viscoplástico macroscópico  $\mathbf{M}$  puede ser calculado de manera iterativa autoconsistente, o equivalentemente como un sistema de *punto fijo*.

Si se reemplaza la ecuación de localización (3.25) en la ecuación constitutiva local del grano (3.10) se llega a:

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{(c)} = \mathbf{M}^{(c)} : \mathbf{B}^{(c)} : \boldsymbol{\Sigma}' + \mathbf{M}^{(c)} : \mathbf{b}^{(c)} + \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{0(c)} \quad (3.28)$$

Como se mencionó anteriormente, el promedio ponderado de la velocidad de deformación de todos los granos del policristal será igual a la velocidad de deformación macroscópica, lo cual se expresa como:

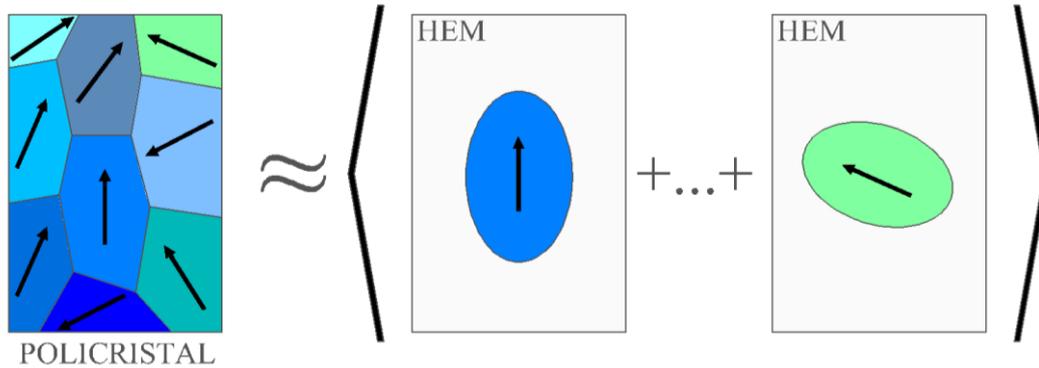
$$\dot{\mathbf{E}} = \langle \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{(c)} \rangle \quad (3.29)$$

Por medio de la ecuación constitutiva macroscópica (3.12) se obtienen las ecuaciones autoconsistentes del módulo viscoplástico y el término independiente del HEM:

$$\mathbf{M} = \langle \mathbf{M}^{(c)} : \mathbf{B}^{(c)} \rangle \quad (3.30)$$

$$\dot{\mathbf{E}}^0 = \langle \mathbf{M}^{(c)} : \mathbf{b}^{(c)} + \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{0(c)} \rangle \quad (3.31)$$

Las ecuaciones (3.30) y (3.31) muestran que el módulo viscoplástico y el término independiente del policristal son dados por el promedio de los valores de los cristales, ponderados por su fracción en volumen, y los tensores de localización. Como  $\mathbf{B}^{(c)}$  es función de  $\mathbf{M}$  tanto explícitamente como mediante la dependencia de  $\tilde{\mathbf{M}}$  con  $\mathbf{M}$ , la ecuación (3.30) es una ecuación implícita de la cual  $\mathbf{M}$  debe ser obtenido de manera autoconsistente. Análogamente sucede con la ecuación (3.31) y el término independiente  $\dot{\mathbf{E}}^0$ . La Figura 3.3 representa esquemáticamente y de manera muy simplificada el principio de la modelización autoconsistente de 1-sitio.



**Figura 3.3: esquema de la homogeneización autoconsistente**

### 3.2.1 Algoritmo de resolución

El proceso de cálculo comienza, por conveniencia, con un primer paso siguiendo un cálculo de Taylor, es decir,  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{(c)} = \dot{\mathbf{E}}$  para todos los granos (a su vez la resolución del problema no lineal asociado a la resolución de Taylor involucra la definición de una estimación inicial del estado de tensión, el cual se asume colineal al estado de velocidad de deformación impuesto). Esto permite calcular las tensiones  $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{(c)}$  mediante la ecuación (3.22) y luego se obtienen valores iniciales de  $\mathbf{M}^{(c)}$  y  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{0(c)}$  para cada grano. Posteriormente, se obtienen valores iniciales del módulo macroscópico  $\mathbf{M}$  y el término independiente  $\dot{\mathbf{E}}^0$ . Con estos últimos y la velocidad de deformación macroscópica aplicada, el valor inicial de la tensión macroscópica  $\boldsymbol{\Sigma}'$  puede ser obtenido mediante la ecuación (3.12), mientras que los tensores de Eshelby  $\mathbf{S}$  y  $\mathbf{\Pi}$  también pueden ser calculados mediante el módulo macroscópico y la forma elipsoidal de los granos. Subsecuentemente, el tensor de interacción  $\tilde{\mathbf{M}}$  y los tensores de localización  $\mathbf{B}^{(c)}$  y  $\mathbf{b}^{(c)}$  también están en condiciones de ser calculados. Teniendo estos valores, nuevas estimaciones de  $\mathbf{M}$  y  $\dot{\mathbf{E}}^0$  son obtenidas resolviendo iterativamente las ecuaciones (3.30) y (3.31). Luego de lograr la convergencia en el módulo macroscópico, una nueva estimación de la tensión en los granos puede ser obtenida mediante la ecuación de localización (3.25). Si las tensiones recalculadas de los granos difieren de los valores iniciales, con una tolerancia adecuada (en general, salvo mención en contrario se ha establecido en los cálculos una tolerancia de 0.001), se inicia una nueva iteración hasta conseguir la convergencia. Cuando

el proceso iterativo termina, la velocidad de deformación por corte en cada sistema ( $s$ ) de cada grano ( $c$ ) se evalúa a partir de los valores de tensión  $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{(c)}$  convergidos:

$$\dot{\gamma}^{s(c)} = \dot{\gamma}_0 \left( \frac{\mathbf{m}^{s(c)} \cdot \boldsymbol{\sigma}'^{(c)}}{\tau_0^{s(c)}} \right)^n \times \text{sgn}(\mathbf{m}^{s(c)} : \boldsymbol{\sigma}'^{(c)}) \quad (3.32)$$

Las velocidades de deformación de corte simple de cada cristal se utilizan para calcular la velocidad de rotación de la red cristalina asociada:

$$\dot{\boldsymbol{\omega}}^{(c)} = \dot{\boldsymbol{\Omega}} + \tilde{\boldsymbol{\omega}}^{(c)} - \dot{\boldsymbol{\omega}}^{p(c)}, \quad (3.33)$$

con:

$$\tilde{\boldsymbol{\omega}}^{(c)} = \boldsymbol{\Pi} : \mathbf{S}^{-1} : \tilde{\boldsymbol{\epsilon}}^c \quad (3.34)$$

$$\dot{\boldsymbol{\omega}}^{p(c)} = \sum_s \mathbf{q}^{s(c)} \dot{\gamma}^{s(c)}, \quad (3.35)$$

donde  $\boldsymbol{\Pi}$  es la parte antisimétrica del tensor de Eshelby y  $\mathbf{q}^{s(c)}$  es la parte antisimétrica del tensor de Schmid para el sistema ( $s$ ) en el cristal ( $c$ ). Con los valores de velocidad de deformación y velocidad de rotación se actualiza tanto la forma como la orientación de los granos.

### 3.2.2 Endurecimiento por deformación

La deformación plástica que se va acumulando sobre los sistemas de deslizamiento lleva a un incremento en la tensión crítica resuelta de cada sistema, es decir que el material endurece por deformación. Para describir la evolución de la tensión crítica recurrimos a una ley de endurecimiento de tipo Voce extendida (Tomé et al., 1984):

$$\hat{\tau}_c^s = \tau_0^s + (\tau_1^s + \theta_1^s \gamma_{tot}) \left( 1 - \exp \left( -\gamma_{tot} \left| \frac{\theta_0^s}{\tau_1^s} \right| \right) \right), \quad (3.36)$$

donde  $\tau_0^s$ ,  $\theta_0^s$ ,  $\theta_1^s$  y  $(\tau_0^s + \tau_1^s)$  son, respectivamente, la tensión de corte crítica resuelta inicial, la velocidad de endurecimiento inicial, la velocidad de endurecimiento asintótica y la tensión de corte crítica extrapolada. Por otro lado,  $\gamma_{tot}$  es la deformación de corte simple acumulada en el cristal:

$$\gamma_{tot} = \int_0^t \sum_s |\dot{\gamma}^s| dt \quad (3.37)$$

El endurecimiento por deformación es complejo, debido a que el incremento en la resistencia al deslizamiento no sólo tiene lugar en el sistema activo, sino que también se manifiesta en los que no lo están. El endurecimiento de cada sistema está, por lo tanto, compuesto por el propio (autoendurecimiento) y el endurecimiento originado por la actividad en los restantes (endurecimiento latente). Para permitir tanto el autoendurecimiento como el latente, se define la matriz  $h^{ss'}$  que contiene

coeficientes que cuantifican los obstáculos que representan las nuevas dislocaciones del sistema  $s'$  para la propagación del sistema  $s$ . El incremento en la tensión crítica de un sistema debido a la deformación por corte  $\Delta\gamma^{s'}$  de todos los sistemas de un cristal resulta:

$$\Delta\tau^s = \frac{d\hat{\tau}_c^s}{d\gamma_{tot}} \sum_{s'} h^{ss'} \Delta\gamma^{s'}, \quad (3.38)$$

donde para el caso de un endurecimiento de tipo Voce se tiene:

$$\frac{d\hat{\tau}_c^s}{d\gamma_{tot}} = \left[ \theta_1 + \left( \left| \frac{\theta_0}{\tau_1} \right| \tau_1 - \theta_1 \right) \exp\left(-\gamma_{tot} \left| \frac{\theta_0}{\tau_1} \right|\right) + \left| \frac{\theta_0}{\tau_1} \right| \theta_1 \gamma_{tot} \exp\left(-\gamma_{tot} \left| \frac{\theta_0}{\tau_1} \right|\right) \right] \quad (3.39)$$

Dada la complejidad que involucra una caracterización completa de la matriz  $h^{ss'}$ , es frecuente simplificar su expresión en la forma siguiente:

$$h^{ss'} = h \quad \text{si} \quad s = s', \quad (3.40)$$

$$h^{ss'} = qh \quad \text{si} \quad s \neq s', \quad (3.41)$$

donde  $q$  es un valor constante que representa la relación entre la tasa de endurecimiento latente y la de auto-endurecimiento. Cuando  $q$  tiene un valor de 1 queda definido un endurecimiento isotrópico. En la presente tesis, se optó por utilizar endurecimiento isotrópico, ya que no ha sido objetivo del trabajo evaluar las consecuencias de las múltiples condiciones posibles de endurecimiento no isotrópico.

### 3.2.3 Estrategias de linealización

Como se mencionó anteriormente, se pueden adoptar diferentes estrategias de linealización del comportamiento a nivel del cristal, y de esta elección dependerán los resultados de la homogeneización. A continuación se reseñan algunas de las posibles estrategias de linealización que se pueden adoptar.

#### *Aproximación secante*

La aproximación secante (Hill, 1965; Hutchinson, 1976) consiste en asumir el siguiente módulo linealizado:

$$\mathbf{M}_{sec}^{(c)} = \dot{\gamma}_0 \sum_s \frac{\mathbf{m}^{s(c)} \otimes \mathbf{m}^{s(c)}}{\tau_c^{s(c)}} \left( \frac{\mathbf{m}^{s(c)} \cdot \boldsymbol{\sigma}^{(c)}}{\tau_c^{s(c)}} \right)^{n-1}, \quad (3.42)$$

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{sec}^{0(c)} = 0, \quad (3.43)$$

#### *Aproximación affine*

En la aproximación affine (Ponte Castañeda, 1996; Masson et al., 2000), los módulos vienen dados por:

$$\mathbf{M}_{aff}^{(c)} = n\dot{\gamma}_0 \sum_s \frac{\mathbf{m}^{s(c)} \otimes \mathbf{m}^{s(c)}}{\tau_c^{s(c)}} \left( \frac{\mathbf{m}^{s(c)} : \boldsymbol{\sigma}'^{(c)}}{\tau_c^{s(c)}} \right)^{n-1} \quad (3.44)$$

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{aff}^{0(c)} = (1-n)\dot{\gamma}_0 \sum_s \left( \frac{\mathbf{m}^{s(c)} : \boldsymbol{\sigma}'^{(c)}}{\tau_c^{s(c)}} \right)^n \times \text{sgn}(\mathbf{m}^{s(c)} : \boldsymbol{\sigma}'^{(c)}) \quad (3.45)$$

### Aproximación tangente

En la aproximación tangente (Molinari et al., 1987; Lebensohn y Tomé, 1993), los módulos son, formalmente, iguales a los de la aproximación affine:  $\mathbf{M}_{tg}^{(c)} = \mathbf{M}_{aff}^{(c)}$  y  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{tg}^{0(c)} = \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{aff}^{0(c)}$ . Sin embargo, en lugar de usar estos módulos, y para evitar el ajuste iterativo del término independiente macroscópico, Molinari et al. (1987), utilizó el módulo secante (3.42) para ajustar  $\mathbf{M}$  (notado  $\mathbf{M}_{sec}$ ), en combinación con la relación tangente-secante:  $\mathbf{M}_{tg} = n\mathbf{M}_{sec}$  (Hutchinson, 1976). Luego, la expresión del tensor de interacción es:

$$\tilde{\mathbf{M}} = (\mathbf{I} - \mathbf{S})^{-1} : \mathbf{S} : \mathbf{M}_{tg} = n(\mathbf{I} - \mathbf{S})^{-1} : \mathbf{S} : \mathbf{M}_{sec} \quad (3.46)$$

Cualitativamente la ecuación (3.46) indica que cuanto mayor es el tensor de interacción, menor debería ser la desviación de las tensiones de los cristales respecto a la del policristal. Como resultado, cuando  $n$  tiende a  $\infty$ , la aproximación tangente tiende a un estado de tensiones uniforme, que equivale a la formulación de Sachs. Por otro lado, se ha probado que la interacción secante tiende a un estado velocidad de deformación uniforme, que equivale a la formulación de Taylor.

## 3.3 Superficie equipotencial de un policristal

El potencial plástico describe la dirección de la deformación cuando se alcanza la superficie de fluencia en algún punto particular. Las velocidades de deformación pueden ser consideradas como las coordenadas cartesianas de un punto en el espacio de velocidad de deformación. La posición de ese punto también puede ser descripta especificando su longitud y dirección. La longitud se puede definir como  $\|\dot{\mathbf{E}}\| = \sqrt{\dot{E}_{ij}\dot{E}_{ij}}$ , y la dirección viene dada por  $n_{ij} = \dot{E}_{ij}/\|\dot{\mathbf{E}}\|$ . De esta manera, el tensor de velocidad de deformación puede ser caracterizado mediante una representación polar que consiste en un radio,  $\|\dot{\mathbf{E}}\|$ , y el conjunto de cosenos directores,  $n_{ij}$ . En esta representación,  $\|\dot{\mathbf{E}}\|$  es una variable independiente, mientras que los nueve valores de  $n_{ij}$  no lo son. Como  $\dot{\mathbf{E}}$  es un tensor de segundo orden simétrico y deviatorio, es posible representarlo mediante un vector de cinco componentes usando una base simétrica ortonormal de tensores de segundo orden, la cual se define de la siguiente manera:

$$\begin{aligned}
\mathbf{b}^{(1)} &= \frac{1}{\sqrt{6}} \begin{bmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \end{bmatrix} & \mathbf{b}^{(2)} &= \frac{1}{\sqrt{2}} \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} & \mathbf{b}^{(3)} &= \frac{1}{\sqrt{2}} \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 0 & 1 & 0 \end{bmatrix} \\
\mathbf{b}^{(4)} &= \frac{1}{\sqrt{2}} \begin{bmatrix} 0 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \end{bmatrix} & \mathbf{b}^{(5)} &= \frac{1}{\sqrt{2}} \begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} & \mathbf{b}^{(6)} &= \frac{1}{\sqrt{3}} \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}
\end{aligned} \tag{3.47}$$

La conveniencia de utilizar esta base radica en que posibilita separar entre la parte deviatoria e hidrostática de la deformación. Las cinco primeras componentes de la base son deviatorias, y la sexta componente representa la dilatación producto de la presión hidrostática (el orden propuesto es completamente arbitrario, su modificación no cambia la estrategia elegida). Esta base de tensores posee las siguientes propiedades:

$$\mathbf{b}_{ij}^{(\lambda)} = \mathbf{b}_{ji}^{(\lambda)} \tag{3.48a}$$

$$\mathbf{b}_{ij}^{(\lambda)} \mathbf{b}_{ji}^{(\lambda')} = \delta_{\lambda\lambda'} \tag{3.48b}$$

Las componentes  $n_{ij}$  del vector unitario que representa la dirección de la deformación pueden ser representadas mediante un nuevo vector unitario  $\mathbf{n}_{(\lambda)}$  con cinco componentes, utilizando la base  $\mathbf{b}^{(\lambda)}$  de la siguiente forma:

$$n_{ij} = \mathbf{n}_{(\lambda)} \mathbf{b}_{ij}^{(\lambda)}, \lambda = 1, \dots, 5 \tag{3.49}$$

Posteriormente, mediante el uso de coordenadas esféricas generalizadas, se expresa el vector unitario cuyas componentes  $n_{(\lambda)}$  son:

$$\begin{aligned}
n_{(1)} &= \cos \theta_1 \sin \theta_2 \sin \theta_3 \sin \theta_4 \sin \theta_5 \\
n_{(2)} &= \cos \theta_2 \sin \theta_3 \sin \theta_4 \sin \theta_5 \\
n_{(3)} &= \cos \theta_3 \sin \theta_4 \sin \theta_5 \\
n_{(4)} &= \cos \theta_4 \sin \theta_5 \\
n_{(5)} &= \cos \theta_5
\end{aligned} \tag{3.50}$$

$$\text{con } -\pi \leq \theta_1 \leq \pi; 0 \leq \theta_i \leq \frac{\pi}{2} \quad i = 2, \dots, 5.$$

En el caso del modelo viscoplástico se define lo que se denomina una superficie equipotencial (*Polycrystal Yield Surface, PCYS*), con un rol similar al de la superficie de fluencia. La PCYS queda definida por una velocidad de trabajo plástico (potencia),  $\dot{\mathbf{W}}_0$ , constante a lo largo de la superficie y es una función del tensor de tensiones deviatorias  $f(\Sigma')$ . El tamaño de la superficie depende de la potencia utilizada como referencia. La potencia plástica para una velocidad de deformación arbitraria,  $\dot{\mathbf{E}}_0$ , queda definida como:

$$f(\Sigma') = \text{const.} = \Sigma' : \dot{\mathbf{E}} = \Sigma'_0 : \dot{\mathbf{E}}_0 = \dot{\mathbf{W}}_0, \tag{3.51}$$

donde  $\Sigma'_0$  es el estado de tensiones que corresponde a  $\dot{\mathbf{E}}_0$ . Esta función define una serie de superficies convexas en el espacio de tensiones deviatorias, y aquellas superficies en que  $f(\Sigma')$  es constante son llamadas superficies equipotenciales. En las simulaciones realizadas en esta tesis se impone  $\dot{\mathbf{E}}$  y  $\Sigma'$  es determinada mediante los cálculos. Dado que no se conoce  $\Sigma'$  a priori, la velocidad de trabajo plástico obtenida puede ser diferente a la adoptada de referencia,  $\dot{\mathbf{W}}_0$ , de modo que el punto de tensiones no necesariamente cae sobre el potencial seleccionado. La tensión y velocidad de deformación en el equipotencial elegido pueden ser posteriormente obtenidas siguiendo el método que propone Hutchinson (1976). Cuando la magnitud de la velocidad de deformación es modificada por un factor  $\kappa$ , la tensión resultante del policristal es:

$$\Sigma'(\kappa\dot{\mathbf{E}}) = \kappa^m \Sigma'(\dot{\mathbf{E}}). \quad (3.52)$$

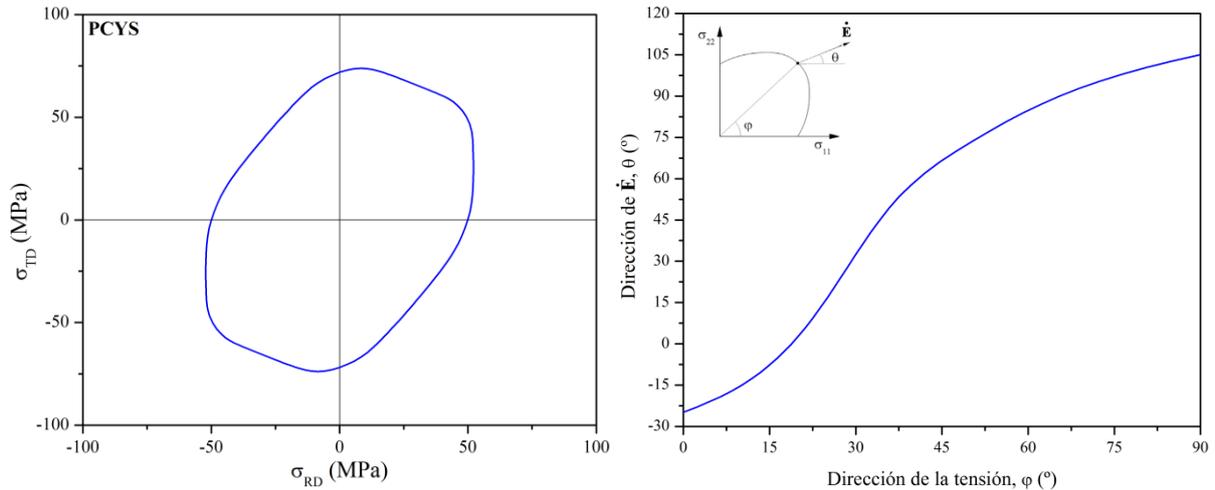
Como consecuencia, la magnitud puede ser escalada de la siguiente manera:

$$\Sigma'^* = (\dot{\mathbf{W}}_0 \dot{\mathbf{W}})^{m/1+m} \Sigma', \quad (3.53)$$

$$\dot{\mathbf{E}}^* = (\dot{\mathbf{W}}_0 \dot{\mathbf{W}})^{1/1+m} \dot{\mathbf{E}}. \quad (3.54)$$

Dado que los cálculos se hacen en el espacio de tensiones deviatorias, es necesario conocer alguna de las componentes del tensor de tensiones de Cauchy para obtener la PCYS en tensiones de Cauchy. En el caso de chapas delgadas, como las estudiadas aquí, la tensión normal es considerada despreciable y por ende se la impone nula,  $\sigma_{33} = 0$ .

En la Figura 3.4 se muestra una proyección  $\sigma_{RD} - \sigma_{TD}$  (el cálculo involucra sólo componentes deviatorias del tensor de tensiones, se asume un estado libre de tensión normal a la chapa,  $\sigma_{33} = 0$ , en el cálculo de las componentes de Cauchy) de la superficie equipotencial obtenida en el estado inicial de un material HCP, asumiendo sistemas de deslizamiento similares a los observados en zinc. La subfigura de la izquierda muestra la superficie equipotencial de la forma clásica, con los ejes dados por las tensiones según las direcciones de laminación ( $\sigma_{RD}$ ) y transversal ( $\sigma_{TD}$ ). La subfigura de la derecha muestra la información en un formato diferente, pero cualitativamente similar. En el sistema de referencia dado por las tensiones de Cauchy, las direcciones de la velocidad de deformación en los diferentes puntos de la superficie equipotencial quedan definidos por dos ángulos,  $\theta$  y  $\varphi$ . Estos ángulos se toman iguales a cero sobre el eje horizontal, y positivos en sentido antihorario. Esto permite graficar las direcciones de los vectores velocidad de deformación para cada punto de la superficie equipotencial, en este caso en el rango  $0^\circ < \varphi < 90^\circ$ .



**Figura 3.4:** superficie equipotencial (izquierda) y dirección de la velocidad de deformación en función del estado de tensiones (derecha) predichas por la formulación VPSC tangente. Se asumieron potencialmente activos los modos basal, piramidal II y prismático con una relación de contraste de  $\tau_c^{piramidal II} / \tau_c^{basal} = 12.5$  y  $\tau_c^{prismático} / \tau_c^{basal} = 50$  respectivamente

La posibilidad de analizar la superficie equipotencial predicha por el modelo es de particular utilidad ya que ella tiene una influencia directa en los resultados de deformaciones límite, por lo que la implementación de superficies de respuesta más realistas mejoran la calidad de las predicciones. De acuerdo a Lian et al. (1989), la forma de la superficie de fluencia tiene una influencia grande sobre la formabilidad de los metales. La importancia radica en que los cambios en la curvatura de la superficie modifican la velocidad de transición entre la sollicitación impuesta macroscópicamente y un estado de deformación plana en la banda de localización, hecho que, como se verá más adelante, determina el comienzo de la estricción localizada. Por caso, Neale y Chater (1980) mostraron que una disminución en la agudeza de la superficie de fluencia en estirado equibiaxial propicia una mejora en la formabilidad. Asimismo, puede notarse que la regla de la normalidad no es estrictamente verificada por el modelo VPSC en su formulación tangente. La linealización tangente del HEM introduce un error que se incrementa con la no linealidad del comportamiento macroscópico y con el incremento de la anisotropía en la respuesta del cristal simple (Castelneau et al., 1997). Efecto sobre la superficie de fluencia puede encontrarse en Signorelli et al., 2009.

### 3.4 Aplicaciones de modelos policristalinos a aleaciones de zinc

Los modelos policristalinos autoconsistentes han sido extensamente utilizados para predecir la respuesta mecánica de materiales anisótropos, en particular de estructura HCP. Lebensohn y Tomé (1993) aplicaron en su trabajo el modelo VPSC para predecir el comportamiento plástico y el desarrollo de textura para diferentes estados de deformación de aleaciones de zirconio, un material también de estructura hexagonal, como el zinc. Ellos observaron que no sólo las texturas predichas mediante la aproximación VPSC muestran un mayor acuerdo con lo observado experimentalmente respecto al

resultado de aplicar el modelo de Taylor, sino que además las condiciones en las que la deformación se desarrolla son completamente diferentes. El esquema VPSC acomoda la deformación principalmente mediante sistemas de deslizamiento blandos, mientras que el modelo de Taylor requiere de sistemas más duros. En relación a esto, el modelo VPSC requiere menos de cuatro sistemas activos por grano, lo cual permite tratar granos que no pueden acomodar ciertas componentes de deformación, al permitir que sea la matriz la que compense las diferencias de deformación. Todas estas observaciones están en mejor acuerdo con lo que se observa experimentalmente.

Sztwiertnia et al. (1985) utilizaron el modelo de Taylor y el de Sachs para estudiar la deformación de una chapa de zinc sometidas a laminado y tracción uniaxial. En primera medida simularon el laminado en frío de la chapa mediante ambos modelos, y encontraron que la textura de laminado experimental es predicha correctamente mediante el modelo de Taylor, aunque no por el de Sachs. En base a lo anterior, seleccionaron el modelo de Taylor para predecir la tensión de fluencia para una chapa con textura de laminado y evaluar su dependencia con la orientación. Los resultados de la tensión de fluencia muestran alta dependencia con la orientación, y los asocian a la activación en mayor o menor medida de los sistemas basal y piramidal, dependiendo de la dirección de sollicitación.

Por otro lado, Philippe et al. (1994) utilizaron el modelo de Taylor y el de condiciones relajadas para predecir la evolución de textura durante el laminado en frío de chapas de Zn-Cu-Ti y Zn-Cu. Ellos concluyen que el modelo de Taylor es una buena suposición para la aleación Zn-Cu-Ti ya que la presencia de la fase intermetálica rodeando los granos hace que la deformación de los mismos sea similar a la deformación macroscópica de la chapa. De esta forma, modelaron el laminado en frío hasta un 80% de reducción, y obtuvieron un buen acuerdo entre las texturas experimentales y simuladas, tanto en componentes presentes como en su intensidad. Respecto a la aleación Zn-Cu, ni el modelo de Taylor ni el de condiciones relajadas mostraron buenos resultados, principalmente debido a que la microestructura evoluciona de forma inhomogénea en cuanto a tamaño y deformación de los granos, por lo tanto sin seguir la deformación macroscópica de la chapa. Si bien obtuvieron buenos resultados para la aleación Zn-Cu-Ti, ellos destacan que se debe principalmente a que particularmente bajo esas condiciones de deformación, se cumple el principio básico del modelo de Taylor. Sin embargo, si se quiere predecir el comportamiento mecánico en otras condiciones, como puede ser una deformación en que la dirección de deformación principal y la de laminado (*rolling direction*, RD) no coincidan, las condiciones de Taylor dejan de ser válidas. En ese sentido, Fundenberger et al. (1997) también utilizaron el modelo de Taylor para calcular la tensión de fluencia y el coeficiente de anisotropía planar de la misma aleación Zn-Cu-Ti. Los coeficientes de anisotropía se calcularon para varias orientaciones de muestra entre 0° y 90° respecto de RD, y se observó un buen acuerdo entre los valores experimentales y los del modelo de Taylor. Por otro lado, el caso de la tensión de fluencia muestra lo mencionado anteriormente respecto del no cumplimiento de las condiciones de Taylor al cambiar el estado de deformación evaluado. Los valores de tensión de fluencia calculados a varias orientaciones siguen la tendencia de los

experimentales, pero los subestiman en forma importante a medida que crece la orientación entre la dirección de laminado y la de tensión.

### 3.5 Conclusiones

Los modelos policristalinos obtienen la respuesta del agregado a partir de las propiedades conocidas de los granos constituyentes y haciendo alguna suposición respecto de la interacción de cada grano con su entorno. Debido a su naturaleza estadística, generalmente no consideran la topología del policristal, sino que cumplen las condiciones de equilibrio y compatibilidad en un promedio. La ecuación constitutiva que describe la respuesta local es no lineal, y conocida explícitamente, pero la respuesta general del agregado es aproximada mediante un proceso de linealización. En el caso de los modelos autoconsistentes, la heterogeneidad originada por los granos en el policristal es representada por el HEM que se comporta igual que el policristal en promedio. La asunción de inclusiones de forma elipsoidal simplifica el problema al garantizar una autodeformación homogénea dentro el dominio de la inhomogeneidad.

El modelo VPSC, en particular en su linealización tangente, resulta muy útil y versátil al proveer una buena combinación de precisión, gracias a tener en cuenta la interacción de los granos con su entorno, y simplicidad, que resulta en cálculos computacionales rápidos y eficientes. El modelo permite tener en cuenta la anisotropía del material en términos de mecanismos de deformación a nivel del cristal simple y textura cristalográfica y morfológica del policristal. Esta característica fundamental del modelo es la principal razón de su uso extendido en materiales de simetría hexagonal, en los que la anisotropía y su evolución juegan un rol no despreciable. Estas características son las razones principales de la elección de este modelo para la modelización del comportamiento mecánico de las aleaciones de zinc.

### 3.6 Referencias

- Barlat, F., Lege, D.J., Brem, J.C., 1991. *A six-component yield function for anisotropic materials*. International Journal of Plasticity 7, pp. 693-712.
- 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., 1997. *Yield function development for aluminum alloy sheets*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 45, pp. 1727-1763.
- Basu, S., Wang, Z., Saldana, C., 2016. *Deformation heterogeneity and texture in surface severe plastic deformation of copper*. Proceedings. Mathematical, Physical, and Engineering Sciences / The Royal Society, 472(2187):20150486.
- Canova, G. R., Wenk, H. R., Molinari, A., 1992. *Deformation modelling of multi-phase polycrystals: case of a quartz-mica aggregate*. Acta Metallurgica et Materialia 40 (7), pp. 1519-1530.

- Castelnau, O., Canova, G. R., Lebensohn, R. A., Duval, P., 1997. *Modelling viscoplastic behavior of anisotropic polycrystalline ice with a self-consistent approach*. *Acta Materialia* 45 (11), pp. 4823–4834.
- Cazacu, O., Plunkett, B., Barlat, F., 2006. *Orthotropic yield criterion for hexagonal closed packed metals*. *International Journal of Plasticity* 22 (7), pp. 1171-1194.
- Chastel, Y. B., Dawson, P. R., Wenk, H. R., Bennett, K., 1993. *Anisotropic convection with implications for the upper mantle*. *Journal of Geophysical Research* 98 (B10), pp. 17757–17771.
- Delannay, L., Melchior, M. A., Signorelli, J. W., Remacle, J.-F., Kuwabara, T., 2009. *Influence of grain shape on the planar anisotropy of rolled steel sheets – evaluation of three models*. *Computational Materials Science* 45 (3), pp. 739-743.
- Engler, O., Huh, M.-Y., Tomé, C. N., 2005 *Crystal-plasticity analysis of ridging in ferritic stainless steel sheets*. *Metallurgical and Materials Transactions A* 36 (11), pp. 3127-3139.
- Engler, O., Hirsch, J., 2007. *Polycrystal-plasticity simulation of six and eight ears in deep-drawn aluminum cups*. *Materials Science and Engineering A* 452–453, pp. 640-651.
- Engler, O., Aegerter, J., 2014. *Texture and anisotropy in the Al–Mg alloy AA 5005 – Part II: Correlation of texture and anisotropic properties*. *Materials Science and Engineering A* 618, pp. 663-671.
- Eshelby, J., 1957. *The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems*. *Proceedings of the Royal Society of London A* 241, pp. 376-403.
- Frank, F., 1988. *Orientation Mapping*. *Metallurgical and Materials Transactions A* 19, pp. 403-408.
- Fundenberger, J. J., Philippe, M. J., Wagner F., Esling, C., 1997. *Modelling and prediction of mechanical properties for materials with hexagonal symmetry (Zinc, Titanium and Zirconium alloys)*. *Acta Metallurgica et Materialia* 45 (10), pp. 4041-4055.
- Galán-López, J., Verleysen, P., 2018. *Simulation of the plastic response of Ti–6Al–4V thin sheet under different loading conditions using the viscoplastic self-consistent model*. *Materials Science and Engineering A* 712, pp. 1-11.
- Gambin, W., Barlat, F., 1997. *Modeling of deformation texture development based on rate independent crystal plasticity*. *International Journal of Plasticity* 13, pp. 75–86.
- Hill, R., 1948. *A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals*. *Proceedings of the Royal Society of London A* 193, pp. 281-297.
- Hill, R., 1965. *Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 13 (2), pp. 89-101.

- Hirsch, J., Lucke, K., 1988. *Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. Metals - II. Simulation and interpretation of experiments on the basis of Taylor-type theories*. Acta metallurgica 36 (11), pp. 2883-2904.
- Honneff, H., Mecking, H., 1981. *Analysis of the deformation texture at different rolling conditions*. Proceedings of the 6th International Conference on textures of Materials (ICOTOM), pp. 347-352.
- Hutchinson, J. W., 1976. *Bounds and self-consistent estimates for creep of polycrystalline materials*. Proceedings of the Royal Society of London A 348, pp. 101–127.
- Karafillis, A.P., Boyce, M.C., 1993. *A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 41, pp. 1859-1886.
- Kaschner, G. C., Tomé, C. N., Beyerlein, I. J., Vogel, S. C., Brown, D. W., McCabe, R. J., 2006. *Role of twinning in the hardening response of zirconium during temperature reloads*. Acta Materialia 54 (11), pp. 2887-2896.
- Kelley, E.W., Hosford, W.F., 1968. *The deformation characteristics of textured magnesium*. Transactions of the Metallurgical Society of AIME 242, pp. 654-661.
- Knezevic, M., Al-Harbi, H. F., Kalidindi, S. R., 2009. *Crystal plasticity simulations using discrete Fourier transforms*. Acta Materialia 57, pp. 1777-1784.
- Knezevic, M., McCabe, R. J., Lebensohn, R. A., Tomé, C. N., Mihaila, B., 2012. *Finite element implementation of a self-consistent polycrystal plasticity model: Application to  $\alpha$ -uranium*. TMS Annual Meeting 2, pp. 789-796.
- Knezevic, M., Zecevic, M., Beyerlein, I. J., Bingert, J. F., McCabe, R. J., 2015. *Strain rate and temperature effects on the selection of primary and secondary slip and twinning systems in HCP Zr*. Acta Materialia 88, pp. 55-73.
- Kocks, U., Chandra, H., 1982. *Slip geometry in partially constrained deformation*. Acta Metallurgica 30, pp. 695-709.
- Kocks, U.F., Tomé, C.N., Wenk, H.R., 1998. *Texture and anisotropy*. Cambridge University Press, Cambridge.
- Kröner, E., 1958. *Berechnug der elastischen konstanten des vielkristalls aus den konstanten des einnkristalls*. Zeitschrift Fur Phys. 151, pp. 504-518.
- Lebensohn, R. A., Tomé, C. N., 1993. *A selfconsistent approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: application to Zirconium alloys*. Acta Metallurgica et Materialia 41 (9), pp. 2611–2624.

- Lebensohn, R. A., Canova, G. R., 1997. *A self-consistent approach for modelling texture development of two-phase polycrystals: Application to titanium alloys*. *Acta Materialia* 45 (9), pp. 3687-3694.
- Lebensohn, R. A., Tomé, C. N., Ponte Castañeda, P., 2007. *Self-consistent modelling of the mechanical behaviour of viscoplastic polycrystals incorporating intragranular field fluctuations*. *Philosophical Magazine* 87 (28), pp. 4287-4322.
- Lebensohn, R. A., Zecevic, M., Knezevic, M., McCabe, R. J., 2016. *Average intragranular misorientation trends in polycrystalline materials predicted by a viscoplastic self-consistent approach*. *Acta Materialia* 104 pp. 228-236.
- Leffers, T., Ray, R. K., 2009. *The brass-type texture and its deviation from the copper-type texture*. *Progress in Materials Science* 54 (3), pp. 351-396.
- Lévesque, J., Inal, K., Neale, K. W., Mishra, R. K., 2010. *Numerical modeling of formability of extruded magnesium alloy tubes*. *International Journal of Plasticity* 26, pp. 65–83.
- Li, S., Beyerlein, I. J., Necker, C. T., Alexander, D. J., Bourke, M., 2004. *Heterogeneity of deformation texture in equal channel angular extrusion of copper*. *Acta Materialia* 52 (16), pp. 4859-4875.
- Lian, J., Barlat, F., Baudalet, B., 1989. *Plastic behavior and stretchability of sheet metals. II. Effect of yield surface shape on sheet forming limit*. *International Journal of Plasticity* 5, pp. 131–147.
- Lou, X. Y., Li, M., Boger, R. K., Agnew, S. R., Wagoner, R. H., 2007. *Hardening evolution of AZ31B Mg sheet*. *International Journal of Plasticity* 23, pp. 44-86.
- 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 Mechanics and Physics of Solids* 48, pp. 1203–1227.
- Molinari, A., Canova, G. R., Ahzi, S., 1987. *Self consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity*. *Acta Metallurgica* 35 (12), pp. 2983–2994.
- Montgomery, R., Tomé, C., Liu, W., Alankar, A., Subramanian, G., Stanek, C., 2017. *Use of multiscale zirconium alloy deformation models in nuclear fuel behavior analysis*. *Journal of Computational Physics* 328, pp. 278-300.
- Mura T., 1987. *Micromechanics of Defects in Solids*. Martinus Nijhoff, Hague, Netherlands.
- Neale, K. W., Chater, E., 1980. *Limit strain predictions for strain-rate sensitive anisotropic sheets*. *International Journal of Mechanical Science* 22, pp. 563–574.
- Patra, A., Tomé, C., 2016. *Interfacing VPSC with finite element codes. Demonstration of irradiation growth simulation in a cladding tube*. U.S. Department of Energy Office of Scientific and Technical Information. Web. doi:10.2172/1244382.

- 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 (1), pp. 239-250.
- Plunkett, B., Lebensohn, R.A., Cazacu, O., Barlat, F., 2006. *Anisotropic yield function of hexagonal materials taking into account texture development and anisotropic hardening*. Acta Materialia 54 (16), pp. 4159-4169.
- Plunkett, B., Cazacu, O., Lebensohn, R.A., Barlat, F., 2007. *Elastic-viscoplastic anisotropic modeling of textured metals and validation using the Taylor cylinder impact test*. International Journal of Plasticity 23 (6), pp. 1001-1021.
- Ponte Castañeda, P., 1996. *Exact second-order estimates for the effective mechanical properties of nonlinear composites*. Journal of Mechanics and Physics of Solids 44 (6), pp. 827–862.
- Proust, G., Tomé, C. N., Kaschner, G. C., 2007. *Modeling texture, twinning and hardening evolution during deformation of hexagonal materials*. Acta Materialia 55 (6), pp. 2137-2148.
- Sachs, G., 1928. *On the derivation of a condition of flowing*. Z Verein Deut Ing 72, pp. 734–736.
- Schmid E., 1924. *Neuere Untersuchungen Metallkristallen*. Proc. of the 1<sup>st</sup> Int. Congress for Applied Mechanics, Delft, The Netherlands, pp. 342-353.
- Signorelli, J. W., Logé, R., Chastel, Y., Lebensohn, R., 2000. *Parameter Identification for a Viscoplastic Selfconsistent Model based on Analytical Derivatives of an Objective Function*. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 8 (2), pp. 193-209.
- 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), pp. 1-25.
- Signorelli, J., Tommasi, A., 2015. *Modeling the effect of subgrain rotation recrystallization on the evolution of olivine crystal preferred orientations in simple shear*. Earth and Planetary Science Letters 430, pp. 356-366.
- Solas, D. E., Tomé, C. N., 2001. *Texture and strain localization prediction using a N-site polycrystal model*. International Journal of Plasticity 17 (5), pp. 737-753.
- Steglich, D., Jeong, Y., 2016. *Texture-based forming limit prediction for Mg sheet alloys ZE10 and AZ31*. International Journal of Mechanical Sciences 117, pp. 102-114.
- Sztwiertnia, K., Mueller, H., Haessner, F., 1985. *Interpretation of flow stress of textured zinc sheet*. Materials Science and Technology 1 (5), pp. 380-384.

- Tamimi, S. Gracio, J. J., Lopes, A. B., Ahzi, S., Barlat, F., 2018. *Asymmetric rolling of interstitial free steel sheets: Microstructural evolution and mechanical properties*. Journal of Manufacturing Processes 31, pp. 583-592.
- Taylor, G. I., 1938. *Plastic strain in metals*. Journal of the Institute of Metals 62, pp. 307–324.
- 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 (10), pp. 1637-1653.
- Tomé, C.N., Pochettino, A.A., Penelle, R., 1988. *Analysis of plastic anisotropy of rolled zircaloy-4*. ICOTOM: Eighth International Conference on Textures of Materials; Santa Fe, Nuevo México; USA. pp. 985-990.
- Tomé, C. N., Christodoulou, N., Holt, R., Woo, C. H., Lebensohn, R. A., Turner, P. A. Soerensen, N. J., 1994. *Deconvolution of experimental data of aggregates using self-consistent polycrystal models*. Proceedings of the 15th Riso International Symposium on Materials Science: Numerical Predictions of Deformation Processes and the Behaviour of Real Materials 26 (3), pp. 169-204.
- Tommasi, A., Mainprice, D., Canova, G., Chastel, Y., 2000. *Viscoplastic self-consistent and equilibrium-based modeling of olivine lattice preferred orientations: implications for the upper mantle seismic anisotropy*. Journal of Geophysical Research 105 (B4), pp. 7893–7908.
- Van Houtte, P., 1982. *On the equivalence of the relaxed Taylor theory and the Bishop-Hill theory for partially constrained plastic deformation of crystals*. Materials Science and Engineering 55 (1), pp. 69-77.
- Van Houtte, P., Delannay, L., Samajdar, I., 1999. *Quantitative prediction of cold rolling textures in lowcarbon steel by means of the LAMEL model*. Textures and Microstructures 31 (3), pp. 109–149.
- Van Houtte, P., Delannay, L., Kalidindi, S.R., 2002. *Comparison of two grain interaction models for polycrystal plasticity and deformation texture prediction*. International Journal of Plasticity 18 (3), pp. 359–377.
- 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 (3), pp. 589-624.
- Van Houtte, P., Xie, Q., Van Bael, A., Sidor, J., Moerman, J., 2015. *A new cluster-type statistical model for the prediction of deformation textures*. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 82:012015.
- Walde, T., Riedel, H., 2007. *Modeling texture evolution during hot rolling of magnesium alloy AZ31*. Materials Science and Engineering A 443 (1–2), pp. 277-284.

- Wenk, H.-R., Canova, G., Bréchet, Y., Flandin, L., 1997. *A deformation-based model for recrystallization of anisotropic materials*. *Acta Materialia* 45 (8), pp. 3283-3296.
- Yapici, G. G., Karaman, I., Luo, Z-P., 2006. *Mechanical twinning and texture evolution in severely deformed Ti-6Al-4V at high temperatures*. *Acta Materialia* 54 (14), pp. 3755-3771.
- Zeng, T., Shao, J. F., Xu, W. Y., 2014. *Multiscale modeling of cohesive geomaterials with a polycrystalline approach*. *Mechanics of Materials* 69 (1), pp. 132-145.

## Anisotropía plástica

### 4.1 Introducción

El origen del comportamiento mecánico anisótropo puede encontrarse en diversos factores, entre los cuales uno de los más relevantes es la textura cristalográfica del material. En los materiales HCP se suma que la baja simetría de la estructura cristalina provoca que la deformación plástica se produzca sobre unos pocos modos de deformación, como los sistemas de deslizamiento basal, prismático y piramidal II, y los sistemas de maclado. Estos sistemas están formados por planos y direcciones de distinta densidad atómica, con lo cual sus CRSS no son similares, pudiendo mostrar factores de contraste muy marcados entre sus valores. Un cristal cuya orientación provoque la activación de un cierto conjunto de sistemas de deslizamiento tendrá una respuesta plástica diferente de otro cristal similar pero orientado de modo de favorecer modos de deformación distintos. Si hay predominancia de alguna/s orientación/es, estos aspectos de índole microscópica se traducen en una marcada anisotropía del comportamiento plástico macroscópico.

Una primera evaluación del comportamiento plástico macroscópico del material se obtiene mediante la determinación de la curva de carga en diferentes direcciones de sollicitación y evaluando el coeficiente de anisotropía (o de Lankford). Esta caracterización otorga una impresión inicial acerca del comportamiento de la chapa laminada respecto a su aptitud para la formabilidad, en especial al revelar la anisotropía de su respuesta mecánica. La determinación de la relación tensión-deformación y los coeficientes de Lankford son dos mensurables simples pero fundamentales a la hora de caracterizar el comportamiento plástico del material laminado. Además, las curvas de carga y los coeficientes de anisotropía son indispensables como punto de partida para la calibración de modelos de simulación computacional, tanto fenomenológicos como de base micromecánica.

En el presente capítulo se muestran y analizan las curvas de carga de chapas de zinc Zn20, obtenidas mediante ensayos de tracción uniaxial (*uniaxial tension*, UAT) a diversas velocidades de deformación y según las direcciones de laminado (*rolling direction*, RD), diagonal (*diagnoal direction*, DD) y transversal (*transverse direction* TD), y también la obtenida en ensayos de tracción equibiaxial (EBA). Posteriormente se presentan las predicciones de ambas curvas mediante el modelo VPSC presentado en el capítulo precedente. Se confrontan los valores predichos con valores obtenidos experimentalmente, conjuntamente con un análisis de las texturas cristalográficas resultantes para varios

ensayos representativos de procesos de conformado. Similarmente, se presentan y discuten las texturas experimentales obtenidas al realizar ensayos de UAT, deformación plana (*plane strain*, PS) y deformación EBA y los correspondientes desarrollos de textura predichos por el modelo.

## 4.2 Caracterización mecánica del zinc (Zn20)

Las curvas de carga se determinaron mediante ensayos de tracción uniaxial, con probetas planas según lo especificado por la norma ASTM E8M, comúnmente llamadas *subsize*, y cuyas dimensiones pueden verse en la Figura 4.1. Se cortaron probetas a 0° (RD), 45° (DD) y 90° (TD) respecto de la dirección de laminado. Los ensayos se llevaron a cabo en una máquina universal de ensayos INSTRON 5984 de 150kN de capacidad máxima. Una de las características de la máquina, es que permite seleccionar una velocidad de deformación constante. Se utilizó esta ventaja con el propósito de evaluar la influencia de la velocidad de deformación, aspecto que en el zinc tiene influencia no despreciable (Wagoner, 1981). Para ello se seleccionaron 3 velocidades distintas, y de cada orientación y velocidad se realizaron ensayos duplicados.

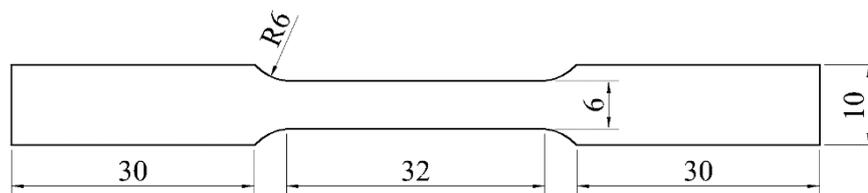


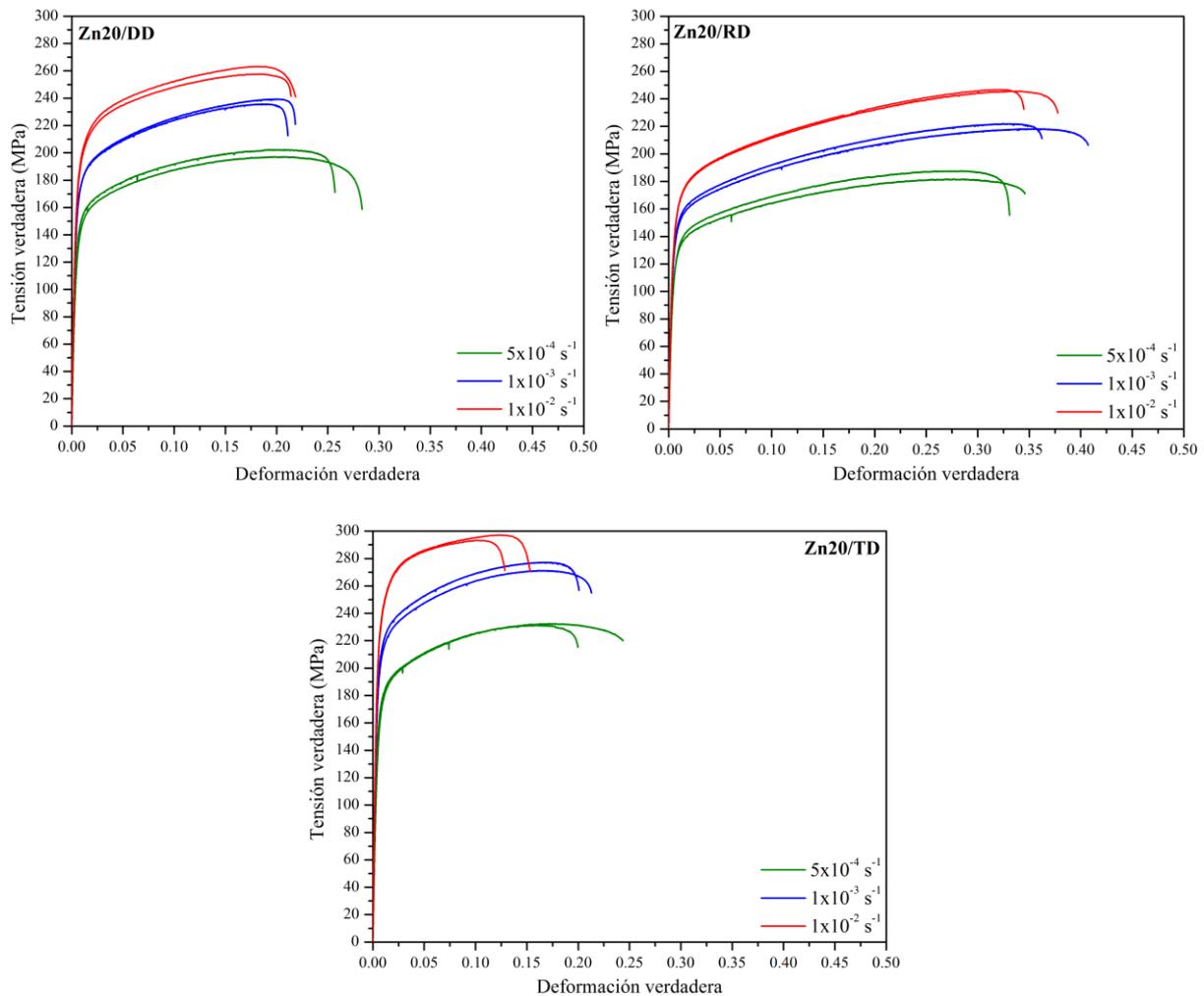
Figura 4.1: dimensiones (en mm) de la probeta de tracción *subsize*

Los ensayos de tracción permiten, como resultado fundamental, determinar la relación tensión-deformación, tanto en valores ingenieriles como verdaderos de la respuesta del material. De las curvas ingenieriles se determinan la tensión de fluencia  $\sigma_{0.2}$  y la tensión máxima  $\sigma_{m\acute{a}x}$ , mientras que de las curvas de tensión verdadera-deformación verdadera se obtienen los parámetros  $K$  y  $n$  correspondientes a un ajuste de Hollomon ( $\sigma = K\varepsilon^n$ ), de modo de obtener información cualitativa inicial sobre el endurecimiento que experimenta el material. Cabe aclarar que el ajuste mediante la ecuación de Hollomon generalmente se hace para el rango de deformaciones situado entre la transición elastoplástica y la carga máxima, momento en el que teóricamente comienza a localizarse la deformación. En el caso de las aleaciones de zinc, la carga máxima ocurre a una deformación muy baja, pero no es porque en ese punto comience la estricción difusa, lo cual se estudia con mayor detalle en el Capítulo 7. Debido a esto, el rango de deformaciones que resultaría no es útil para el ajuste, con lo cual se optó por ajustar las curvas hasta el punto máximo de las curvas tensión verdadera-deformación verdadera. Otro aspecto a tener en cuenta es que la metodología presupone que el material en estudio no presenta anisotropía en las curvas de tensión-deformación, ya que los parámetros  $K$  y  $n$  no deberían depender del ángulo de sollicitación, especialmente si se va a usar el ajuste como punto de partida para la modelización del

comportamiento del material. En este caso se ajusta cada curva, pero sólo se usa el ajuste para poder cuantificar la comparación entre las distintas orientaciones de sollicitación.

#### **4.2.1 Curvas de tensión-deformación uniaxiales**

Las curvas de tensión verdadera-deformación verdadera obtenidas para cada velocidad de deformación y orientación se muestran en la Figura 4.2. Las escalas de tensión y deformación se forzaron similares con el objetivo de poder comparar los valores de tensiones y deformaciones en función de la dirección de sollicitación. Al analizar la figura se observa la sensibilidad de la respuesta mecánica del zinc laminado a cambios en la velocidad de deformación, independientemente de la orientación que se observe. Hay una diferencia apreciable en la respuesta mecánica según la velocidad de deformación analizada ( $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ,  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  y  $1 \times 10^{-2}$ ), especialmente en los niveles de tensión. En este sentido, si bien el zinc respeta la observación general de que a mayor velocidad de deformación, mayores son las tensiones observadas, presenta la particularidad que este aumento es de importancia aún cuando los cambios en la velocidad de deformación son próximos a un orden de magnitud. Finalmente, en cuanto al alargamiento máximo a la rotura, no se observa una tendencia clara, ya que en algunos casos una mayor velocidad se corresponde con un mayor alargamiento, mientras que en otros ocurre lo contrario.



**Figura 4.2:** curvas de carga de zinc Zn20 para velocidades constantes de deformación de  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ,  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  y  $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  en función de la dirección de la sollicitación

Los valores de  $\sigma_{0.2}$ ,  $\sigma_{\text{máx}}$ ,  $K$  y  $n$ , asociados a cada curva se muestran en la Tabla 4.1. Los valores de  $K$  y  $n$  se ajustan en un rango de deformación verdadera de [0.05-0.13]. Esto permite valorizar y comparar lo que se observa en las curvas de carga, de modo de hacer un análisis cuantitativo. De ello se desprende que, por un lado, aumentar la velocidad de deformación tiene una influencia muy marcada en los niveles de tensión, ya que los valores de la tensión  $\sigma_{0.2}$  a velocidades de  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  y  $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  aumenta entre 13% y 39% respecto de los de  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , dependiendo de la orientación que se observe. Con respecto a  $\sigma_{\text{máx}}$ , a velocidades de  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  y  $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  los valores aumentan entre 14% y 33% respecto de los de  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , nuevamente según qué orientación se observe. Dado que  $K$  también está relacionado al nivel de tensión de las curvas, es lógico que se comporte en el mismo sentido que  $\sigma_{0.2}$  y  $\sigma_{\text{máx}}$ . Por otro lado, el comportamiento de  $n$  es más complejo de analizar, ya que no muestra una tendencia clara, en el caso de RD el valor se mantiene prácticamente constante con la velocidad, y para DD y TD es constante para las dos velocidades menores y disminuye un 20% y un 56%, respectivamente, para la velocidad de  $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .

Orientación	Velocidad de deformación	Nº muestra	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	$K$ (MPa)	$n$
RD	$5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	1	111.0	153.9	130.9	0.11
		2	106.0	148.9	127.9	0.11
	$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1	122.0	171.3	144.1	0.12
		2	124.0	174.5	146.2	0.12
	$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1	134.0	193.1	163.5	0.12
		2	134.0	192.1	163.0	0.11
DD	$5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	1	123.0	169.8	149.2	0.10
		2	130.0	173.7	152.4	0.10
	$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1	150.0	204.3	177.9	0.10
		2	151.0	202.8	177.6	0.10
	$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1	169.0	228.8	209.3	0.08
		2	166.0	225.0	206.6	0.08
TD	$5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	1	147.0	203.9	181.0	0.09
		2	155.0	204.2	183.0	0.09
	$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	1	185.0	238.9	215.6	0.09
		2	189.0	243.8	219.6	0.09
	$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	1	210.0	271.2	267.4	0.04
		2	211.0	272.2	266.6	0.04

**Tabla 4.1: valores de las propiedades mecánicas agrupadas por orientación de la muestra**

La influencia de la orientación de la muestra es también muy importante. Al observar la Figura 4.2 se aprecia claramente que las muestras según TD son las que experimentan más tensión y resisten menos alargamiento. Las de DD se ubican en un punto intermedio, mientras que las de RD exhiben el menor nivel de tensión pero el mayor alargamiento. La influencia de la orientación en las curvas de carga del material es resultado directo de la ya mencionada anisotropía que caracteriza al material, producto del efecto combinado de la textura cristalográfica, la microestructura y la anisotropía inherente a la estructura cristalina.

Los valores referenciales  $\sigma_{0.2}$ ,  $\sigma_{m\acute{a}x}$  y  $K$  de tensión aumentan en menor o mayor medida al aumentar el ángulo de la dirección de sollicitación respecto de RD, dependiendo de la velocidad de deformación analizada. La tensión  $\sigma_{0.2}$  aumenta entre 16% y 25% en DD respecto de RD, dependiendo de la velocidad; y entre 39% y 57% en TD, también en relación a RD. En el caso de  $\sigma_{m\acute{a}x}$ , aumenta entre 13% y 18% en DD con relación a RD según la velocidad; y entre 25% y 41% en TD, también respecto de RD. Por el lado del parámetro  $K$ , el mismo es entre 17% y 27% mayor en DD que el de RD; y entre 41% y 63% superior en TD que en RD. El comportamiento de  $n$  es tal que, independientemente de la velocidad, disminuye a medida que se pasa de las muestras orientadas según RD a aquellas orientadas según TD.

#### 4.2.2 Influencia del recocido previo en la curva de carga

Se evaluó la influencia que un recocido previo puede tener en el comportamiento del material. Para ello, se realizaron recocidos durante 30 minutos a cuatro temperaturas: 160°C, 180°C, 205°C y 227°C.

La Figura 4.3 muestra los resultados obtenidos en probetas orientadas a 30° de la dirección de laminado. Se observa que la respuesta mecánica varía con la temperatura de recocido, pero sin mostrar una tendencia clara. Ello se manifiesta en que la mayor tensión la desarrolla la muestra sin recocer, mientras que las recocidas a 160°C y 180°C exhiben la menor y mayor tensión, respectivamente, de las tratadas térmicamente. Además, las recocidas a 205°C y 227°C se ubican en un nivel intermedio de tensiones.

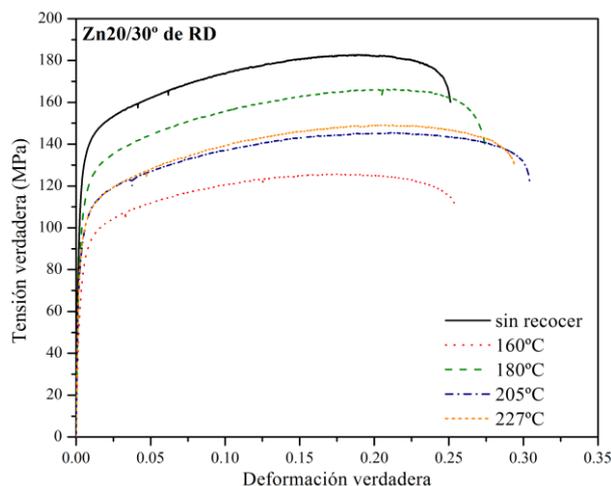
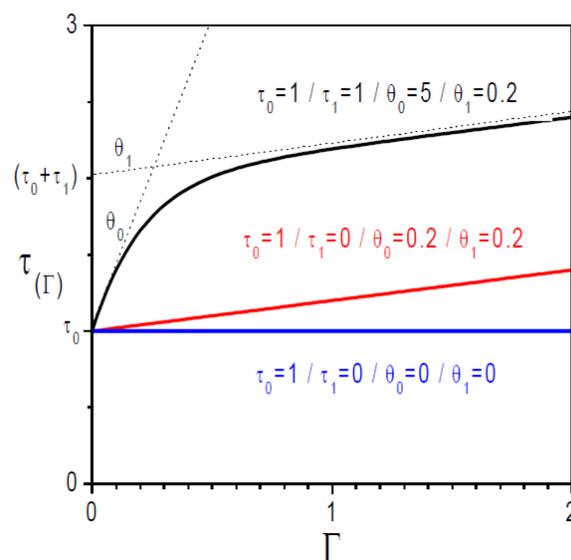


Figura 4.3: curvas de carga de probetas recocidas a distintas temperaturas, deformadas a 1.5 mm/min

#### 4.2.3 Modelado de la respuesta tensión-deformación

Como se describió en el Capítulo 3, la respuesta mecánica del zinc se modeliza mediante un modelo policristalino viscoplástico autoconsistente, el cual permite relacionar el comportamiento

macroscópico con la distribución preferencial de orientaciones cristalinas en el agregado policristalino, y su evolución en función de la actividad de los diferentes sistemas de deslizamiento activos. En el presente marco de trabajo, las curvas de carga son el punto de partida para la calibración del modelo (ajuste de los parámetros a nivel del cristal simple). El ajuste de las curvas de cargas consiste en determinar los valores de las tensiones críticas de los sistemas de deslizamiento que mejor ajusten un conjunto de resultados experimentales, siendo el objetivo la correcta predicción de las curvas de carga en función de un dado conjunto de parámetros que caracterizan las tensiones críticas de activación, y su evolución con la deformación. Las tensiones críticas entran en el cálculo del modelo a través de la ley constitutiva (ecuación 3.7); y a su vez estos valores no permanecen constantes sino que debido a factores de la microestructura modifican su valor con el curso de la deformación. Esta evolución se describe mediante la definición de un modelo de endurecimiento, que en el presente trabajo se describe mediante la ley de Voce extendida (ecuación 3.36), como se detalló en el Capítulo 3. De esta forma, son cuatro los parámetros a determinar por cada modo de deslizamiento considerado potencialmente activo:  $\tau_0^s$ ,  $\theta_0^s$ ,  $\theta_1^s$  y  $(\tau_0^s + \tau_1^s)$  que son, respectivamente, la tensión de corte crítica resuelta inicial, la velocidad de endurecimiento inicial, la velocidad de endurecimiento asintótica y la tensión de corte crítica extrapolada. La Figura 4.4 muestra cómo funcionan en conjunto los cuatro parámetros de la ley de endurecimiento. Los cambios cuantitativos en las curvas de carga simuladas se dan fundamentalmente debido a los cambios en los valores absolutos de los cuatro parámetros. Por otro lado, los cambios cualitativos (forma de las curvas) se producen por modificaciones en las tensiones de corte y las velocidades de endurecimiento relativas entre los sistemas, de modo de alterar el nivel de actividad de los mismos.



**Figura 4.4:** representación de los parámetros de la ley de Voce extendida (Tomé y Lebensohn, 2012)

En las simulaciones se adoptaron valores de sensibilidad a la velocidad de deformación y de velocidad de deslizamiento de referencia del cristal simple (ecuación 3.7) de  $n = 10$  y  $\dot{\gamma}_0^s = 1 \text{ s}^{-1}$ , respectivamente. Además, se aplica un factor de  $5 \times 10^{-4}$  sobre el tensor gradiente de velocidad, de modo que en todos los casos queda como velocidad de deformación de referencia  $\dot{E}_{11} = 5 \times 10^{-4}$ . El conjunto de orientaciones utilizado en las simulaciones se obtuvo producto de discretizar la ODF mediante 4000 orientaciones con igual fracción en volumen. Las 4000 orientaciones no son una cantidad arbitraria, sino que responde a un compromiso entre precisión y tiempos de cálculo. Esta cantidad de orientaciones es el mínimo número a partir del cual las curvas de carga predichas no se modifican notoriamente. Es decir que utilizar un número mayor de orientaciones incrementa el costo computacional sin modificar apreciablemente la precisión de las curvas de carga predichas. Si bien en general la relación de aspecto que describe la inclusión en un modelo de tipo autoconsistente se asocia con la forma (no tamaño) de grano en el material, en el presente caso se adoptó una relación de aspecto asociada a la inclusión distinta de 1:1:1. Con la finalidad de considerar la característica direccional de la microestructura, generada por la presencia de una distribución preferencial del intermetálico, la relación de aspecto asociada a la inclusión se adoptó igual a 3:1:0.1 en las direcciones de laminado, transversal y el espesor, respectivamente. Los sistemas de deslizamiento: basal  $\{0001\}\{11\bar{2}0\}$ , prismático  $\{10\bar{1}0\}\{11\bar{2}0\}$  y piramidal tipo II  $\{11\bar{2}1\}\{11\bar{2}3\}$  han sido considerados potencialmente activos, de acuerdo a lo reportado por Philippe et al. (1994).

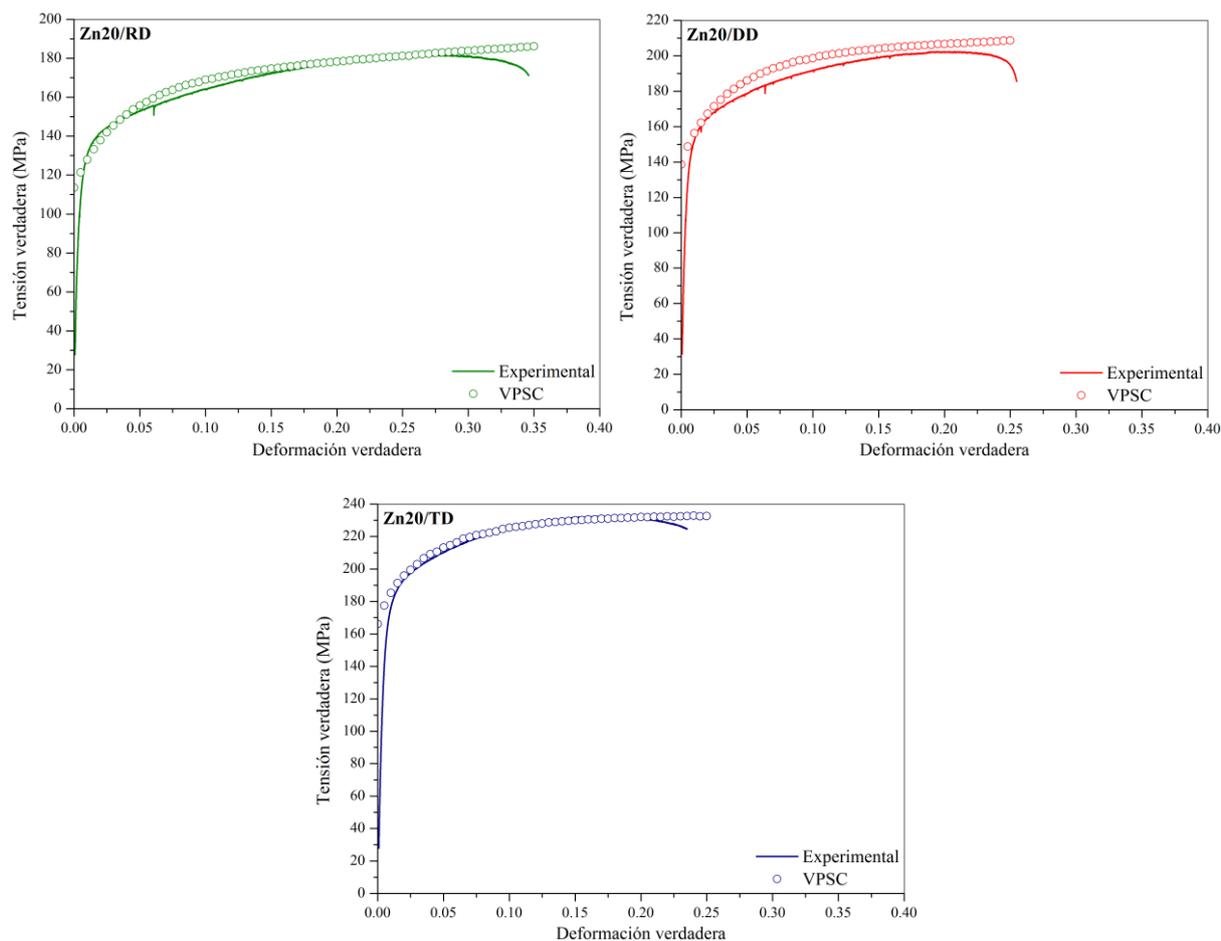
Un aspecto particular de los modelos utilizados es que la acomodación de la deformación por parte de los diferentes sistemas de deslizamiento potencialmente activos depende en esencia no del valor absoluto de las tensiones críticas de activación de los sistemas de deslizamiento individuales, sino de su relación. No son muchas las referencias disponibles en la bibliografía respecto a las tensiones críticas resueltas en zinc policristalino. Los trabajos de Fundenberger et al. (1997), Diot et al. (1998), Solas et al. (2001), Delannay et al. (2004), Vincent et al. (2005) recurren, en lo fundamental, a las relaciones reportadas por Philippe et al. (1994) de  $\tau^{prismático} / \tau^{basal} = 15$  y  $\tau^{piramidal (II)} / \tau^{basal} = 10$  con las cuales los autores reportan los mejores resultados al simular la evolución de textura producto del laminado en frío. En el caso del presente trabajo, el mejor ajuste se obtuvo con los valores de los parámetros especificados en la Tabla 4.2. En este caso, las relaciones de tensiones iniciales que resultan son  $\tau_0^{prismático} / \tau_0^{basal} = 50$  y  $\tau_0^{piramidal (II)} / \tau_0^{basal} = 12.5$ . Cabe destacar que estos valores de tensiones son iniciales, y además iguales para todos los granos. Éstos se modifican a medida que se produce la deformación producto del endurecimiento, y además cambian de grano a grano debido a las heterogeneidades que se pueden producir entre sus deformaciones. Ello hace que se produzcan cambios tanto cualitativos como cuantitativos en las curvas debido a los cambios absolutos y relativos. Por ejemplo, en las predicciones de deformación uniaxial, la relación final promedio entre las tensiones críticas piramidal y basal es aproximadamente igual a 5. Los parámetros de la Tabla 4.2 son los utilizados a lo largo del trabajo para la predicción de las curvas de carga, los coeficientes de anisotropía,

la evolución de la textura cristalográfica y fundamentalmente las curvas límite de conformado (Capítulo 6).

Sistema	$\tau_0^s$ (MPa)	$\tau_1^s$ (MPa)	$\theta_0^s$ (MPa)	$\theta_1^s$ (MPa)
<i>Basal</i> $\{0001\}\{11\bar{2}0\}$	20	35	160	0
<i>Prismático</i> $\{10\bar{1}0\}\{11\bar{2}0\}$	1000	600	75	0
<i>Piramidal tipo II</i> $\{11\bar{2}1\}\{11\bar{2}3\}$	250	350	27	0

**Tabla 4.2: parámetros de la ley de Voce utilizados para el modelado del comportamiento de la aleación de zinc Zn20**

El ajuste de las curvas de carga con el conjunto de parámetros especificado anteriormente permite describir en forma aceptable las curvas de carga; las curvas tensión–deformación simuladas se muestran en la Figura 4.5, conjuntamente con las obtenidas experimentalmente. El proceso consiste en ajustar inicialmente la curva según RD, para luego verificar los resultados en DD y TD, e iterando de modo de ir mejorando el ajuste en las tres orientaciones. El ajuste obtenido es correcto para RD y TD, específicamente en la parte de deformación plástica, que es la zona de interés, y hasta el punto en que la curva real comienza a caer. Por otro lado, la curva experimental según DD es levemente sobre estimada por el modelo. De todas maneras, el punto importante a destacar es que más allá de algunas diferencias entre las tensiones simuladas y experimentales, el modelo reproduce correctamente la alta anisotropía de las curvas, lo cual es básico para poder hacer un análisis válido mediante el modelo.



**Figura 4.5: curvas de cargas simuladas y experimentales**

#### 4.2.4 Curva de carga equibiaxial

Es una regla general que las propiedades mecánicas de un material se determinen a partir de la curva de carga obtenida en un ensayo de tracción uniaxial. Sin embargo, existen dos limitaciones principales en este ensayo. La primera es que el nivel de deformación alcanzado es generalmente menor al observado en procesos de conformado de nivel industrial, necesitando de esta manera una extrapolación de los datos. La segunda es el cuestionamiento respecto a si las conclusiones deducidas en tracción uniaxial son aplicables a los procesos de carga compleja en los cuales el estado de tensión es usualmente biaxial. Basándose en estas consideraciones, se extendió el uso del ensayo de acopado hidráulico para lograr estados de deformación biaxiales (Ranta-Eskola, 1979; Altan y Palaniswamy, 2007; Slota y Spišák, 2008). La mayoría de los trabajos que describen la metodología para determinar la curva de carga biaxial asumen un comportamiento isótropo del material (Gutshcer y Altan, 2004; Koç et al., 2011), lo cual no es una suposición acertada para el caso del zinc fuertemente texturado, por lo que se requieren acciones adicionales. En este sentido, Nasser et al. (2010) desarrollaron una forma simple de corregir la tensión de fluencia biaxial isótropa teniendo en cuenta la anisotropía. Utilizando el criterio de fluencia anisótropo de Hill (1990), llegaron a la siguiente fórmula para la tensión corregida en función de los coeficientes de Lankford del material (ver sección 4.2.5):

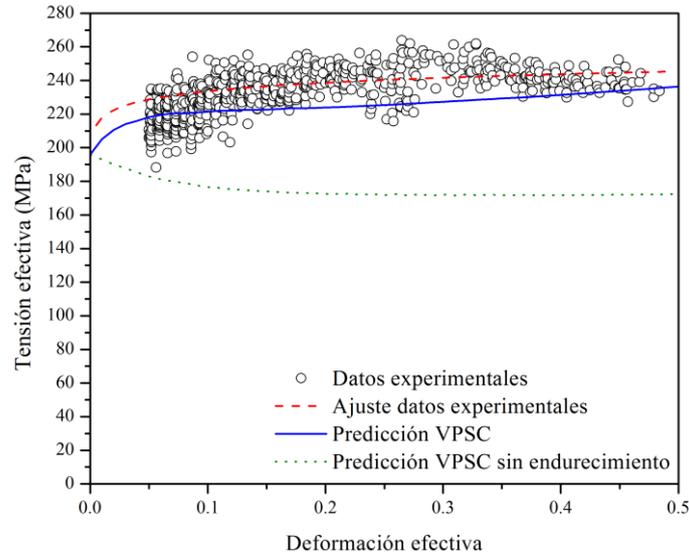
$$\bar{\sigma}_{anisótropa} = \sqrt{\frac{r_{90}+r_0}{r_{90}(r_0+1)}} \bar{\sigma}_{isótropa} \quad (4.1)$$

Este método permite realizar el ensayo y calcular la curva de carga como si el material fuese isótropo, y luego realizar la corrección de anisotropía para tener la tensión adecuada. La respuesta tensión equivalente-deformación equivalente en carga biaxial se determinó utilizando un equipo para ensayos de acopado hidráulico instrumentado con un sistema de medición en tiempo real mediante un software que asume un comportamiento isótropo del material. Utilizando la ecuación (4.1) se corrigieron las tensiones obtenidas tomando los valores de anisotropía reportados en la Figura 4.7.

La Figura 4.6 muestra la curva de tensión equivalente-deformación equivalente experimental resultante, junto con los resultados predichos por el modelo VPSC utilizando los parámetros identificados previamente (ver Tabla 4.2). La curva experimental muestra que los valores forman una nube, con valores de tensión cuya variabilidad es apreciable. Aun así, a los efectos de analizar cualitativamente el comportamiento del material y evaluar la calidad de predicción del modelo, los datos son de utilidad. La tensión máxima de la curva es similar a la alcanzada en los ensayos de UAT en la dirección TD, entre 29% y 36% mayor a la de RD, y entre 17% y 23% mayor a la de DD. Se observa también que el endurecimiento por el trabajo mecánico es bajo, lo cual puede deberse a una evolución de la textura y la microestructura distinta respecto de UAT, favoreciendo el ablandamiento geométrico, de forma de compensar parcialmente el endurecimiento propio del material. Para evaluar esto, se realizó nuevamente la simulación de la curva de carga, pero esta vez sin incluir el endurecimiento por deformación. De esta manera, el cambio en la tensión de la curva se debe solamente al efecto geométrico. Lo que se obtuvo es un claro ablandamiento geométrico dado por la evolución de textura, obteniéndose una reducción de la tensión del orden de 27% a 0.5 de deformación efectiva (ver Figura 4.6). La predicción del modelo VPSC<sup>2</sup> arroja un muy bueno acuerdo con la curva experimental, tanto en el nivel de la tensión como en la magnitud del endurecimiento, en especial en su comportamiento asintótico.

---

<sup>2</sup>  $\dot{\epsilon}_{eq}^{VM} = \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} / \sigma_{eq}^{VM}$ ;  $\sigma_{eq}^{VM} = \sqrt{3/2} \|\sigma'\| = \sqrt{3/2} \sqrt{\sigma'_{ij} \sigma'_{ij}}$



**Figura 4.6:** curva de tensión equivalente-deformación equivalente en un ensayo biaxial experimental y predicción de la curva experimental mediante el modelo VPSC

#### 4.2.5 Coeficientes de Lankford

El valor  $r$ , llamado coeficiente de Lankford o de anisotropía, es un indicador de la anisotropía plástica de un material. Se define como el cociente entre la deformación verdadera en el ancho,  $\varepsilon_w$ , y la del espesor,  $\varepsilon_t$ , de una probeta sometida a un ensayo de tracción uniaxial (Lankford et al., 1950), como muestra la ecuación (4.2).

$$r_{\theta} = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t}, \quad (4.2)$$

donde el subíndice  $\theta$  indica la orientación de la muestra de tracción respecto de la dirección de laminado. Debido a que la deformación en el espesor es una magnitud muy difícil de medir, se la reemplaza por la suma de la deformación en el ancho y la longitudinal,  $\varepsilon_l$ , al considerar la constancia de volumen debida a la incompresibilidad de la deformación plástica. De esta forma, el coeficiente de Lankford se determina según:

$$r_{\theta} = -\frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_w + \varepsilon_l} = -\frac{\ln(w_0/w_f)}{\ln(w_f l_f / w_0 l_0)}, \quad (4.3)$$

donde  $w_0$  y  $w_f$  son el ancho de referencia inicial y final, respectivamente; y  $l_0$  y  $l_f$  son la longitud de referencia inicial y final, respectivamente.

Lo que indica el valor  $r$  es la capacidad del material de resistir la reducción del espesor al ser traccionado. Por ejemplo, en un proceso de embutido conviene que  $r$  sea lo mayor posible dado que mayor será la profundidad de embutido que el material resiste. Como  $r$  es un indicador de la anisotropía plástica en una dada dirección, resulta útil un valor que resuma el comportamiento en todas las

direcciones. Por ello, se determina el promedio de los coeficientes tomados a 0°, 45° y 90° de la dirección de laminado y a este valor se lo llama coeficiente de anisotropía normal representado por  $\bar{r}$ :

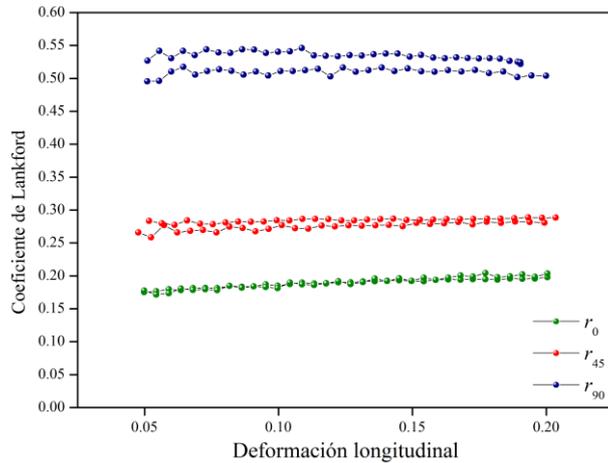
$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4}. \quad (4.4)$$

Además de  $\bar{r}$  existe otro valor que representa la anisotropía planar y que está usualmente relacionado con el fenómeno de orejado en procesos de embutido profundo. Este valor es denominado  $\Delta r$  y se lo define como:

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2}. \quad (4.5)$$

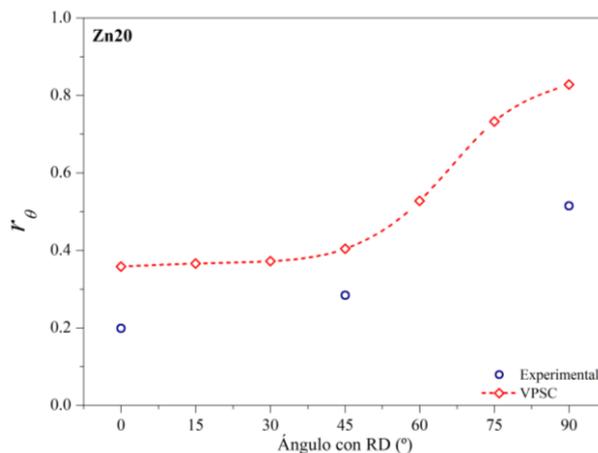
Los valores que toma el coeficiente  $r$  son particulares de cada material. Los materiales hexagonales cubren prácticamente todo el rango de posibilidades. Por ejemplo, Kurukuri et al. (2014) y Tomé et al. (1988) midieron valores de  $r$  superiores a la unidad en aleaciones de magnesio y zirconio, respectivamente, independientemente de la dirección analizada. Fundenberger et al. (1997) reportan, para una aleación de titanio, valores menores a 1 para orientaciones cercanas a la dirección de laminado, y superiores a la unidad a partir de aproximadamente 20° de orientación. Además determinaron los coeficientes correspondientes a una chapa de zinc aleada con cobre y titanio, y reportan valores muy inferiores a la unidad, compatibles con los reportados en la Figura 4.7

Usualmente se determinan los coeficientes a 20% de deformación longitudinal para tener un parámetro que haga comparables los datos de distintos materiales (de todas maneras, en ningún caso el valor de deformación deberá corresponder a un punto en el cual se haya rebasado la tensión máxima). Sin embargo, la técnica de correlación digital de imágenes (*Digital Image Correlation*, DIC), la cual se detallará más adelante en la sección 6.2.1, permite determinar la evolución de los coeficientes a medida que avanza la deformación. La Figura 4.7 muestra la evolución de los coeficientes de Lankford desde 5% hasta 20% de deformación para probetas cortadas a 0°, 45° y 90° de la dirección de laminado. Por un lado, se observa que los coeficientes varían muy poco a medida que crece la deformación. Esto puede ser producto de que los cambios en la textura a medida que evoluciona la deformación no son muy intensos, y también puede influir que la definición del coeficiente  $r$  implica usar deformaciones totales acumuladas, por lo que los cambios se suavizan con la acumulación de la deformación. Por otro lado, se puede ver que los valores son siempre muy inferiores a 1, y están en coincidencia con lo reportado por Jansen et al. (2013) para una aleación similar. Estos valores hacen a este material muy poco apto para procesos de embutido, ya que sufre mucho adelgazamiento en el espesor. Si se observan los resultados obtenidos por Fundenberger et al. (1997), los coeficientes son algo inferiores, particularmente en DD y TD, aunque el material objeto de su estudio tiene mayor contenido de aleantes, con lo cual no son directamente comparables.



**Figura 4.7: coeficientes de Lankford en función de la deformación longitudinal de una probeta de tracción**

De igual modo que con las curvas de carga, los coeficientes de Lankford medidos experimentalmente pueden ser confrontados con los resultados de la simulación utilizando el modelo VPSC. La Figura 4.8 muestra los resultados para 20% de deformación longitudinal. Por un lado se ve que el modelo sobre estima claramente los valores experimentales en todos los casos, entre un 40% y un 80%. A pesar de ello, vale la pena notar que las predicciones tienen una tendencia similar a la que siguen los datos experimentales, específicamente referido a que el aumento entre  $r_0$  y  $r_{45}$  es notoriamente menor que entre  $r_{45}$  y  $r_{90}$ .



**Figura 4.8: coeficientes de Lankford experimentales y predichos al 20% de deformación longitudinal**

## 4.3 Evolución de textura cristalográfica en el zinc (Zn20)

### 4.3.1 Tracción uniaxial

Las figuras de polo experimentales correspondientes a la muestra UAT RD (Figura 4.9) muestran que las intensidades máximas de los polos basales mantienen su orientación respecto a ND ( $\sim 20^\circ$ ), en el plano RD-ND. Sin embargo, los valores de intensidad disminuyen respecto al estado inicial ya que hay a una dispersión de los polos debido a rotaciones alrededor de ambas direcciones ND y TD, llevando a una mayor concentración cerca de ND. Clara evidencia de ello es el valor en el centro mostrado por el perfil de intensidades de la probeta deformada (Figura 4.9, esquina superior derecha), que es muy superior al valor de la chapa de partida. Esto además se ve reflejado por el incremento de  $f_{ND}$ . También, debido al ensanchamiento de la distribución de las intensidades en la dirección TD,  $f_{TD}$  crece a expensas de  $f_{RD}$ . La muestra traccionada en DD presenta tendencias muy similares a la de RD. La muestra traccionada en TD es ligeramente diferente, con los picos de los polos ubicados a aproximadamente  $25^\circ$  de ND en el plano RD-ND, y con el máximo ensanchándose debido a una tendencia a separarse en la dirección de TD. Esta separación hace que se generen dos picos en la dirección TD, como muestra el perfil de intensidades de la Figura 4.9 (esquina inferior derecha).

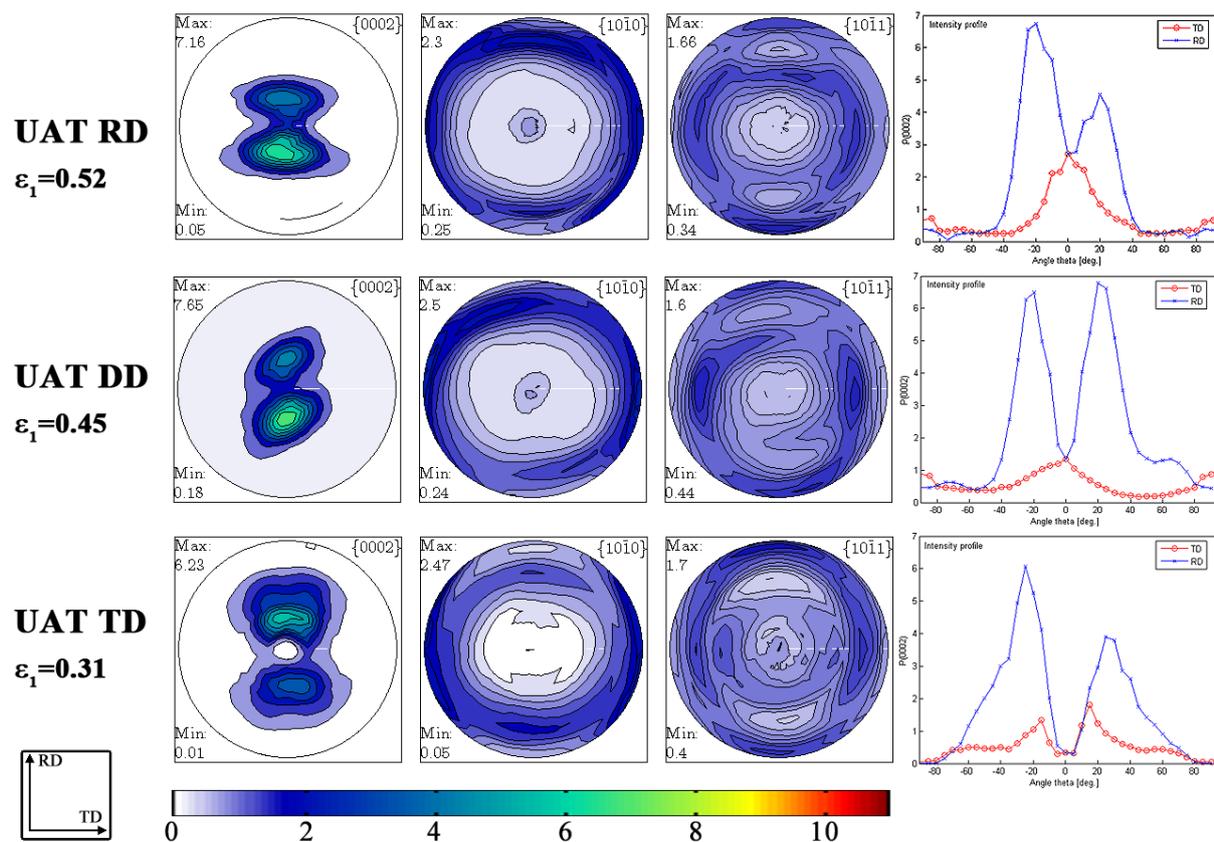
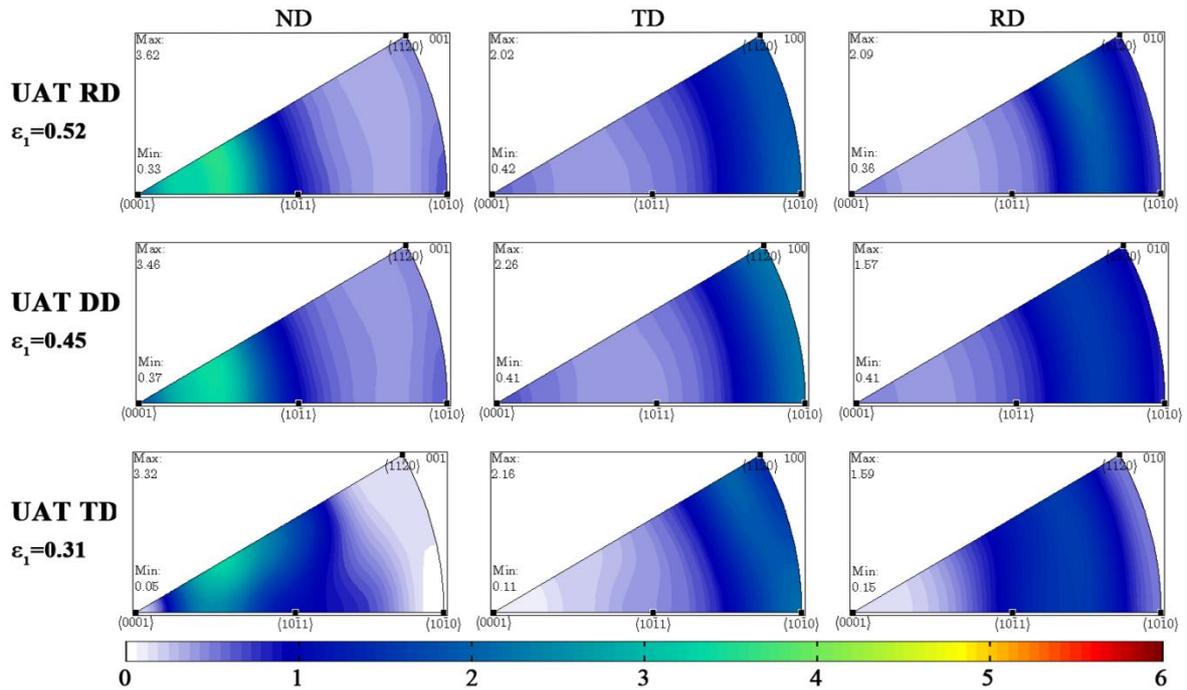


Figura 4.9: figuras de polo y perfil de intensidades de los polos basales en los ejes RD y TD de la chapa deformada mediante UAT

Las figuras de polos inversas de los ensayos de UAT se muestran en la Figura 4.10. Al igual que en la condición inicial, en las figuras correspondientes a ND se puede observar que hay gran concentración de polos inclinados levemente respecto de los basales coincidentes con esa dirección. Mientras las figuras correspondientes a UAT RD y DD presentan una banda de máxima intensidad, la de UAT TD tiene un pico aislado. Las figuras respecto de TD y RD se muestran muy similares entre los tres ensayos, con leves cambios en las intensidades.



**Figura 4.10: figuras de polos inversas de la chapa deformada mediante UAT**

Las secciones de ODF de las muestras deformadas por UAT según las tres direcciones de carga solicitadas se ilustran en la Figura 4.11. En concordancia con las figuras de polo, muestran que las texturas cristalográficas son menos intensas que en la condición inicial. Aunque la textura claramente evoluciona durante la deformación, los cambios son principalmente en términos de redistribución y dispersión alrededor de la principal componente de polos basales, es decir, ubicaciones de  $\sim 20\text{-}25^\circ$  respecto de ND. Las muestras correspondientes a UAT RD y DD muestran claramente la presencia de una fibra basal  $\{0002\}$ , pero estas orientaciones no son estables en la muestra de TD y se desplazan hacia valores mayores de  $\phi$ , es decir que aparece la llamada fibra  $\{hkil\}$ . Además, la distribución de orientaciones en torno al máximo se vuelve más dispersa en la dirección RD, con el resultado de que la fibra se ensancha hasta  $\phi = 60^\circ$ .

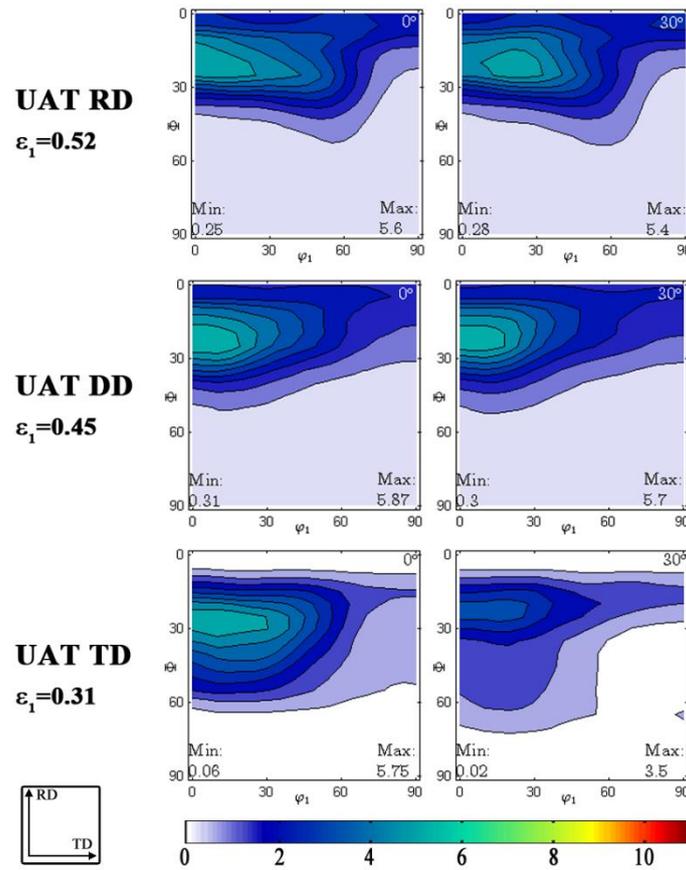
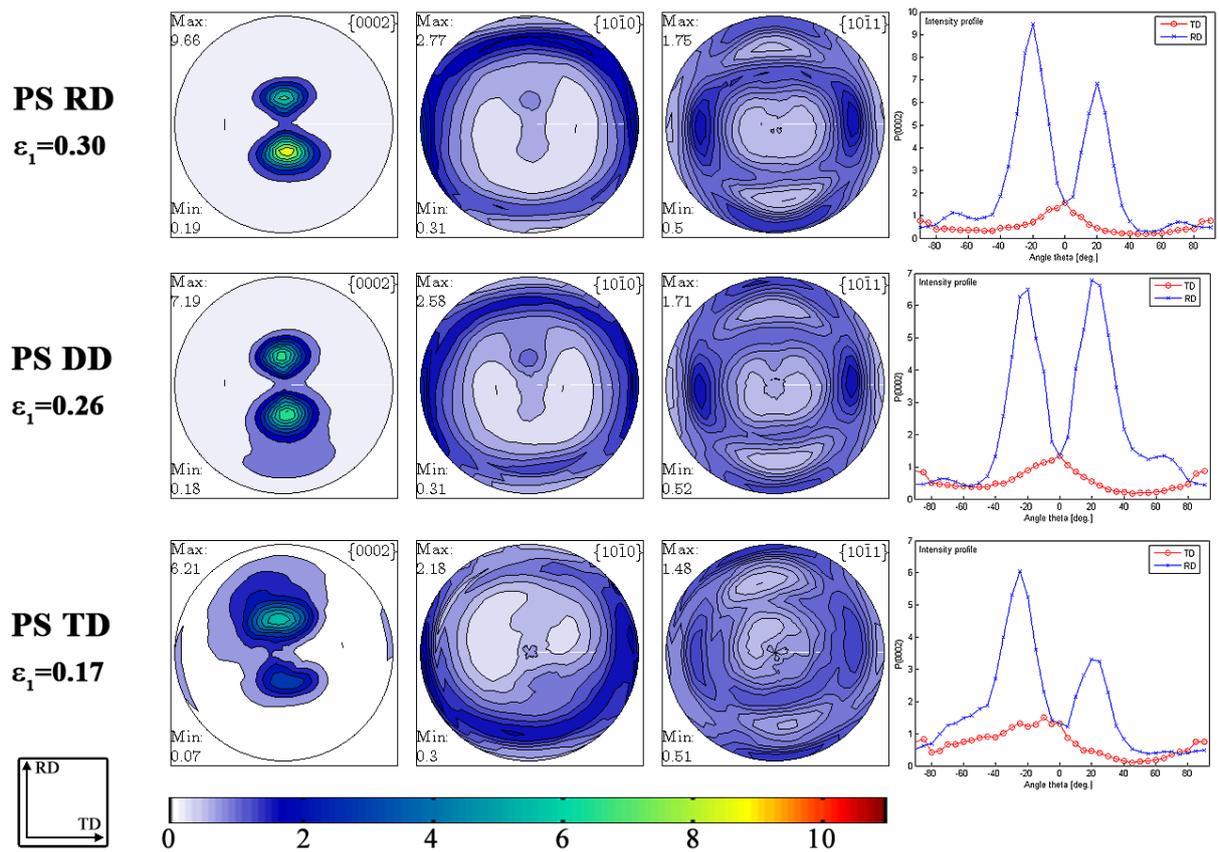


Figura 4.11: secciones de ODF para  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$  de las muestras deformadas mediante UAT

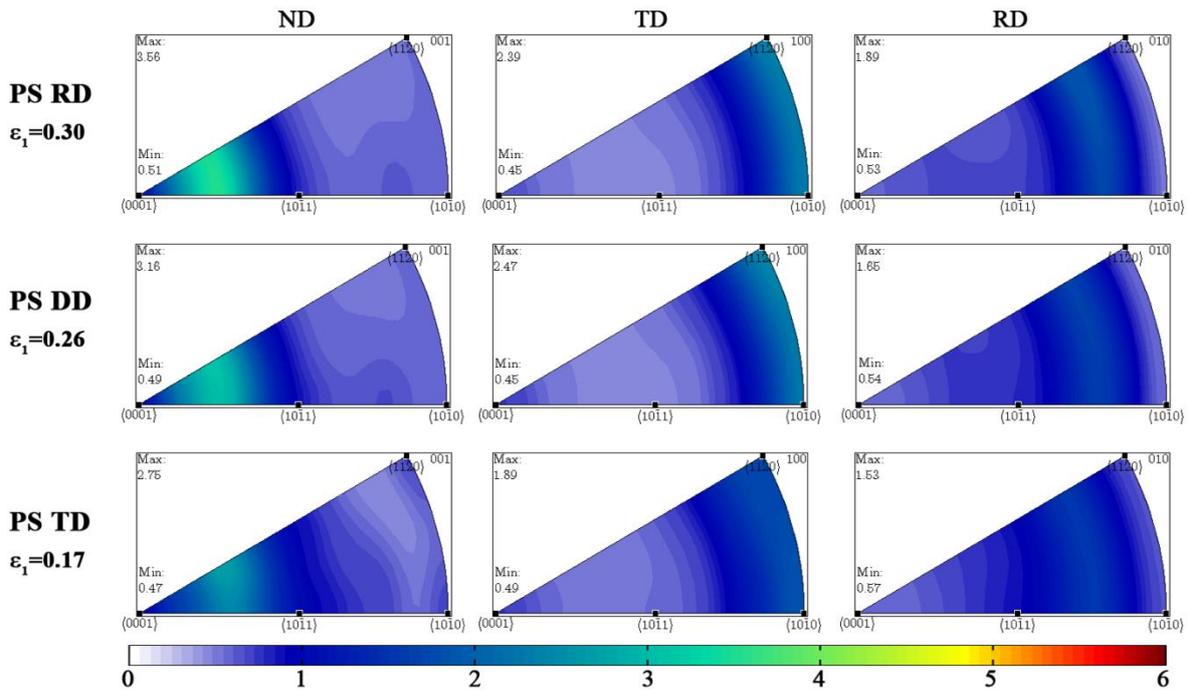
#### 4.3.2 Deformación plana

La Figura 4.12 muestra las figuras de polo y los perfiles de intensidad de los polos basales de las muestras ensayadas mediante PS. La intensidad de los polos basales en la muestra de RD disminuye levemente, pero manteniendo el ángulo respecto a ND, lo que produce una baja en los valores de  $f_{ND}$ . Por otro lado,  $f_{TD}$  crece proporcionalmente más que  $f_{RD}$ , lo que indica que los polos se encuentran más dispersos en la dirección TD que en el estado inicial. Las muestras deformadas según DD y TD se comportan de manera muy similar, con incrementos proporcionalmente mayores de  $f_{TD}$ .



**Figura 4.12: figuras de polo y perfil de intensidades de los polos basales en los ejes RD y TD de la chapa deformada mediante PS**

Las figuras de polos inversas correspondientes a los ensayos de PS se muestran en la Figura 4.13. Se puede ver que, al igual que en el caso de UAT, cuando la deformación principal coincide con RD o DD, los polos coincidentes con la dirección normal forman una banda de intensidad máxima, más intensa en el caso de RD, mientras que la muestra deformada según TD presenta una distribución más localizada en un pico.



**Figura 4.13: figuras de polo inversas de la chapa deformada mediante PS**

La Figura 4.14 muestra las secciones de ODF para los ángulos  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$  de las probetas sometidas a deformación plana. La componente de textura definida por  $\varphi_1 = 0^\circ$ ,  $\phi = 20^\circ$ ,  $\varphi_2 = 0^\circ$ , es decir cercana a  $\{\bar{1}2\bar{1}10\}\{10\bar{1}0\}$ , es relativamente estable y su intensidad crece con la deformación. Este efecto es más pronunciado para la muestra alineada con RD respecto de las restantes. En los ensayos de PS, el efecto de la orientación de la muestra sobre la evolución de la textura parece ser menor que en el caso de UAT. También se puede observar que la fibra basal  $\{0002\}$  presente en las tres direcciones no es suprimida, en contraste con lo que sucede en la muestra UAT TD.

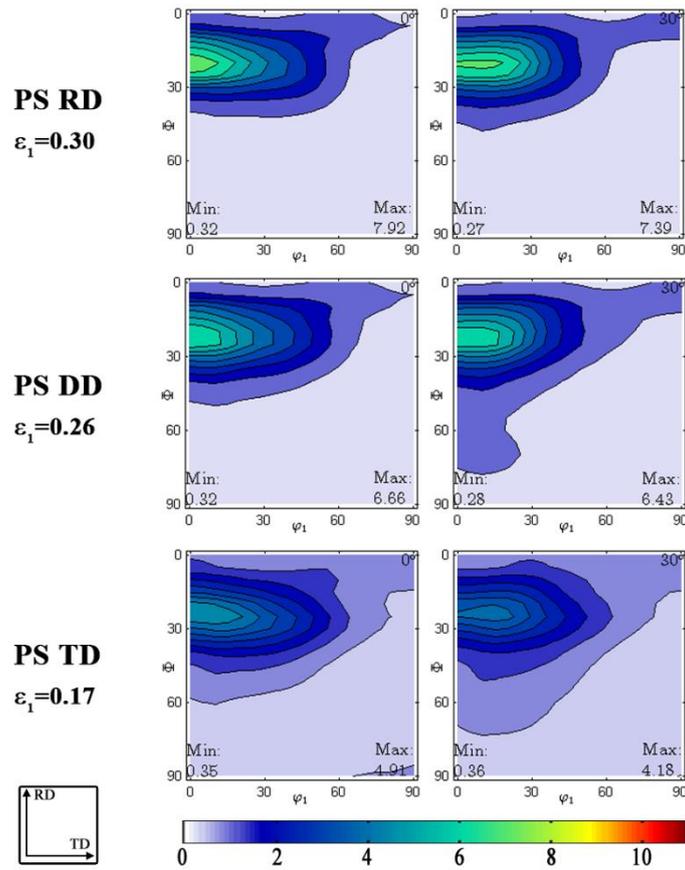


Figura 4.14: secciones de ODF para  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$  de las muestras deformadas mediante PS

### 4.3.3 Deformación equibiaxial

En el caso de las muestras sometidas a deformación EBA (Figuras 4.15 y 4.16) también se ve que decrece la concentración de polos basales, pero con el ángulo respecto de ND constante. Como resultado,  $f_{ND}$  disminuye y, de forma similar a UAT y PS,  $f_{TD}$  crece proporcionalmente más que  $f_{RD}$ .

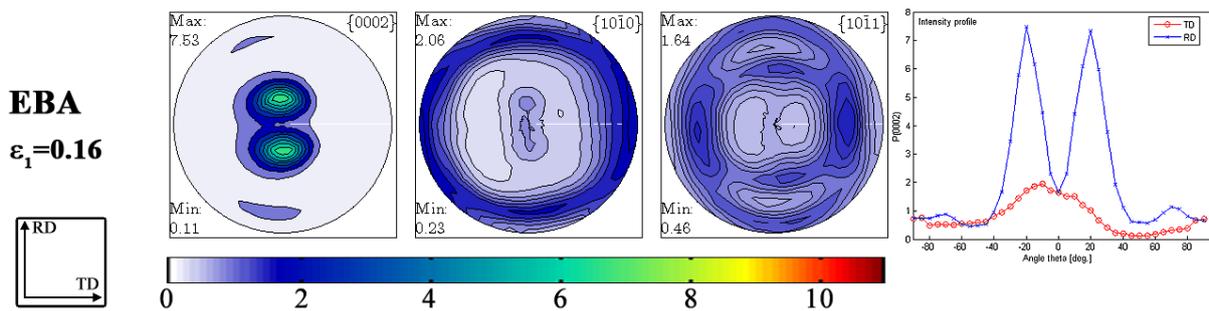


Figura 4.15: figuras de polo y perfil de intensidades de los polos basales en los ejes RD y TD de la chapa sometida a deformación EBA

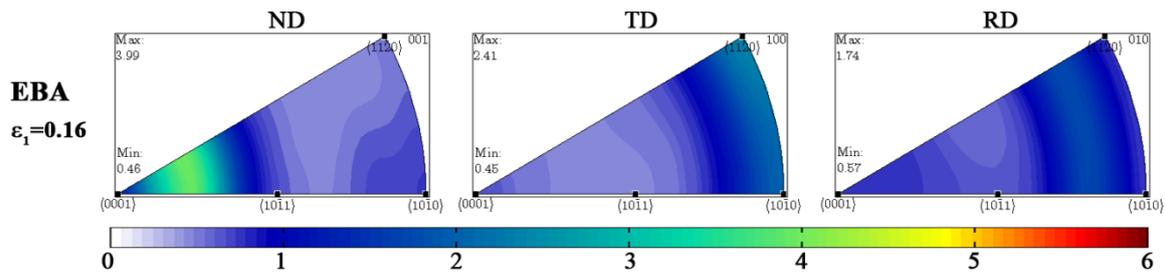


Figura 4.16: figuras de polos inversas de la chapa deformada mediante EBA

La ODF correspondiente a deformación EBA (Figura 4.17) es la que mayor similitud muestra entre las dos secciones, las cuales están caracterizadas por una alta densidad en torno a las posiciones definidas por  $\varphi_1 = 0^\circ$ ,  $\phi = 20^\circ$ ,  $\varphi_2 = 0^\circ$ , es decir,  $\{\bar{1}2\bar{1}10\}\{10\bar{1}0\}$  y  $\varphi_1 = 0^\circ$ ,  $\phi = 20^\circ$ ,  $\varphi_2 = 30^\circ$ , es decir  $\{01\bar{1}6\}\{2\bar{1}\bar{1}0\}$ .

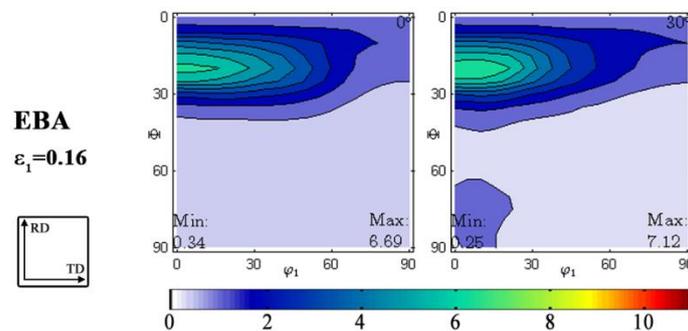


Figura 4.17: secciones de ODF para  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$  de las muestras sometidas a deformación EBA

Como se mencionó anteriormente, el desarrollo de una textura basal intensa en laminado en materiales como el zinc, y hexagonales en general, está relacionado a la reducida cantidad de sistemas de deslizamiento disponibles, aspecto que algunos autores han profundizado. Philippe et al. (1994) recurren a un modelo de Taylor para predecir la evolución de textura de una aleación de Zn-Cu-Ti producto de un proceso de laminado en frío. Sus resultados experimentales muestran la presencia esperable de cristales con el eje  $c$  en el plano RD-ND, rotadas  $20^\circ$  respecto de ND. Además reportan la presencia de cristales con el eje  $c$  paralelo a RD, cuya intensidad es disminuida si se somete al material a un proceso de recocido. Mediante simulaciones, obtienen una buena predicción de los resultados experimentales con una actividad mayoritaria del sistema basal, una actividad algo menor de los sistemas piramidal II y prismático, y muy baja de maclado. Diot et al. (1998) mostraron la existencia de un gradiente de textura en el espesor producto del laminado en frío de una chapa de Zn-Cu-Ti. Atribuyen esta variación a los efectos del corte y la fricción introducidos por el laminado en frío, y deduciendo que el efecto de la fricción es mayor que el del corte.

## 4.4 Predicción de la evolución de la textura mediante el modelo VPSC

La predicción de la evolución de textura mediante el modelo VPSC se lleva a cabo utilizando los parámetros obtenidos por calibración de las curvas de carga experimentales, tanto en RD, como en DD y TD. Para cada camino de deformación a estudiar, se imponen las condiciones de borde correspondientes a UAT, PS y EBA.

Del mismo modo que en la parte experimental, las texturas cristalográficas predichas se describen y analizan en términos de las figuras de polo  $\{0002\}$ ,  $\{10\bar{1}0\}$ , y  $\{10\bar{1}1\}$ ; figuras de polos inversas respecto de las direcciones ND, TD y RD; y las secciones de ODF para ángulos  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$  en el espacio de Euler. Las ODF se calcularon a partir del conjunto de 4000 orientaciones discretas obtenidas del modelo mediante el software MTEX, usando el parámetro estándar del software, es decir *halfwidth* =  $10^\circ$  y *resolution* =  $5^\circ$ . A partir de la ODF calculada se grafican las figuras polares directas e inversas.

### 4.4.1 Tracción uniaxial

Vale la pena aclarar que al tratarse en todos los casos en estudio de chapas delgadas, se asume siempre  $\sigma_{33} = 0$ . En el caso de UAT se imponen las condiciones de borde siguientes:

$$\mathbf{L} = 5 \times 10^{-4} \begin{bmatrix} 1 & 0 & L_{13}^* \\ & L_{22}^* & L_{23}^* \\ sim & & L_{33}^* \end{bmatrix}, \quad \boldsymbol{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11}^* & \sigma_{12}^* & 0 \\ & 0 & 0 \\ sim & & 0 \end{bmatrix},$$

donde el superíndice \* indica que la componente no es conocida y debe ser hallada como parte de la solución del problema. Además, como se mencionó previamente se impone  $\Delta E_{11} = L_{11} \Delta t = 5 \times 10^{-3}$  y una tolerancia de cálculo igual a  $1 \times 10^{-3}$  (ver apartado 3.2.1).

Las figuras polares directas e inversas resultantes de la simulación de UAT se presentan en las Figuras 4.18 y 4.19. En los casos de UAT RD y DD la evolución de textura predicha por el modelo es cualitativamente correcta, ya que las posiciones de los máximos y mínimos de los polos coinciden, aunque se ve que sobrestima las intensidades máximas experimentales. En el caso de UAT TD el acuerdo cualitativo es menor, aunque hay mayor coincidencia cuantitativa. Por un lado, la simulación predice una separación muy evidente y pronunciada en el máximo basal que en la figura de polo experimental parece observarse, pero muy levemente. Por otro lado, hay buen acuerdo cuantitativo, ya que las intensidades máximas en las tres figuras de polo son muy similares. Las ODFs presentadas en la Figura 4.20 confirman lo observado en las figuras de polo, ya que en los casos de UAT RD y DD, los resultados simulados muestran intensidades mayores que en los experimentales, pero son cualitativamente coincidentes. El análisis del caso UAT TD también lleva a similares conclusiones, ya que se observa que las posiciones de los máximos no están en  $\varphi_1 = 0^\circ$  como en la experimental, lo cual representa que los polos basales no están en el plano RD-ND.

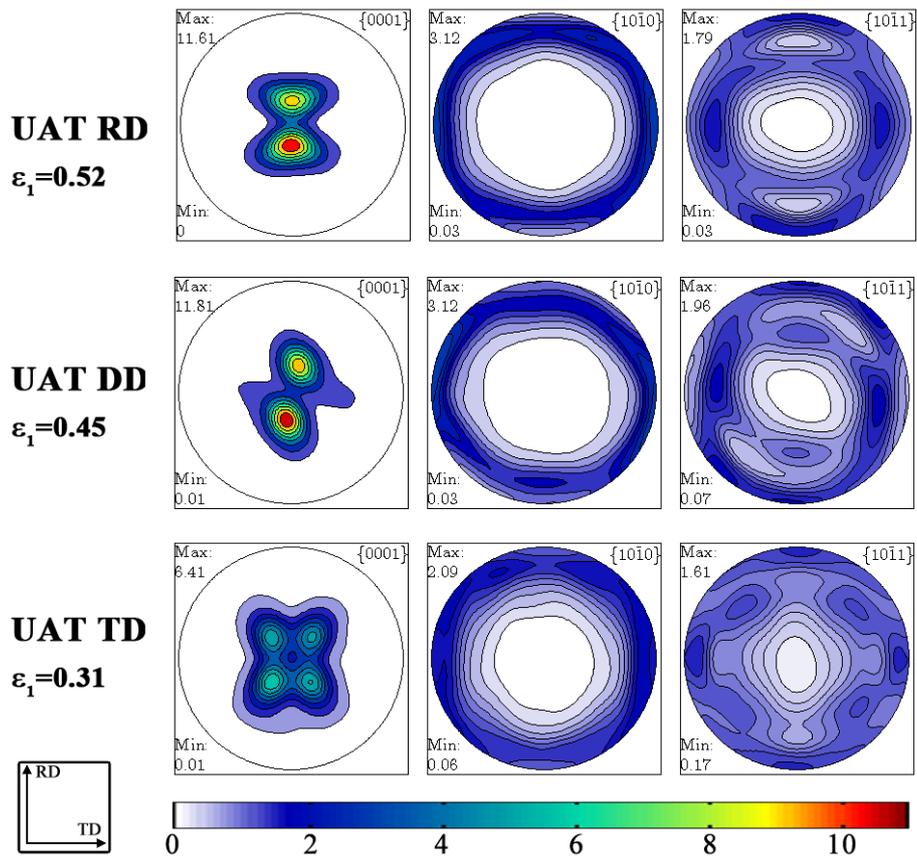


Figura 4.18: figuras de polo predichas de la chapa deformada mediante UAT

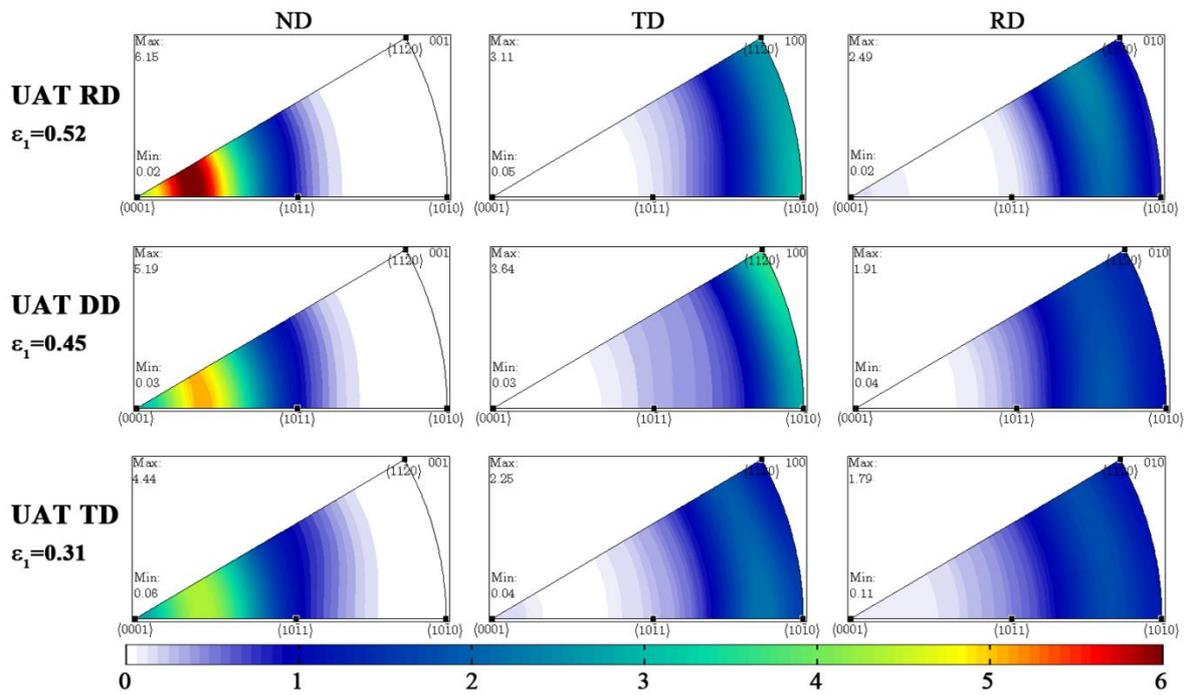


Figura 4.19: figuras de polos inversas predichas de la chapa deformada mediante UAT

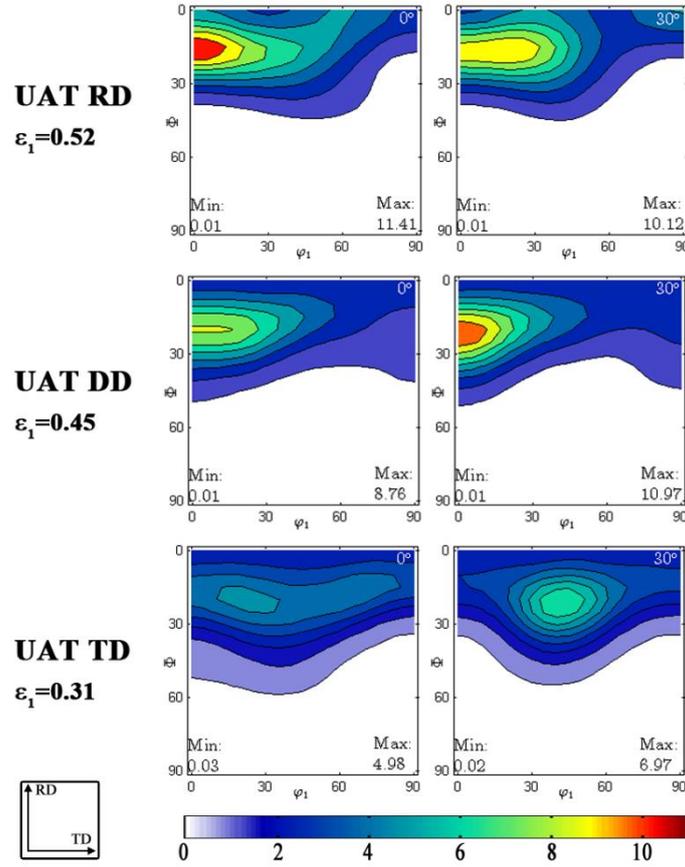


Figura 4.20: secciones de ODF simuladas para  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$  de las muestras deformadas mediante UAT

Siempre resulta interesante profundizar y realizar un análisis detallado de la evolución de las orientaciones cristalinas durante el proceso de deformación. En particular se ha elegido el caso UAT TD para realizar tal estudio. En la evolución de textura cristalográfica predicha por el modelo se nota una separación de los polos basales, la cual no coincide plenamente con el comportamiento observado experimentalmente. Con este fin, se realizó un análisis de estabilidad de orientaciones mediante el modelo VPSC para este caso en particular. Un análisis de este tipo permite, mediante el modelo, determinar si una orientación es estable, metaestable o inestable. Así, el cambio en la orientación de un determinado grano durante la deformación puede ser descrito por el correspondiente campo de velocidad de rotación  $\dot{g} = (\dot{\varphi}_1, \dot{\phi}, \dot{\varphi}_2)$  en el espacio de Euler. Las características del flujo de una orientación del espacio de Euler son las determinadas por  $\dot{g}$ , los gradientes  $(\partial\dot{\varphi}_1/\partial\varphi_1, \partial\dot{\phi}/\partial\phi, \partial\dot{\varphi}_2/\partial\varphi_2)$  y  $\text{div}\dot{g}$ , donde:

$$\text{div}\dot{g} = \frac{\partial\dot{\varphi}_1}{\partial\varphi_1} + \frac{\partial\dot{\phi}}{\partial\phi} + \frac{\partial\dot{\varphi}_2}{\partial\varphi_2}. \quad (4.6)$$

La condición  $\text{div}\dot{g} < 0$  y  $\text{div}\dot{g} > 0$  indica convergencia o divergencia, respectivamente. Una orientación puede permanecer estable sólo si la velocidad de rotación se hace cero y el campo de rotaciones en el Espacio de Euler es tal que converge a ese punto, es decir si los tres gradientes son

negativos. Por otro lado, una orientación se reporta metaestable si la velocidad de rotación no es nula pero  $\text{div}\dot{g}$  es negativa. Mientras una sola de las tres derivadas parciales sea positiva, la orientación ya está en el caso inestable, incluso si  $\dot{g} = 0$  y  $\text{div}\dot{g} < 0$ . Esto es debido a que la divergencia negativa de  $\dot{g}$  implica que, en un entorno cercano a  $g$  hay más orientaciones rotan hacia esa orientación que las que rotan desde ella hacia otras. Sin embargo, la divergencia negativa no puede asegurar que no haya ninguna orientación cercana a  $g$  que no converja a ella.

Para caracterizar el grado de persistencia de una orientación, se puede además examinar un segundo parámetro, el cual está relacionado a la estabilidad de la orientación, y que se denomina valor de persistencia,  $P$ , definido como:

$$P(\varphi_1, \phi, \varphi_2, D_{eq}) = \ln(\dot{E}_{eq}/\|\dot{\Omega}\|), \quad (4.7)$$

donde  $\dot{E}_{eq}$  es la velocidad de deformación equivalente de Von Mises. Valores altos de  $P$  corresponden a orientaciones que se mueven lentamente.

Se analizará en particular la orientación definida por  $\varphi_1 = 0^\circ$ ,  $\phi = 20^\circ$ ,  $\varphi_2 = 0^\circ$  que es una orientación característica y se corresponde con la fibra de textura observada en la ODF inicial. Los resultados numéricos del análisis de estabilidad de esta orientación, al inicio de la deformación, se presentan en la Tabla 4.3.

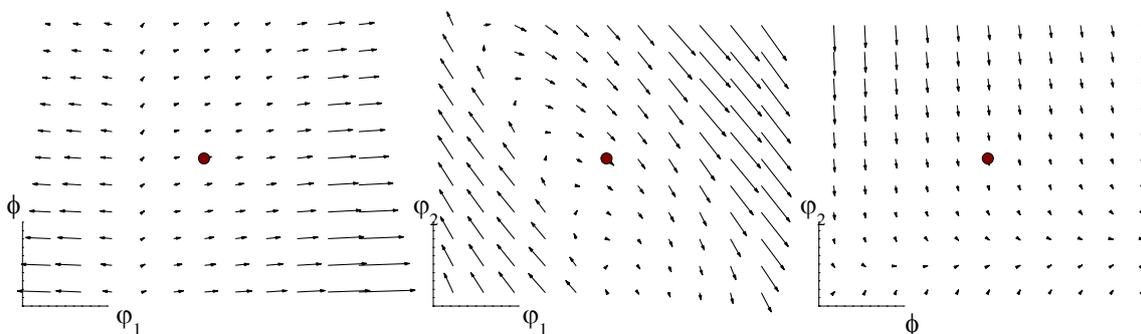
$\varphi_1$	$\phi$	$\varphi_2$	$\partial\varphi_1/\partial\varphi_1$	$\partial\phi/\partial\phi$	$\partial\varphi_2/\partial\varphi_2$	$\text{div}\dot{g}$	$P$
0.22	0.05	-0.21	0.66	0.06	-1.63	-0.91	2.49

**Tabla 4.3: resultados numéricos de la estabilidad de la orientación  $\varphi_1 = 0^\circ$ ,  $\phi = 20^\circ$ ,  $\varphi_2 = 0^\circ$  al inicio de la deformación según UAT TD**

El gradiente negativo de  $\partial\varphi_2/\partial\varphi_2$  implica que, en las cercanías de la orientación ideal, más orientaciones rotan hacia ella que aquellas que se alejan. Por otro lado, el gradiente  $\partial\varphi_1/\partial\varphi_1$  es positivo y pequeño respecto de  $\partial\varphi_2/\partial\varphi_2$ , y la velocidad de rotación es positiva y no despreciable. Esto implica que una rotación menor ocurre alrededor de  $\varphi_2$ . La rotación según  $\phi$  es despreciable. Dado que las velocidades de rotación no son nulas y la divergencia es negativa, esta orientación es metaestable en la condición de deformación UAT según TD.

Para visualizar cómo las orientaciones en la vecindad de la orientación analizada evolucionan, es común graficar secciones del campo de rotaciones:  $\phi - \varphi_1$ ,  $\varphi_2 - \phi$ ,  $\varphi_2 - \varphi_1$ . En cada sección se grafica un rango de  $10^\circ \times 10^\circ$  alrededor de la orientación seleccionada, en una grilla regular espaciada cada  $2^\circ$ . La dirección de la flecha especifica la dirección del cambio en la orientación, mientras que el largo indica la magnitud de ese cambio. La ausencia de flechas corresponde a un valor despreciable de la velocidad de rotación. La Figura 4.21 muestra los campos de rotaciones correspondientes al caso UAT

TD. Ellos muestran poca variación respecto de  $\phi$ , lo cual implica que se mantiene el ángulo respecto de ND. Además se observa que las flechas se alejan respecto de  $\varphi_1$ , indicando que la orientación no es estable respecto de ese ángulo. Respecto de  $\varphi_2$  se puede ver que las flechas apuntan hacia el punto central, por lo que las orientaciones tienden a conservar ese ángulo.



**Figura 4.21: campo de orientaciones para la orientación  $\varphi_1 = 0^\circ$ ,  $\phi = 20^\circ$ ,  $\varphi_2 = 0^\circ$  al inicio de la deformación UAT en la dirección TD**

#### 4.4.2 Deformación plana

Para PS, las condiciones de borde impuestas son:

$$\mathbf{L} = 5 \times 10^{-4} \begin{bmatrix} 1 & 0 & L_{13}^* \\ & 0 & L_{23}^* \\ sim & & L_{33}^* \end{bmatrix}, \quad \boldsymbol{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11}^* & \sigma_{12}^* & 0 \\ & \sigma_{22}^* & 0 \\ sim & & 0 \end{bmatrix},$$

donde el superíndice \* indica que la componente no es conocida y debe ser hallada como parte de la solución del problema. Al igual que en el caso anterior, se impone  $\Delta E_{11} = L_{11} \Delta t = 5 \times 10^{-3}$  y la tolerancia de cálculo igual a  $1 \times 10^{-3}$ .

Las figuras de polo directas de las simulaciones (Figura 4.22) predicen acertadamente los resultados experimentales, tanto en el aspecto cualitativo como el cuantitativo. En las tres orientaciones de las muestras estudiadas, las intensidades máximas de las tres figuras de polo analizadas tienen un buen acuerdo, excepto en la figura basal de la muestra PS DD. En esta última la máxima intensidad predicha por el modelo es 47% mayor que la experimental. En todas las otras figuras, las intensidades predichas son siempre mayores, con una sobre estimación máxima de 11%. Cualitativamente se observa que las figuras presentan un acuerdo correcto, especialmente en los casos PS RD y DD. En el caso de PS TD, se observa en la simulación una tendencia a la separación del máximo basal en dos, aunque sin completarse totalmente. Experimentalmente, lo que se ve es más bien un ensanchamiento del máximo en el sentido de TD, pero no la formación de dos picos. Las figuras de polos inversas teóricas (Figura 4.23) se muestran en general coincidentes cualitativamente, aunque siempre con intensidades mayores que las medidas. La comparación de las ODFs predichas (Figura 4.24) con las experimentales muestran nuevamente un buen acuerdo cualitativo, con los valores predichos sobrestimando los experimentales.

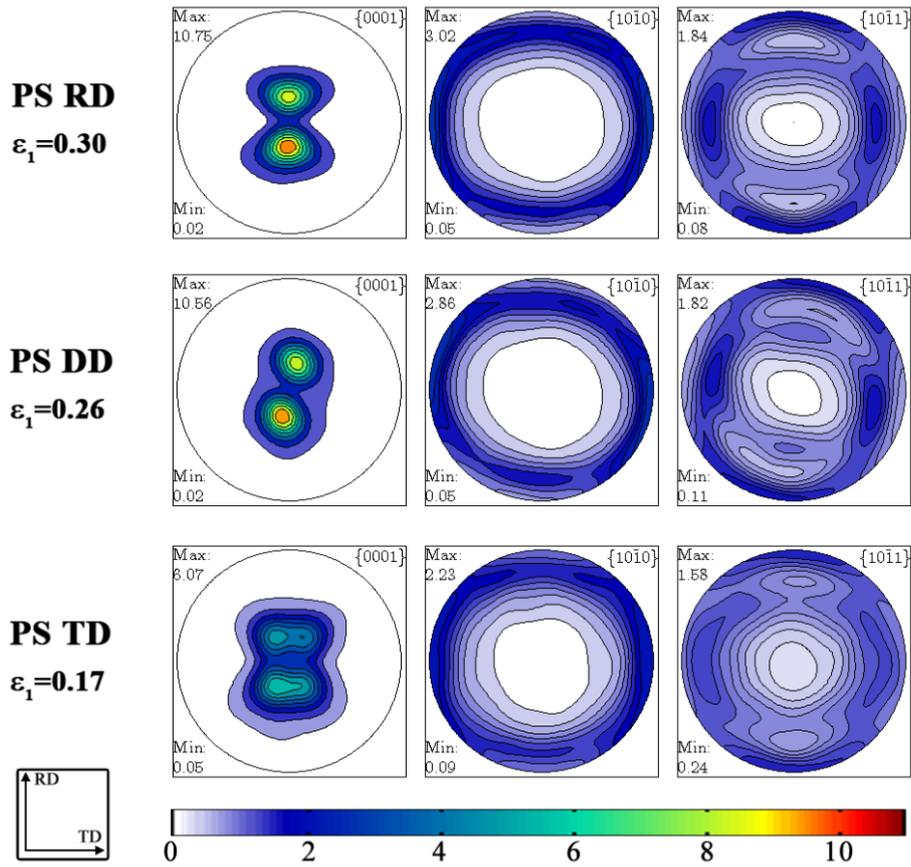


Figura 4.22: figuras de polo simuladas de la chapa deformada mediante PS

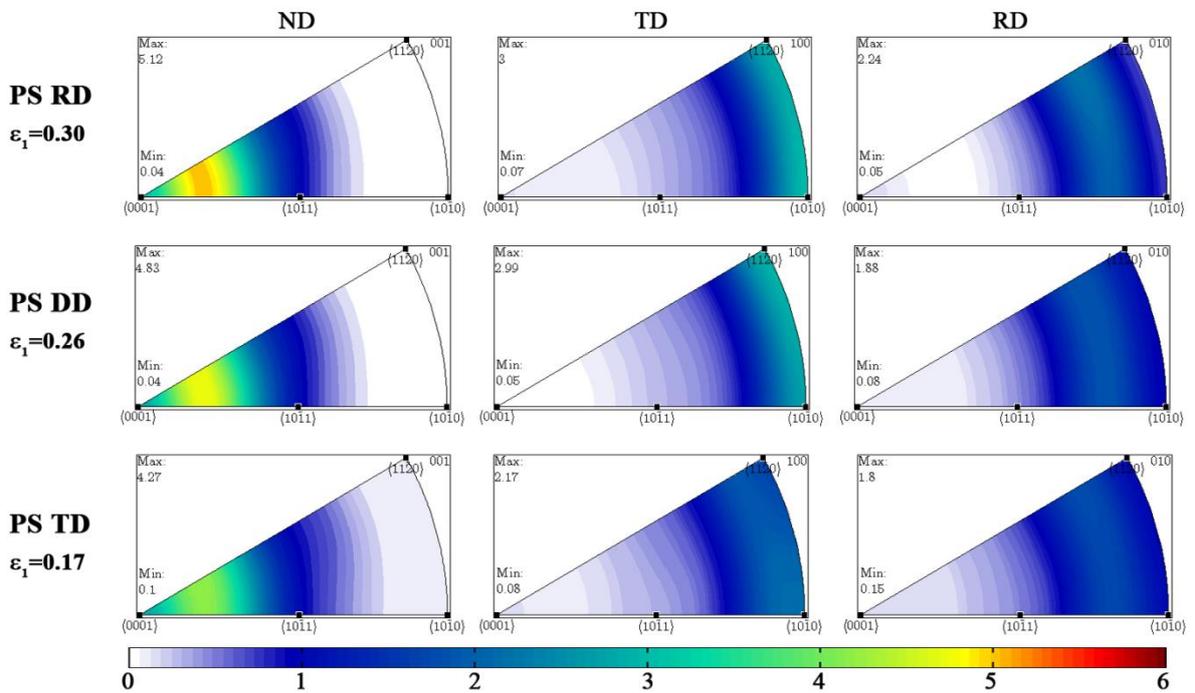


Figura 4.23: figuras de polos inversas simuladas de la chapa deformada mediante PS

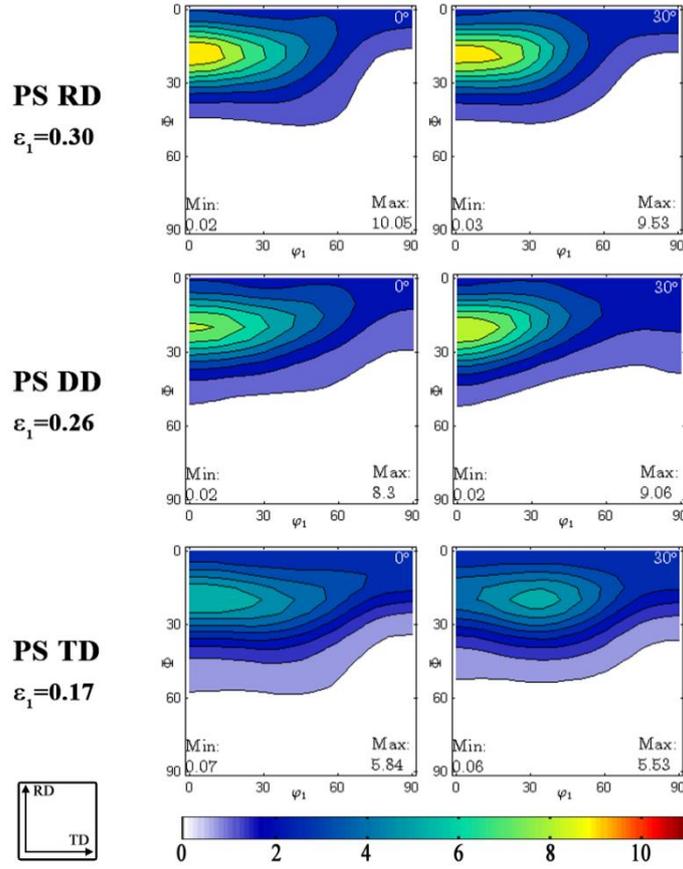


Figura 4.24: secciones de ODF simuladas para  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$  de las muestras deformadas mediante PS

#### 4.4.3 Deformación equibiaxial

Para deformación EBA, las condiciones de borde impuestas son:

$$\mathbf{L} = 5 \times 10^{-4} \begin{bmatrix} 1 & 0 & L_{13}^* \\ & 1 & L_{23}^* \\ sim & & L_{33}^* \end{bmatrix}, \quad \boldsymbol{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11}^* & \sigma_{12}^* & 0 \\ & \sigma_{22}^* & 0 \\ sim & & 0 \end{bmatrix},$$

donde el superíndice \* indica que la componente no es conocida y debe ser hallada como parte de la solución del problema. Se impuso nuevamente una tolerancia de cálculo igual a  $1 \times 10^{-3}$  y  $\Delta E_{11} = L_{11} \Delta t = 5 \times 10^{-3}$ .

Este caso exhibe buena coincidencia entre los resultados de las simulaciones y los experimentales. Las figuras polares directas e inversas simuladas (Figuras 4.25 y 4.26) son similares en aspecto y forma a las experimentales, y predice intensidades algo mayores, especialmente de los polos basales. Las mismas conclusiones son válidas para las ODF ya que la simulada (Figura 4.27) tiene las fibras de máxima intensidad en la misma ubicación, y las intensidades son algo mayores que las experimentales.

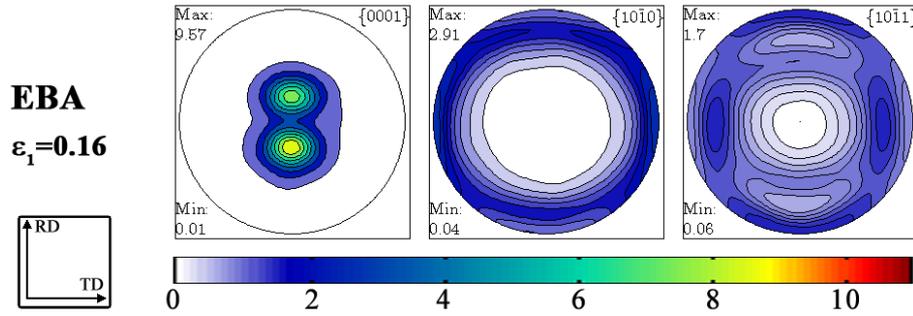


Figura 4.25: figuras de polo simuladas de la chapa sometida a deformación EBA

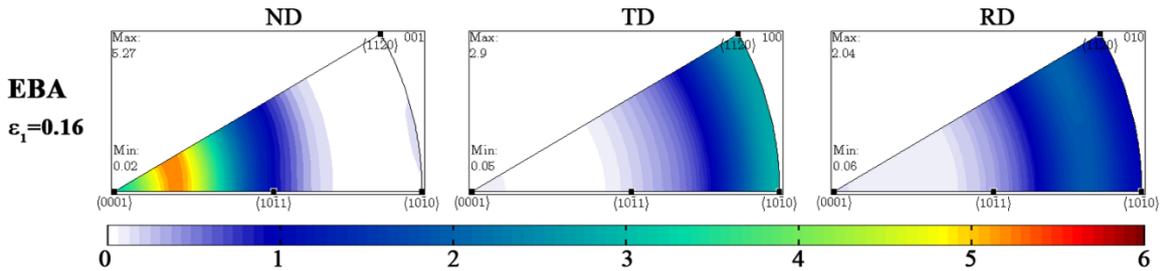


Figura 4.26: figuras de polos inversas simuladas de la chapa sometida a deformación EBA

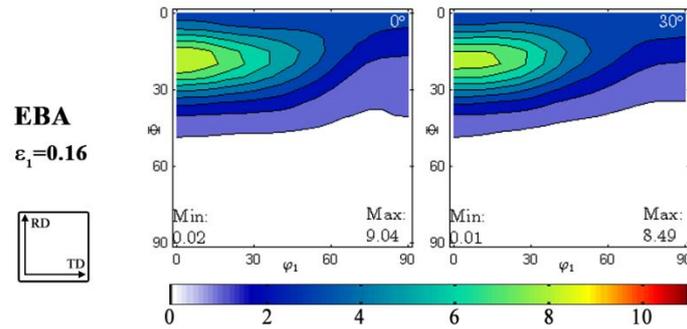


Figura 4.27: secciones de ODF simuladas para  $\varphi_2 = 0^\circ$  y  $\varphi_2 = 30^\circ$  de las muestras sometidas a deformación EBA

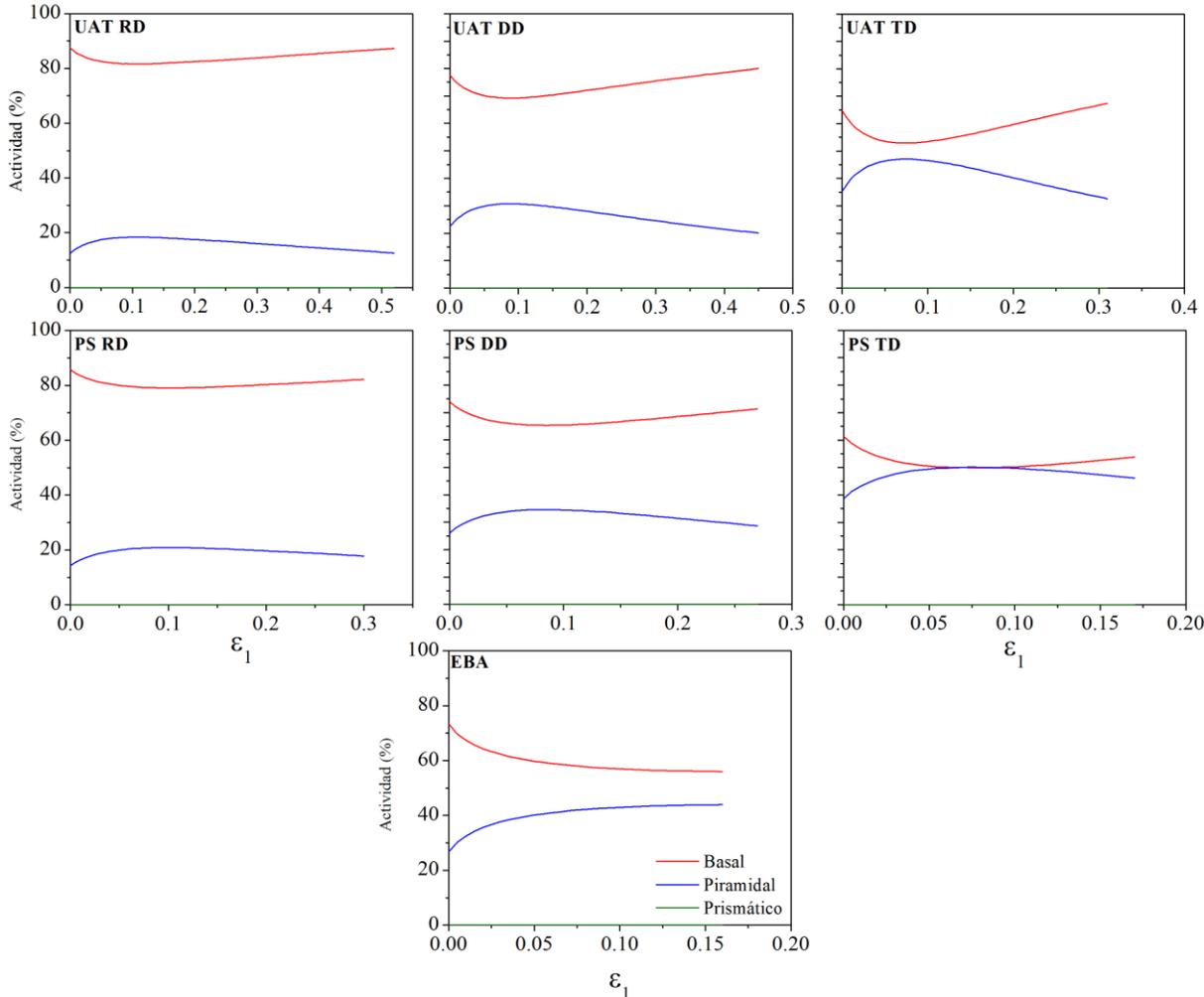
#### 4.4.4 Actividad de los modos de deslizamiento

La actividad relativa (*relative activity*, RA) de un modo de deslizamiento ( $s'$ ) en el modelo VPSC se define como:

$$RA^{s'} = \frac{\sum_n f^n \sum_{s'} \Delta\gamma^{n,s'}}{\sum_n f^n \sum_s \Delta\gamma^{n,s}}, \quad (4.8)$$

donde  $f^n$  es la fracción en volumen del grano  $n$ ,  $\Delta\gamma^{n,s'}$  es el incremento en la deformación por corte contribuida por el sistema  $s'$  en el grano  $n$ ,  $s'$  denota cada modo de deslizamiento que contribuye a la deformación por corte, mientras que  $s$  denota la totalidad de los modos de deslizamiento (un modo de deslizamiento agrupa los sistemas de deslizamiento formados por planos y direcciones correspondientes a una dada familia de planos y direcciones, respectivamente).

La Figura 4.28 presenta la evolución en la actividad de los distintos modos de deslizamiento considerados potencialmente activos para la modelización mediante el código VPSC. La primera característica a notar es que la actividad prismática es nula en todos los casos, lo cual es producto de una tensión de activación mucho más elevada que la de los sistemas restantes, en contraposición a lo observado en los trabajos de Philippe et al. (1994) quienes utilizan relaciones de CRSS similares pero al utilizar un modelo tipo Taylor, la tensión es elevada de forma artificial de forma de activar estos modos (incluyendo el piramidal) en porcentajes no realistas. Además se observa que siempre el modo basal predomina sobre el piramidal. Ese predominio se hace menor a medida que se pasa de muestras orientadas según RD a las orientadas según TD, para los casos de UAT y PS. En estas dos condiciones de deformación se puede ver que la actividad basal empieza en un punto máximo, luego decrece hasta un mínimo y finalmente vuelve a aumentar en forma continua hasta el final de la deformación. El modo piramidal II se comporta de manera complementaria, como es lógico. La muestra deformada según EBA muestra algún comportamiento diferente, en cuanto a que la actividad basal decrece en forma continua, sin ningún mínimo local como en los otros casos.



**Figura 4.28: actividades de cada modo de deslizamiento predichas por el modelo VPSC para las distintas sollicitaciones analizadas**

## 4.5 Conclusiones

En este capítulo se describió el comportamiento mecánico de la aleación de zinc Zn20 utilizada, siendo el foco la respuesta anisótropa del zinc laminado. La evaluación experimental se complementó con la realización de simulaciones empleando el modelo de plasticidad cristalina VPSC. Se evaluó la factibilidad de predecir el comportamiento mecánico en policristales de zinc, y en particular utilizando una linealización tangente del modelo constitutivo. Además, se mostró la evolución de la textura cristalográfica del material producto de tres caminos de deformación independientes y característicos de procesos de conformado, como son: tracción uniaxial, deformación plana y deformación equibiaxial.

Se mostró que la anisotropía condiciona ampliamente las propiedades mecánicas. La dirección de sollicitación afecta la tensión necesaria para deformar el material, así como también la deformación final que el material es capaz de sostener sin la aparición de falla. Los valores observados de los coeficientes de Lankford del material varían con la orientación y son siempre menores a uno. El conjunto de estos comportamientos son un indicador claro de la necesidad de incluir la anisotropía en el análisis y modelado de la respuesta mecánica del zinc, en particular en productos planos. En este sentido, el empleo del modelo VPSC mostró un buen acuerdo en cuanto a las curvas de carga uniaxial, aunque en menor medida en lo que respecta a los coeficientes de anisotropía y la curva de carga biaxial. Si bien en estos dos últimos casos hay diferencias en los valores, el análisis cualitativo de los resultados predichos permite destacar que la anisotropía es evaluada correctamente. En el primer caso, podría estar relacionado con el tipo de interacción elegido (VPSC tangente), mientras que en el caso de la sollicitación equibiaxial, se agregaría el hecho de que la asunción simple de un endurecimiento isotrópico (Apartado 3.2.2) como modelo de endurecimiento del material puede ser demasiado simple en el presente caso, requiriéndose un modelo de endurecimiento basado en teoría de densidad de dislocaciones, a los efectos de lograr una mejor descripción de la evolución de la microestructura desarrollada.

En lo relativo a la evolución de la textura cristalográfica, las figuras polares directas e inversas, y las secciones de ODF recalculadas a partir de las figuras de polo experimentales en las muestras deformadas se presentan cualitativamente similares a las del material de partida, sin la aparición de nuevos máximos en ubicaciones diferentes. En el estado deformado se observa una disminución de las intensidades máximas de las distribuciones de orientaciones mostradas por las figuras polares y las ODF, indicando posiblemente la ocurrencia de algún proceso a nivel microestructural tal como recristalización, posiblemente de tipo dinámica. La aplicación del modelo VPSC para predecir la evolución de textura en los procesos de deformación estudiados experimentalmente muestra que éste es correcto para predecir los aspectos cualitativos de la evolución de la textura. Sin embargo, el modelo presenta en todos los casos intensidades mayores que las reales, hecho que es observado en la mayoría de los modelos de simulación de textura.

## 4.6 Referencias

- Altan, T., Palaniswamy, H., 2007. *Process simulation and optimization in metal forming—selected examples and challenges*. Steel Research International 78, pp. 733-739.
- Delannay, L., Logé, R., Signorelli, J. W., Chastel., Y., 2004. *Prediction of the planar anisotropy of Springback after bending of a textured zinc sheet*. The 8th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes NUMIFORM 2004 712, pp. 1058-1063.
- Diot, M., Fundenberger, J. J., Philippe, M. J., Wégria, J., Esling, C., 1998. *Texture gradient in rolled zinc sheets*. Scripta Materialia 39 (11), pp. 1623-1630.
- Fundenberger, J. J., Philippe, M. J., Wagner F., Esling, C., 1997. *Modelling and prediction of mechanical properties for materials with hexagonal symmetry (Zinc, Titanium and Zirconium alloys)*. Acta Metallurgica et Materialia 45 (10), pp. 4041-4055.
- Gutscher, G., Altan, T., 2004. *Flow stress determination using viscous pressure bulge (VPB) test*. Journal of Materials Processing Technology 146 (1), pp. 116–123.
- Hill, R., 1990. *Constitutive modeling of orthotropic plasticity in sheet metals*. Journal of Mechanical Physics of Solids 38 (3), pp. 405–417.
- 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 (6), pp. 851-855.
- Koç, M., Billur, E., Necati Cora, Ö., 2011. *An experimental study on the comparative assessment of hydraulic bulge test analysis methods*. Materials & Design 32 (1), pp. 272-281.
- Kurukuri, S., Worswick, M. J., Ghaffari Tari, D., Mishra, R. K., Carter, J. T., 2014. *Rate sensitivity and tension–compression asymmetry in AZ31B magnesium alloy sheet*. Philosophical Transactions of the Royal Society A 372:20130216.
- Lankford, W.T., Snyder, S.C., Bausher, J.A., 1950. *New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets*. Transactions of the American Society of Metals 42, pp. 1197–1205.
- 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 (3), pp. 429-436.
- 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 (1), pp. 239-250.

- Ranta-Eskola, A.J., 1979. *Use of the hydraulic bulge test in biaxial tensile testing*. International Journal of Mechanical Sciences 21 (8), pp. 457-465.
- Slota J., Spišák E., 2008. *Determination of flow stress by the hydraulic bulge test*. Metabk 47 (1), pp. 13-17.
- 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, pp. 3791-3801.
- Tomé, C. N., Pochettino, A., Penelle, R., 1988. Proc. Eighth Int. Conf. on Texture of Materials (ICOTOM-8) (edited by J. S. Kallend and G. Gottstein), p. 985. TMS, Warrendale, Pa.
- Tomé, C.N., Lebensohn, R.A., 2012. *Manual for Code Visco-Plastic Self-Consistent (VPSC)*. [http://public.lanl.gov/lebenso/VPSC7c\\_manual.pdf](http://public.lanl.gov/lebenso/VPSC7c_manual.pdf).
- Vincent, G., Zhang, F., Fundenberger, J.J., Esling, C., 2005. *Experimental and simulation textures in an asymmetrically skin-passed zinc galvanized sheet*. Scripta Materialia 53, pp. 775-779.
- Wagoner, R. H., 1981. *A Technique for Measuring Strain-Rate Sensitivity*. Metallurgical Transactions A 12 (1), pp. 71-75.



# Modelización de la curva límite de conformado

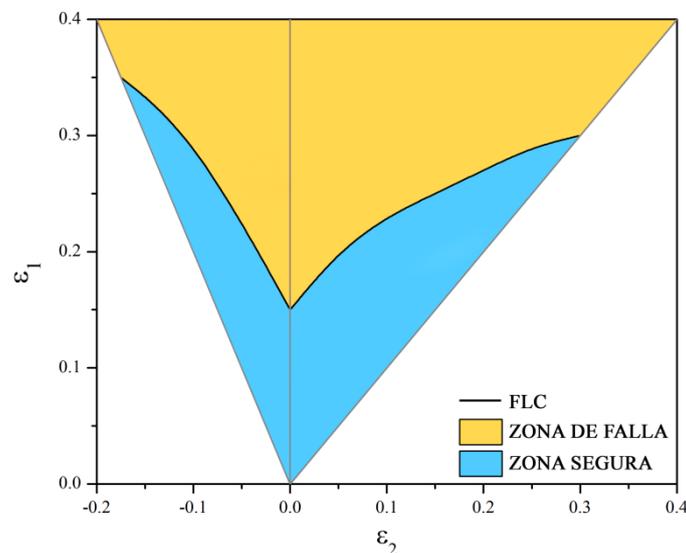
### 5.1 Diagrama límite de conformado

La formabilidad refiere a la capacidad de un material de soportar la deformación plástica necesaria para darle una forma determinada, sin la aparición de defectos. Los defectos pueden ser causados por las herramientas, por las condiciones de fricción, por las propiedades mecánicas y metalúrgicas del material, como así también por restricciones geométricas. En particular, al considerar el conformado de chapas, es común diferenciar los tipos de defectos que se pueden producir según sea un proceso de embutido profundo o de estirado. En el caso de estirado, los defectos más usuales son: la estricción localizada, el agrietado, ondulaciones o un nivel de rugosidad inaceptable, todos factores que establecen, en sentido amplio, un límite a la deformación por estirado.

En un principio, los valores máximos de las deformaciones principales se pudieron determinar midiendo la distorsión de círculos impresos sobre la chapa que deforma. Los círculos se convierten en elipses, con lo cual las variaciones de los ejes permiten evaluar las deformaciones principales. Keeler y Backofen (1963) usaron este método para determinar las deformaciones principales al momento de la fractura de chapas sometidas a estirado biaxial, y graficaron las deformaciones mayores en función de las menores. Posteriormente, Goodwin (1968) utilizó la misma metodología para determinar las deformaciones máximas cuando se tiene una deformación principal positiva y otra negativa sobre el plano de la chapa. Los puntos límite fueron determinados para distintos materiales tanto en ensayos de laboratorio como en procesos industriales, con una buena correlación entre los resultados. Los diagramas de Keeler y Backofen (lado derecho) y Goodwin (lado izquierdo) son actualmente llamados en conjunto el diagrama límite de conformado (*Forming Limit Diagram, FLD*).

El diagrama límite de conformado es un gráfico en el espacio de las deformaciones principales en el plano de la chapa y es una herramienta esencial para predecir la ocurrencia de estricción en

operaciones de conformado. La deformación principal mayor se representa comúnmente en el eje vertical, y la deformación menor en el eje horizontal. La unión de los puntos de las deformaciones límite que aparecen en el diagrama forman la curva límite de conformado (*Forming Limit Curve*, FLC). La FLC divide el diagrama entre las zonas de falla (arriba de la FLC) y la segura (debajo de la FLC). La intersección de la FLC con el eje vertical ( $\varepsilon_2 = 0$ ), el cual representa el estado de deformación plana (*plane strain*, PS), es un punto de referencia del diagrama y se lo llama  $FLD_0$ . Este último, en la generalidad de los materiales, se corresponde con el valor mínimo de deformación límite. La Figura 5.1 muestra un diagrama límite de conformado hallado muy comúnmente, y la curva límite se comporta ascendente hacia ambos lados. Sobre la figura también se pueden observar tres líneas rectas en color gris que representan tres caminos de deformación típicos (definidos por su valor de  $\rho = \varepsilon_2/\varepsilon_1$ ): la línea inclinada de la izquierda es la de tracción uniaxial (*uniaxial tension*, UAT), que generalmente implica que  $\rho = -0.5$ ; la línea central vertical es la de PS, sobre la cual  $\rho = 0$ ; y la línea inclinada en el lado derecho es la de deformación equibiaxial (EBA), sobre la cual  $\rho = 1$ . Es común hacer la diferenciación del diagrama entre lado izquierdo y derecho, según se esté a un lado u otro de la línea de PS. Cabe aclarar que la pendiente de la recta correspondiente a UAT es modificada por la anisotropía del material. Así, el valor mencionado de  $\rho = -0.5$  se corresponde al de un material isótropo. En el caso general, puede expresarse como  $\rho_{UAT} = -r_\theta/(r_\theta + 1)$ .



**Figura 5.1:** ejemplo de FLD típico, donde  $\varepsilon_1$  y  $\varepsilon_2$  son la deformación principal mayor y menor, respectivamente

## 5.2 Modelización de la estricción localizada

Para predecir la ocurrencia de estricción difusa o localizada en procesos de conformado de chapas, el modelado constitutivo del comportamiento del material debe ser acoplado con un criterio de inestabilidad plástica, de los que se han propuesto varios. Existe una cantidad muy grande de variantes y derivaciones de esos criterios, con lo cual se hace complejo examinar exhaustivamente todos los

existentes. En principio, los criterios pueden dividirse en dos grandes grupos: los homogéneos y los inhomogéneos. Los primeros toman como punto de partida la consideración de que la porción de material que compone la chapa es inicialmente homogénea. A su vez, dentro de esta categoría, encontramos los de fuerza máxima, bifurcación y perturbación lineal. Los inhomogéneos, por otro lado, parten de asumir que el material posee inicialmente alguna perturbación local que lo predispone a fallar en ese lugar.

Respecto a los de fuerza máxima, fue Considère (1885) el primero en estudiar el problema de la inestabilidad plástica en tracción uniaxial. Cuando se trata de materiales dúctiles, se distinguen dos zonas en la región de deformación plástica de la curva tensión-deformación. En la primera, la influencia del endurecimiento por deformación en la fuerza de tracción es más importante que la disminución de la sección resistente. Esta zona es de deformación plástica estable, ya que se necesita un incremento en la fuerza de tracción para propiciar un aumento de deformación de la muestra. A partir de cierto punto, el endurecimiento del material no es suficiente para compensar la disminución de la fuerza de tracción debido a la reducción de la sección. Esta zona es la de deformación plástica inestable, caracterizada por la disminución de la fuerza, aun cuando la tensión continúa subiendo. De este modo, el comienzo de la estricción corresponde al punto de máxima fuerza de tracción. Luego, Swift (1952) extendió el criterio de Considère a estados biaxiales planos, al analizar un elemento de la chapa sometido a tracción en dos direcciones perpendiculares, y aplicando el criterio de Considère a cada dirección. Estos criterios fueron conocidos en su forma original por predecir la aparición de la estricción difusa. En el mismo sentido, Hill (1952) propuso una alternativa que establece que en tracción uniaxial la estricción localizada ocurre en la dirección de extensión nula. Posteriormente, Hora y Tong (1994) encontraron que se produce un endurecimiento adicional luego de la estricción difusa, causado por un cambio gradual del camino de deformación a deformación plana, que es el estado de deformación en el cual se produce la estricción localizada. El cambio de estado de deformación provoca en consecuencia un cambio en el estado de tensión, del cual se deriva el endurecimiento adicional. Este método se denomina Criterio de Fuerza Máxima Modificado (*Modified Maximum Force Criterion*, MMFC). Posteriormente, varios autores introdujeron mejoras al método original, de los cuales se mencionan algunos sin ser exhaustivo. Krauer et al. (2007) consideraron los efectos de transformaciones inducidas por temperatura o deformación. Hora y Tong (2008) presentaron el criterio eMMFC (*enhanced MMFC*) que permite tener en cuenta la curvatura y espesor del material. Banabic y Soare (2009) atendieron el problema de la inestabilidad del método cuando la superficie de fluencia del material tiene líneas rectas. Paraianu et al. (2010) introdujeron dos constantes del material que mejoraron los resultados sobre un acero DC01.

Las teorías de bifurcación tienen bases teóricas fuertes, ya que investigan la posibilidad de bifurcación o inestabilidad en la descripción constitutiva misma, sin introducir parámetros definidos por el usuario. Drucker (1956) y Hill (1958) desarrollaron condiciones generales de bifurcación, basadas en la pérdida de unicidad de la solución del problema de las condiciones de borde. Más adelante, Rudnicki

y Rice (1975) y Stören y Rice (1975) propusieron que la localización de la deformación en forma de bandas planas de corte o estricción localizada puede ser identificada por discontinuidades en los campos mecánicos a través de la interfase. También se ha mostrado que esta inestabilidad en el material se corresponde con la pérdida de elipticidad de las ecuaciones diferenciales parciales que gobiernan el problema de las condiciones de borde asociado. La condición de localización de la deformación se alcanza cuando se llega al primer autovalor nulo en el tensor acústico. Sin embargo, la teoría de la bifurcación predice niveles de deformación límite excesivamente elevados en el lado derecho del diagrama FLD cuando se usa una teoría de fluencia plástica con una superficie de fluencia suave (Ben Bettaieb y Abed-Meraim, 2015). Por ello, es necesaria la introducción de algún factor en el modelado constitutivo del material, que desencadene la inestabilidad del material. En el caso de modelos fenomenológicos, el desencadenante se tiene en cuenta introduciendo el ablandamiento inducido por daño (Haddag et al., 2009; Mansouri et al., 2014) o considerando la desviación de la normalidad en la regla de flujo plástico (Kuroda y Tvergaard, 2001). En el caso de los modelos micromecánicos basados en elastoplasticidad cristalina, la inestabilidad se desencadena naturalmente debido a que la superficie de fluencia del material desarrolla algún vértice al progresar la deformación (Yoshida y Kuroda, 2012; Franz et al., 2013).

Fressengeas y Molinari (1987) y Dudzinski y Molinari (1991) propusieron un criterio de inestabilidad plástica basado en la teoría de la estabilidad, y un análisis de perturbación asociado, para predecir estricción difusa o localizada. El punto de partida es el concepto matemático de estabilidad, comúnmente aplicado a problemas de inestabilidad estructural. La estricción localizada es considerada un problema de inestabilidad local asociado a las ecuaciones de equilibrio locales y las ecuaciones constitutivas del material. La chapa es considerada inicialmente homogénea. En algún punto del proceso de deformación homogénea, se superpone una perturbación a la solución de la deformación homogénea. La estabilidad o inestabilidad del flujo plástico se caracteriza por el hecho del crecimiento o decrecimiento de la perturbación. Esta estrategia fue usada con modelos micromecánicos por Toth et al., (1996) y Boudeau et al., (1998). Posteriormente, Li y Karr (2009) adoptaron esta aproximación para investigar la fractura dúctil en tracción. Este tipo de criterio es una alternativa interesante al enfoque de bifurcación, especialmente para materiales cuyo comportamiento depende de la velocidad de deformación. No obstante, históricamente son mucho más utilizados los criterios de bifurcación.

Otro enfoque del problema parte de postular la existencia de una zona inicialmente inhomogénea en la chapa, a partir de la cual se puede originar la localización. La imperfección inicial puede ser un defecto geométrico, el cual lleva al modelo propuesto por Marciniak y Kuczynski (1967) o una imperfección estructural en el material (Yamamoto, 1978). La versión original del modelo Marciniak-Kuczynski (MK) considera un defecto inicial en forma de banda de menor espesor de largo infinito y orientada según la dirección de menor deformación, y fue usada para predecir el lado derecho del diagrama FLD. La extensión de Hutchinson y Neale (1978) permitió considerar el rango completo del

diagrama FLD, al considerar todas las posibles orientaciones iniciales de la banda, y permitiendo que ésta pueda rotar en el plano de la chapa. En el material, la imperfección es usualmente debida a algún defecto en el procedimiento de producción, y la variación del espesor es leve y gradual. Sin embargo, en el modelo se asume un cambio brusco, de modo de simplificar los cálculos. A continuación se describe en detalle el modelo MK, el cual fue utilizado en el presente trabajo.

### 5.3 Modelo de Marciniak-Kuczynski

En el presente trabajo, la determinación teórica de la estricción localizada es llevada a cabo en el marco de los modelos de plasticidad del policristal en conjunción con el modelo de Marciniak-Kuczynski como criterio de falla. La disposición geométrica se representa en la Figura 5.2. Se asume que se aplican fuerzas de tracción suficientes para lograr una deformación plástica continua en la región fuera de la banda. El estado de deformación en esta zona,  $\rho = d\varepsilon_{22}/d\varepsilon_{11}$ , se mantiene constante pero, como se explica más adelante, la deformación mayor en la banda es superior a la de la zona homogénea ( $d\varepsilon_1^b > d\varepsilon_1$ ) y las deformaciones menores son iguales ( $d\varepsilon_2^b = d\varepsilon_2$ ), por lo que  $d\varepsilon_2/d\varepsilon_1^b$  va decreciendo. Esto causa que la banda se haga continuamente más pronunciada y que el espesor en la banda,  $h^b$ , se reduzca más rápidamente que el de la zona homogénea,  $h$ . Eventualmente llegará un momento en que  $d\varepsilon_1^b \gg d\varepsilon_1$  y la deformación en la banda se convertirá esencialmente en un estado de deformación plana, habiéndose alcanzado la deformación límite en la zona homogénea. El valor de  $\Theta$  en la Figura 5.2 es el ángulo que mide la desalineación de la dirección de sollicitación respecto a los ejes de ortotropía de la chapa. Como fuera discutido por Kuroda y Tvergaard (2000), cuando un material ortotrópico es cargado según direcciones no alineadas con los ejes de ortotropía ( $\theta \neq 0^\circ$  o  $\theta \neq 90^\circ$ ), las deformaciones límite predichas son sensibles a las condiciones de borde empleadas. Si se decide hacer nulas las componentes de deformación por corte aparecen tensiones de corte sobre la superficie de la chapa, y viceversa, si se fuerza nula la tensión de corte aparecen deformaciones por corte.

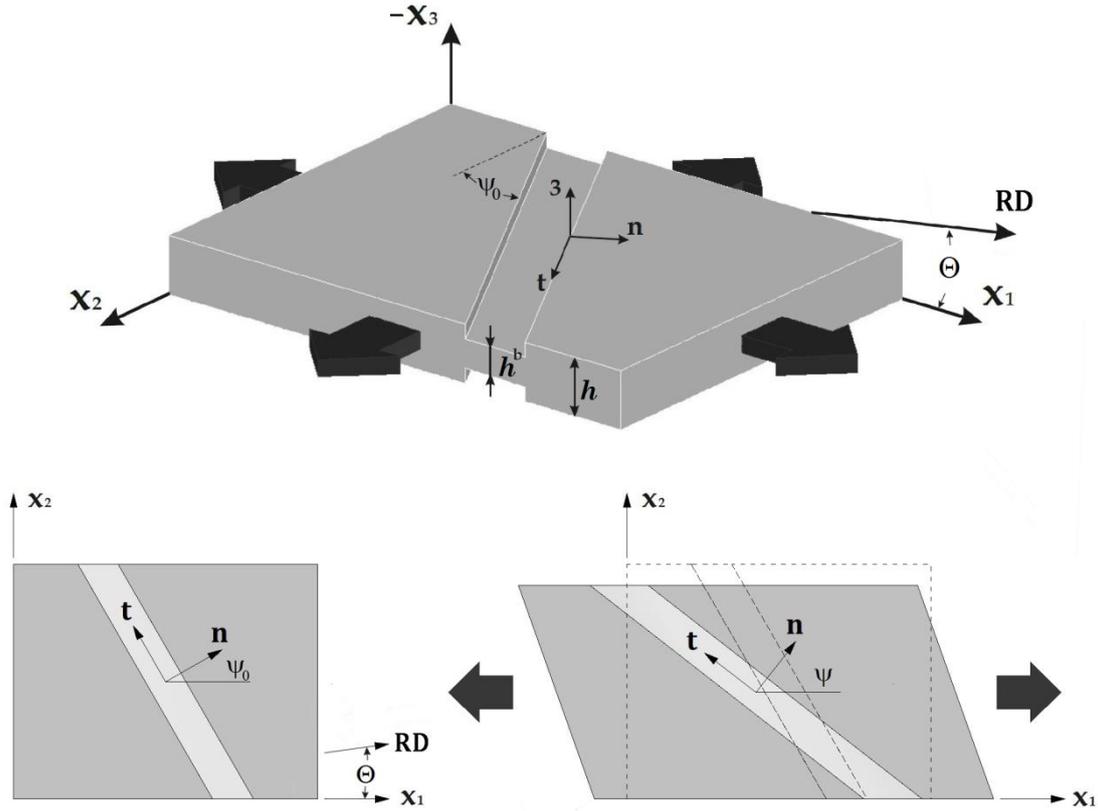


Figura 5.2: configuración del modelo MK

El espesor en la banda se denota mediante  $h^b(t)$ , cuyo valor inicial es  $h^b(0)$ , mientras que el factor de imperfección,  $f_0$ , viene dado por el radio entre el espesor en la banda y afuera de la banda:

$$f_0 = \frac{h^b(0)}{h(0)}, \quad (5.1)$$

donde  $h(0)$  representa el espesor inicial de la chapa afuera de la banda. Las condiciones de equilibrio y compatibilidad se deben cumplir en la interfase entre la banda y la zona homogénea. La condición de compatibilidad viene dada en términos de la diferencia entre los gradientes de velocidad  $\mathbf{L}$  y  $\mathbf{L}^b$  afuera y adentro de la banda, respectivamente:

$$\mathbf{L}^b = \mathbf{L} + \dot{\mathbf{c}} \otimes \mathbf{n}, \quad (5.2)$$

donde  $\mathbf{n}$  es el vector unitario normal a la banda, y  $\dot{\mathbf{c}}$  es un vector a determinar. Las condiciones de equilibrio requeridas en la interfase de la banda vienen dadas por:

$$\mathbf{n} \boldsymbol{\sigma}^b h^b = \mathbf{n} \boldsymbol{\sigma} h, \quad (5.3)$$

donde  $\boldsymbol{\sigma}$  denota el tensor de tensiones de Cauchy. Dado que se consideran chapas delgadas, se asume que en todo momento el material está sometido a un estado plano de tensiones en el que la tensión

normal a la chapa es nula. Notando que  $\delta_{ij}$  es la delta de Kronecker, la condición de borde  $\sigma_{33} = 0$  se aplica como:

$$\sigma_{ij} = \Sigma'_{ij} - \Sigma'_{33}\delta_{ij} \quad (i = 1,2,3), \quad (5.4)$$

donde  $\Sigma'$  es la tensión deviatoria. En consecuencia, la presión hidrostática asociada puede ser evaluada en términos de la tensión deviatoria  $p = -\Sigma'_{33}$ . El camino de deformación impuesto sobre la chapa viene dado por la relación entre las componentes del tensor gradiente de velocidad:

$$\rho = \frac{L_{22}}{L_{11}} = \text{const.} \quad (5.5)$$

Se asume que  $\dot{E}_{13} = \dot{E}_{23} = \dot{W}_{13} = \dot{W}_{23} = 0$  tanto fuera como dentro de la banda. La inestabilidad aparece en la banda a una inclinación  $\psi_0$  respecto del eje  $x_1$ . La ecuación de equilibrio puede ser expresada en un sistema de ejes referido a la banda  $(n, t)$ , indicado por el subíndice  $[b]$  (ver Figura 5.2).

$$\begin{cases} [b]\sigma_{nn}^b h^b = [b]\sigma_{nn} h \\ [b]\sigma_{nt}^b h^b = [b]\sigma_{nt} h \end{cases} \quad (5.6)$$

La condición de compatibilidad requiere que las elongaciones en la dirección  $t$  sean iguales:

$$[b]\dot{E}_{tt}^b = [b]\dot{E}_{tt} \quad (5.7)$$

Como se mencionó, dado que se consideran chapas delgadas con simetría ortotrópica en el plano de la chapa, cargarla en el plano resulta en un estado plano de tensiones. Luego de resolver cada paso incremental de deformación, la evolución de la orientación de la banda,  $\psi$ , viene dada por:

$$\begin{pmatrix} n_1 \\ n_2 \end{pmatrix} = \frac{1}{\sqrt{t_1^2 + t_2^2}} \begin{pmatrix} -F_{11}t_1^0 - F_{12}t_2^0 \\ F_{21}t_1^0 + F_{22}t_2^0 \end{pmatrix}, \quad (5.8)$$

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

El análisis se repite para diferentes valores de  $\psi_0$  (entre  $-90^\circ$  y  $90^\circ$ ). Las deformaciones límite,  $\varepsilon_{11}^*$ ,  $\varepsilon_{22}^*$  (donde  $\varepsilon = \int \dot{\varepsilon} dt$ ) en la zona homogénea se obtienen al minimizar la curva  $\varepsilon_{11}^*$  versus  $\psi_0$ . Tal minimización se obtiene luego de asumir una partición del rango admisible de valores de  $\psi_0$  cada  $5^\circ$ , definiendo en esta forma un valor de  $\varepsilon_{11}^*$  para el cual se alcanza la condición de falla. Se estableció que la condición de falla se alcanza cuando  $|\dot{E}_{33}^b| > 20|\dot{E}_{33}|$ .

### 5.3.1 Integración del modelo: Deformación fuera de la banda

La aproximación MK es un modelo de dos zonas. La resolución se lleva a cabo en dos etapas, ya que primero se resuelve el estado de deformación de la zona homogénea y luego el de la banda. La ley constitutiva se resuelve de forma incremental, imponiendo pequeños incrementos de la forma  $\Delta\varepsilon_{11} = L_{11}\Delta t$ . Un valor de  $\Delta\varepsilon_{11}$  entre 0.001 y 0.005 representa en general un buen compromiso entre precisión y costo computacional. Como se mencionó previamente, se asume que la chapa está sometida a un estado de tensión plana, de modo tal que  $\sigma_{33} = 0$ . Imponiendo condiciones de borde mixtas se evita la necesidad de iterar para encontrar el valor de  $L_{33}$  que asegure que  $\sigma_{33} = 0$ . También, dependiendo de qué condición de borde se eligió imponer,  $\sigma_{12} = 0$  (ecuación 5.9a) o  $L_{12} = 0$  (ecuación 5.9b), la magnitud complementaria se puede determinar. En el sistema de referencia de la muestra, los tensores impuestos de gradiente de velocidad  $\mathbf{L}$  y tensión  $\boldsymbol{\sigma}$  pueden resumirse como:

$$\mathbf{L} = \dot{E}_{11} \begin{bmatrix} 1 & L_{12}/\dot{E}_{11}^* & 0 \\ 0 & \rho & 0 \\ 0 & 0 & -(1+\rho)^* \end{bmatrix}, \quad \boldsymbol{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11}^* & 0 & 0 \\ \cdot & \sigma_{22}^* & 0 \\ sym & \cdot & 0 \end{bmatrix}, \quad \dot{W}_{12}^* \neq 0, \quad (5.9a)$$

$$\mathbf{L} = \dot{E}_{11} \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \rho & 0 \\ 0 & 0 & -(1+\rho)^* \end{bmatrix}, \quad \boldsymbol{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11}^* & \sigma_{12}^* & 0 \\ \cdot & \sigma_{22}^* & 0 \\ sym & \cdot & 0 \end{bmatrix} \quad (5.9b)$$

El superíndice \* indica que la magnitud identificada no es conocida y debe ser determinada como parte de la solución del problema. Ambas condiciones de borde de la zona homogénea son equivalentes si los ejes de ortotropía de la chapa son paralelos a las direcciones principales de deformación, es decir que la condición  $L_{12} = 0$  resultará automáticamente en una tensión de corte nula,  $\sigma_{12} = 0$ . Esta condición es importante especialmente en el lado derecho del FLD.

Una vez alcanzada la convergencia, la orientación de los cristales y la microestructura es actualizada. Finalmente, la orientación de la banda se actualiza mediante la ecuación (5.8) y el espesor se evalúa mediante el valor actualizado de  $L_{33}$ .

### 5.3.2 Integración del modelo: Deformación en la banda

Partiendo de la ecuación (5.2), es posible relacionar el tensor gradiente de velocidad  $\mathbf{L}^b$  asociado a la banda con el correspondiente a la zona homogénea,  $\mathbf{L}$ . Asumiendo que, para un incremento pequeño de deformación, la segunda puede ser considerada constante, es posible expresar el tensor  ${}_{[b]}\mathbf{L}^b$  en un sistema de referencia asociado a la banda:

$${}_{[b]}\mathbf{L}^b = \begin{bmatrix} L_{nn}^{b*} & L_{nt}^b & 0 \\ L_{tn}^{b*} & L_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & L_{33}^{b*} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \dot{E}_{nn}^b & \dot{E}_{nt}^b + W_{nt}^b & 0 \\ \dot{E}_{nt}^b - W_{nt}^b & \dot{E}_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & \dot{E}_{33}^b \end{bmatrix} \quad (5.10)$$

Es claro que la banda experimenta una rotación rígida en el plano de la chapa caracterizada por el valor de  ${}_{[b]}\dot{W}_{nt}^b$ . Asumiendo incompresibilidad del material, encontramos que  ${}_{[b]}\dot{E}_{33}^b = -{}_{[b]}\dot{E}_{nn}^b - {}_{[b]}\dot{E}_{tt}^b = -\dot{E}_{11}^b - \dot{E}_{22}^b$ . De la ecuación de equilibrio (ecuación 5.6) se obtiene:

$$\begin{aligned} {}_{[b]}\sigma_{nn}^b h_b &= {}_{[b]}\sigma_{nn} h & \rightarrow & \quad {}_{[b]}\sigma_{nn}^b = \frac{1}{f} {}_{[b]}\sigma_{nn} \\ {}_{[b]}\sigma_{nt}^b h_b &= {}_{[b]}\sigma_{nt} h & & \quad {}_{[b]}\sigma_{nt}^b = \frac{1}{f} {}_{[b]}\sigma_{nt} \end{aligned} \quad (5.11)$$

También se pueden encontrar restricciones en componentes particulares del tensor gradiente de velocidad, expresado en el sistema de referencia asociado a la banda:

$$\begin{aligned} {}_{[b]}L_{tt}^b &= L_{tt} \\ {}_{[b]}L_{nt}^b &= L_{nt} \end{aligned} \quad (5.12)$$

Las componentes  $L_{nn}^b$ ,  $L_{tn}^b$  y  $L_{33}^b$  del tensor  ${}_{[b]}\mathbf{L}^b$  deben ser determinadas. Para cada incremento de deformación, una vez que la velocidad de deformación y la tensión son determinadas para la zona homogénea, el correspondiente estado de tensión y deformación de la banda es determinado. A partir de las condiciones de borde mixtas especificadas, la respuesta constitutiva de la banda de inestabilidad es resuelta en el sistema de referencia fijado a ella.

$${}_{[b]}\mathbf{L}^b = \begin{bmatrix} L_{nn}^{b*} & L_{nt}^b & 0 \\ L_{tn}^{b*} & L_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & L_{33}^{b*} \end{bmatrix}, \quad {}_{[b]}\boldsymbol{\sigma}^b = \begin{bmatrix} \frac{1}{f} \sigma_{nn} & \frac{1}{f} \sigma_{nt} & 0 \\ & \sigma_{tt}^{b*} & 0 \\ sym. & & 0 \end{bmatrix} \quad (5.13)$$

Usualmente se simula la FLC imponiendo velocidades de deformación como condiciones de borde, lo que en ciertos casos dificulta la comparación directa con las deformaciones límite obtenidas experimentalmente mediante los ensayos de formabilidad correspondientes, particularmente en el lado izquierdo del FLD donde las deformaciones límite se obtienen a partir de ensayos de tracción uniaxial (tensiones laterales nulas). Si bien el hecho que el material no sea isótropo no es un problema, ya que claramente el valor de  $\rho$  puede ser definido en función del valor adecuado de  $r$ , adoptar esta línea de trabajo implica restringir el análisis a materiales donde la anisotropía plástica, descrita en términos de  $r$ , sea constante. La formulación utilizada permite hacer una generalización para incluir explícitamente el estado de tensión como condiciones de borde, caracterizado por  $\alpha = \sigma_{22}/\sigma_{11}$ .

$$\mathbf{L} = \dot{E}_{11} \begin{bmatrix} 1 & L_{12}^*/\dot{E}_{11} & 0 \\ 0 & L_{22}^*/\dot{E}_{11} & 0 \\ 0 & 0 & -(1 + L_{22}^*/\dot{E}_{11}) \end{bmatrix}, \quad \boldsymbol{\sigma} = \sigma_{11}^* \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ . & \alpha & 0 \\ sym & . & 0 \end{bmatrix} \quad (5.14a)$$

$$\mathbf{L} = \dot{E}_{11} \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & L_{22}^*/\dot{E}_{11} & 0 \\ 0 & 0 & -(1 + L_{22}^*/\dot{E}_{11}) \end{bmatrix}, \quad \boldsymbol{\sigma} = \sigma_{11}^* \begin{bmatrix} 1 & \sigma_{12}^* & 0 \\ \cdot & \alpha & 0 \\ \text{sym} & \cdot & 0 \end{bmatrix} \quad (5.14b)$$

Por ejemplo, imponiendo  $\alpha = 0$  en la ecuación (5.14) lleva a UAT, mientras que si se impone  $\alpha = 1$  el estado de tensión será EBA. De esta manera, se puede calcular la FLC tanto basada en estados de deformación (FLC $\rho$ ) o de tensión (FLC $\alpha$ ). Esto no afecta los resultados para un material con textura aleatoria, aunque sí puede modificar los de los materiales que presentan texturas más intensas.

La lógica del flujo de la implementación numérica, de acuerdo a las ecuaciones descriptas se pueden observar en el cuadro inferior. Esta estrategia también se puede aplicar al método MK extendido, que incluye los efectos de corte fuera del plano de la chapa (Eyckens et al., 2011).

#### **Integración del modelo MK**

Iteración actual (considerar un valor dado de  $\rho = \dot{E}_{22}/\dot{E}_{11}$  o  $\alpha = \sigma_{22}/\sigma_{11}$  y una orientación inicial de la banda  $\psi_0$ )

- *Deformación fuera de la banda:*

Paso 1: Establecer el incremento de deformación  $\Delta E_{11} = L_{11} \Delta t$

Paso 2: Ejecutar un paso de cálculo de VPSC

Paso 3: Actualizar textura

    Actualizar espesor

    Actualizar orientación de la banda

- *Deformación en la banda:*

Paso 1: Actualizar el factor de imperfección (ecuación (5.1))

Paso 2: Actualizar la matriz de rotación de la banda

$$\mathbf{R} = \begin{pmatrix} \cos \varphi & -\sin \varphi & 0 \\ \sin \varphi & \cos \varphi & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$

Paso 3: Calcular las componentes conocidas de la banda:

$${}_{[b]}\boldsymbol{\sigma}^b = \mathbf{R} \boldsymbol{\sigma}^b \mathbf{R}^T$$

$${}_{[b]}\mathbf{L}^b = \mathbf{R} \mathbf{L}^b \mathbf{R}^T$$

Paso 4: Ejecutar un paso de cálculo de VPSC

Paso 5: Actualizar textura

    Actualizar espesor

Paso 6: Verificar las condiciones de ocurrencia de localización

    6a: si se alcanzaron, se guardan  $\varepsilon_I$ ,  $\varepsilon_{II}$

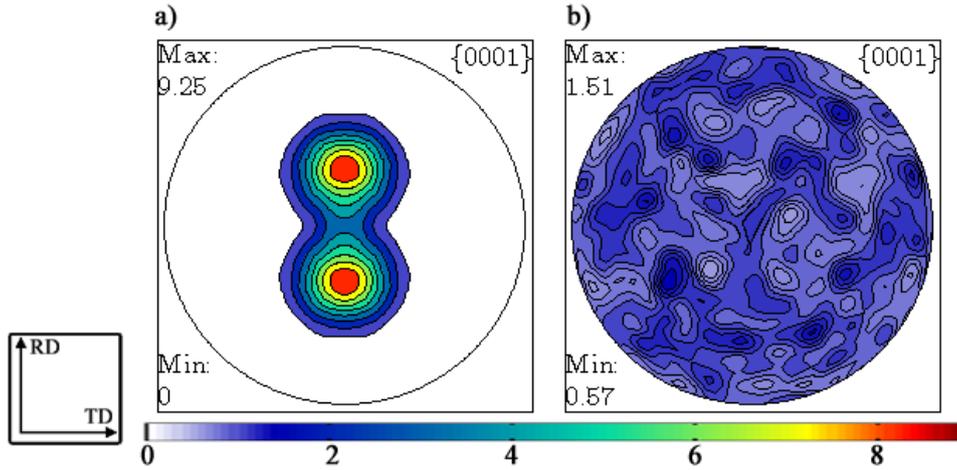
    6b: en caso contrario, se prosigue al incremento siguiente

## **5.4 Aplicación del modelo MK-VPSC**

La conjunción del criterio MK y la modelización constitutiva VPSC ha mostrado resultados muy satisfactorios. Signorelli et al. (2009) obtuvieron resultados muy precisos en el rango completo de caminos de deformación de las FLCs aplicado a chapas de aluminio AA6111-T4 y AA5182-O.

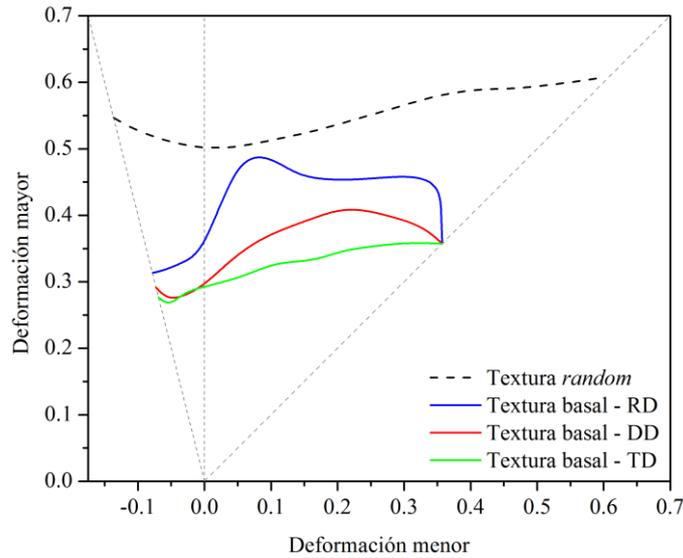
Signorelli y Bertinetti (2009) analizaron la influencia de la evolución de la textura cristalográfica en las deformaciones límite al estudiar un material de estructura cristalina FCC con textura *cube*, mostrando que el modelo se muestra sensible a los cambios cualitativos en la textura. También, Neil y Agnew (2009) adoptaron este modelo para predecir la formabilidad de chapas de una aleación de magnesio (AZ31B) a varias temperaturas. Sus resultados muestran que las predicciones reproducen las tendencias correctas respecto de los resultados experimentales, aunque con una leve sobre estimación de los valores. Posteriormente, Signorelli et al. (2012) mostraron que el modelo también otorgaba muy buenos resultados en la predicción de las deformaciones límite de chapas de acero electro-galvanizado (AKDQ) típicas de embutido. Por otra parte, Schwindt et al. (2016) obtuvieron un muy buen acuerdo entre las FLCs experimentales y predichas de un acero de fase dual DP-780 (ferrítico-martensítico), que tiene la complicación de tener que considerar la respuesta mecánica de dos fases muy distintas entre sí. Jeong et al. (2016) también utilizaron el modelo MK-VPSC para predecir correctamente la FLC de un acero IF, y además analizaron la influencia de varias texturas de tipo fibra en las deformaciones límite, mostrando la potencialidad del modelo para optimizar la formabilidad a partir de mejoras en la textura. Steglich y Jeong (2016) también modelizaron la FLC de chapas de aleaciones de magnesio AZ31 y ZE10 con buen acuerdo con los resultados experimentales, y complementaron su estudio analizando los cambios en las deformaciones límite debido a modificaciones en la textura y su orientación respecto a la dirección de carga. Los trabajos mencionados anteriormente involucran materiales diferentes y muestran resultados satisfactorios, además de enfatizar la influencia de la textura en las deformaciones límite asociadas al material.

Las aleaciones de zinc laminadas utilizadas en la presente tesis se caracterizan por una textura basal intensa, la cual es de esperar que inflencie la formabilidad del material. Para evaluar su grado de influencia se puede recurrir al modelo MK-VPSC, lo que sirve para mostrar en forma general la potencialidad del modelo para evaluar la formabilidad de materiales anisótropos. Para ello, se calculan las FLCs para un material de estructura hexagonal con una textura basal generada artificialmente y una textura aleatoria o *random*. La textura basal generada está compuesta únicamente por polos basales a 25° de la dirección normal (*normal direction*, ND), en el plano que ésta forma con la dirección de laminado (*rolling direction*, RD), con una cierta dispersión alrededor de esas orientaciones. La Figura 5.3 muestra las figuras de polo basales de ambas texturas.



**Figura 5.3:** texturas de un material hexagonal genérico (con una relación  $c/a=1.86$ ) utilizadas para analizar la influencia de la textura en el FLD. a) Textura basal; b) textura aleatoria o *random*

Las texturas de la Figura 5.3 son utilizadas para calcular las FLCs completas y diferenciar el efecto de la textura en el comportamiento límite. Para la textura basal se calculan las deformaciones límite para deformaciones principales mayores coincidentes con las direcciones RD, diagonal (*diagonal direction*, DD) y transversal (*transverse direction*, TD), mientras que para la textura aleatoria se calcula sólo respecto a RD, ya que esta textura no induce prácticamente direccionalidad en el comportamiento. Las FLCs resultantes de las dos texturas se muestran en la Figura 5.4. El lado izquierdo del diagrama FLD se trazó hasta un camino de deformación correspondiente a  $\rho = -0.25$ , que es el camino que resulta para el zinc, debido a su anisotropía. Se puede observar que la textura aleatoria produce una FLC típica, de forma similar a la mostrada en la Figura 5.1, con su punto más bajo en deformación plana y valores crecientes hacia los estados de tracción uniaxial y biaxial. Por otro lado, las FLCs que corresponden a la textura basal son menores respecto a la de la textura aleatoria, y además son muy diferentes entre sí. En el lado derecho del diagrama, correspondiente a estirado biaxial, la orientación de  $\varepsilon_1$  respecto de la textura tiene una clara influencia en la formabilidad. Cuando  $\varepsilon_1$  es coincidente con RD, se observa un aumento de formabilidad, excepto al acercarse a estirado equibiaxial, donde se observa una caída en la deformación límite. En el caso en que  $\varepsilon_1$  está alineada con TD, la formabilidad es la menor de las tres, con la FLC creciente desde deformación plana hacia estirado equibiaxial. Por último, cuando  $\varepsilon_1$  coincide con DD, la FLC se ubica en una posición intermedia, con aumento de formabilidad hasta el rango medio de estirado biaxial, y luego decreciendo hacia la zona equibiaxial. En el lado izquierdo del diagrama, la FLC cuya  $\varepsilon_1$  está alineada con RD es superior al resto, mientras que las correspondientes a DD y TD se hacen iguales en deformación plana, pero luego hacia tracción uniaxial la de DD se ubica nuevamente por arriba de la de TD.



**Figura 5.4:** FLCs calculadas con el modelo MK-VPSC para la textura aleatoria o *random* y la textura basal con la dirección de deformación principal coincidente con RD, DD y TD. Parámetros utilizados:

$$\tau_0^{\text{prismático}} / \tau_0^{\text{basal}} = 50, \quad \tau_0^{\text{piramidal (II)}} / \tau_0^{\text{basal}} = 12.5, \quad f_0 = 0.99$$

## 5.5 Conclusiones

Se presentó la base física y la formulación del método utilizado para la predicción de la FLC, el cual resulta de acoplar el criterio de localización propuesto por Marciniak y Kuczynski con la modelización micromecánica basada en plasticidad cristalina, VPSC. Luego se mostró la capacidad del modelo para predecir la anisotropía en la formabilidad exhibida por un material de estructura cristalina hexagonal con una textura típica de laminado, mediante el cálculo de las FLCs completas para tres orientaciones del material respecto a la dirección de deformación mayor. La FLC para una textura aleatoria también se calculó, a efectos referenciales. Más allá del análisis numérico de los resultados, el caso genérico presentado anteriormente muestra claramente la anisotropía producida por la textura sobre la formabilidad de un material hexagonal, a partir de cálculos realizados con el modelo MK-VPSC. Si bien las FLCs mostradas han sido calculadas a partir de una textura ficticia, se reproducen las tendencias de las curvas experimentales que se presentan en el siguiente capítulo, mostrando la factibilidad de abordar el problema de modelado de la FLC de chapas de zinc laminado.

## 5.6 Referencias

- Banabic, D., Soare, S., 2009. *Assessment of the Modified Maximum Force Criterion for Aluminum Metallic Sheets*. Key Engineering Materials 410-411, pp. 511-520.
- Ben Bettaieb, M., Abed-Meraim, F., 2015. *Investigation of localized necking in substrate-supported metal layers: Comparison of bifurcation and imperfection analyses*. International Journal of Plasticity 65, pp. 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 (1), pp. 45–64.
- Considère, A., 1885. *Mémoire sur l'emploi du fer et de l'acier dans les constructions*. Annales des Ponts et Chaussées 9, pp. 574-775.
- Drucker, D. C., 1956. *On uniqueness in the theory of plasticity*. Quarterly of Applied Mathematics 14 (1), pp. 35-42.
- Dudzinski, D., Molinari, A., 1991. *Perturbation analysis of thermoviscoplastic instabilities in biaxial loading*. International Journal of Solids and Structures 27 (5), pp. 601–628.
- 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 (10), pp. 1577-1597.
- 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, pp. 1–33.
- Fressengeas, C., Molinari, A., 1987. *Instability and localization of plastic flow in shear at high strain rates*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 35 (2), pp. 185–211.
- Goodwin G.M., 1968. *Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop*. La Metallurgia Italiana 8, pp. 767.
- Haddag, B., Abed-Meraim, F., Balan, T., 2009. *Strain localization analysis using a large deformation anisotropic elastic-plastic model coupled with damage*. International Journal of Plasticity 25 (10), pp.1970-1996.
- 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 (1), pp. 19-30.
- Hill, R., 1958. *A general theory of uniqueness and stability in elastic–plastic solids*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 6 (3), pp. 236-249.
- Hora, P., Tong, L., 1994. *Prediction methods for ductile sheet metal failure using FE-simulation*. Proceedings of the IDDRG Congress, Lisboa, pp. 363-375.
- Hora, P., Tong, L., 2008. *Theoretical prediction of the influence of curvature and thickness on the enhanced modified maximum force criterion*. Proceedings of the 7th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes (NUMISHEET 2008), pp. 205-210.

- Hutchinson, J. W., Neale, K. W., 1978. *Sheet Necking - II. Time-independent behavior*. Mechanics of Sheet Metal Forming, Plenum Publishing Corporation, pp. 127-153.
- Jeong, Y. G., Pham, M. S., Iadicola, M., Creuziger, A., Foecke, T., 2016. *Forming limit prediction using a selfconsistent crystal plasticity framework: a case study for body-centered cubic materials*. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 24:055005.
- Keeler S.P., Backofen W.A., 1963. *Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches*. ASM Transactions 56, pp. 25-48.
- Krauer, J., Hora, P., Tong, L., 2007. *Forming limits prediction of metastable materials with temperature and strain induced martensite transformation*. In: Proceedings of the 9th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes (NUMIFORM 2007), pp. 1263-1268.
- Kuroda, M., Tvergaard, V., 2000. *Forming limit diagrams for anisotropic metal sheets with different yield criteria*. International Journal of Solids and Structures 37 (37), pp. 5037-5059.
- Kuroda, M., Tvergaard, V., 2001. *A phenomenological plasticity model with non-normality effects representing observations in crystal plasticity*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 49 (6), pp. 1239-1263.
- Li, Y., Karr, D.G., 2009. *Prediction of ductile fracture in tension by bifurcation, localization, and imperfection analyses*. International Journal of Plasticity 25 (6), pp. 1128–1153.
- Mansouri, L.Z., Chalal, H., Abed-Meraim, F., 2014. *Ductility limit prediction using a GTN damage model coupled with localization bifurcation analysis*. Mechanics of Materials 76, pp. 64-92.
- Marciniak, Z., Kuczynski, K., 1967. *Limit Strains in the Processes of Stretch-Forming Sheet Metal*. International Journal of Mechanical Sciences 9 (9), pp. 609-620.
- Neil, C. J., Agnew, S. R., 2009. *Crystal plasticity-based forming limit prediction for non-cubic metals: Application to Mg alloy AZ31B*. International Journal of Plasticity 25 (3), pp. 379-398.
- Paraianu, L., Dragos, G., Bichis, I., Comsa, D. S., Banabic, D., 2010. *A new formulation of the modified maximum force criterion (MMFC)*. International Journal of Material Forming 3 (1), pp. 243-246.
- Rudnicki, J. W., Rice, J. R., 1975. *Conditions for the localization of deformation in pressure sensitive dilatant materials*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 23 (6), pp. 371–394.
- Schwindt, C. D., Bertinetti, M. A., Iurman, L., Rossit C. A., Signorelli, J. W., 2016. *Numerical study of the effect of martensite plasticity on the forming limits of a dual-phase steel sheet*. International Journal of Material Forming 9 (4), pp. 499-517.
- 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 (6), pp. 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), pp. 1-25.
- Signorelli, J.W., Serenelli, M.J., and 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 (6), pp. 1367– 1376.
- Steglich, D., Jeong, Y., 2016. *Texture-based forming limit prediction for Mg sheet alloys ZE10 and AZ31*. International Journal of Mechanical Sciences 117 pp. 102-114.
- Stören, S., Rice, J. R., 1975. *Localized necking in thin sheets*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 23 (6), pp. 421–441.
- Swift, H. W., 1952. *Plastic instability under plane stress*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 1, pp. 1-18.
- Toth, L.S., Duzinski, D., Molinari, A., 1996. *Forming limit predictions with the perturbation method using stress potential functions of polycrystal viscoplasticity*. International Journal of Mechanical Sciences 38 (8-9), pp. 805–824.
- Yamamoto, H., 1978. *Conditions for shear localization in the ductile fracture of void-containing materials*. International Journal of Fracture 14 (4), pp. 347-365.
- Yoshida, K., Kuroda, M., 2012. *Comparison of bifurcation and imperfection analyses of localized necking in rate-independent polycrystalline sheets*. International Journal of Solids and Structures 49 (15-16), pp. 2073-2084.

# Formabilidad en chapas de zinc

### 6.1 Introducción

Como se mencionó previamente, la formabilidad de los materiales con estructura cristalina hexagonal compacta presenta importantes diferencias respecto a los materiales cuyos cristales exhiben simetría cúbica. Existen varios estudios al respecto, aunque principalmente enfocados en aleaciones de magnesio o titanio. Debido a que estas aleaciones tienen una baja formabilidad a temperatura ambiente, hay pocos estudios experimentales enfocados en esta condición y la mayoría se centran en temperaturas intermedias de deformación. Los estudios de formabilidad a temperatura ambiente son mayormente teóricos, y enfocados en analizar la influencia de distintas características de la textura sobre la formabilidad. En ese sentido, Lévesque et al. (2016) estudiaron desde un punto de vista teórico la importancia de la textura en la formabilidad de aleaciones de magnesio, encontrando que cuando la orientación de los planos basales favorece el maclado, las deformaciones límite son mayores. Tadano (2016) estudió, también teóricamente, la formabilidad de una chapa de magnesio con textura de laminado, enfocándose principalmente en el efecto del apartamiento del eje  $c$  respecto de la normal al plano de la chapa. Sus resultados muestran que cuanto mayor es ese apartamiento, menor es la formabilidad. Por otra parte, Badr et al. (2015) efectuaron ensayos experimentales en una chapa de titanio Ti-6Al-4V a temperatura ambiente, y observaron una baja formabilidad, y además concluyeron que la falla se produce sin desarrollo de estricción.

En el caso del zinc hay pocos estudios enfocados en su comportamiento límite bajo cargas típicas de operaciones de conformado. Su formabilidad es altamente anisótropa, principalmente debido a la intensa textura cristalográfica combinada con la alta anisotropía plástica a escala del cristal debido a la reducida cantidad disponible de sistemas de deslizamiento. Los trabajos llevados a cabo por Jansen et al. (2013) y Milesi et al. (2014) presentan la curva límite de conformado (*forming limit curve*, FLC) completa de una chapa de zinc de baja aleación. En sus resultados resalta la mencionada anisotropía, junto con un comportamiento inusual en el lado derecho del diagrama límite de conformado (*forming limit diagram*, FLD) según la dirección de laminado (*rolling direction*, RD), caracterizado por una caída

abrupta de la formabilidad cerca de expansión equibiaxial. Adicionalmente, realizan el modelado computacional de la FLC utilizando un modelo de plasticidad de Hill-48 (Hill, 1948; 1950), proponiendo un criterio basado en tensión para la descripción del comportamiento límite del material. Los resultados presentados por los autores muestran un alto grado de acuerdo, tanto en las simulaciones de las curvas FLC como en la simulación de la falla de un proceso de conformado de piezas a escala industrial. Sin embargo, a los fines de la calibración del modelo (respecto de las curvas de carga y coeficientes de anisotropía), requieren que las constantes del modelo de endurecimiento propuesto dependan de la orientación (ángulo formado por la dirección de carga y la dirección de laminado original de la chapa), dado que los parámetros de anisotropía del modelo de plasticidad de Hill empleado sólo les permite ajustar satisfactoriamente los coeficientes de anisotropía del material. Al ser los coeficientes de anisotropía fijos durante toda simulación, no es posible tener en cuenta y analizar los efectos debido a la evolución de la textura. Recientemente, Milesi et al. (2017) analizaron y determinaron la dispersión en los resultados de la FLC al seguir muestras provenientes de 24 bobinas de zinc desde el proceso de colada hasta el laminado final. Sus resultados muestran una alta variabilidad en las deformaciones límite, especialmente para estados de deformación mayores que 0.5 y muestras orientadas según RD. Esta observación es compatible con los resultados obtenidos en el presente trabajo.

Por otro parte, debido a que los procesos industriales de conformado de chapas usualmente involucran cambios en el camino de deformación, ya sea cuando la chapa fluye dentro de la matriz o cuando se la transfiere de un proceso a otro, resulta útil la inclusión de un análisis de la formabilidad adicional al obtenido mediante la descripción de la FLC asociada a caminos de deformación lineales. En general, es complejo estudiar el efecto de cambios en el camino de deformación sobre la formabilidad, ya que requieren un equipamiento un poco más complejo. Estudios básicos sobre la influencia de cambios abruptos en el estado de deformación de chapas de aluminio AA2008 y AA6111-T4 pueden ser encontrados en Graf y Hosford (1993; 1994). En estos trabajos analizaron el efecto de una predeformación mediante tracción uniaxial (*uniaxial tension*, UAT), deformación plana (*plane strain*, PS) y deformación equibiaxial (EBA). Sus resultados muestran que una predeformación EBA disminuye la formabilidad posterior si es seguida por PS o tracción BA; una predeformación en UAT incrementa la formabilidad para PS y tracción BA subsecuentes cuando la dirección de las deformaciones principales es preservada, pero la disminuye en el caso contrario; y por último, una predeformación en PS incrementa levemente la formabilidad cuando se preservan las direcciones de deformaciones principales, pero la disminuye significativamente al rotar esas direcciones. Leotoing y Guines (2015) desarrollaron un proceso innovador en un solo paso basado en un dispositivo de tracción biaxial tipo crucifijo. Los resultados sobre una chapa de aluminio AA5086 muestran que las deformaciones límite están fuertemente influenciadas por cambios abruptos en el camino de deformación, que pueden tanto mejorar como deteriorar la formabilidad del material. Dhara et al. (2016) estudiaron la influencia de una predeformación uniaxial sobre la formabilidad de una chapa de aluminio

AA5754-O. Ellos encontraron que, dependiendo de la dirección de la predeformación, las deformaciones límite pueden aumentar o disminuir. En el caso de materiales de estructura HCP, pocos estudios pueden ser citados. Un trabajo abarcativo ha sido realizado por Wang et al. (2011), quienes estudiaron numéricamente la influencia de predeformar mediante UAT, PS y EBA una chapa de aleación de magnesio AZ31B. Ellos concluyeron que la predeformación uniaxial desplaza la FLC hacia arriba y a la izquierda; una predeformación en PS tiene un efecto prácticamente nulo; mientras que una predeformación EBA corre la FLC hacia la derecha y levemente hacia abajo, por lo tanto reduciendo la formabilidad.

En el presente capítulo se describe la metodología utilizada para determinar la FLC, ensayos realizados, técnica de medición de deformaciones, y método de cálculo de los valores límite de deformación. La metodología presentada se utilizó para determinar la FLC de la chapa de zinc Zn20 para muestras orientadas a 0° (RD), 45° (*diagonal direction*, DD) y 90° (*transverse direction*, TD) de la dirección de laminado (ver Figura 6.8). La FLC se determinó a dos velocidades distintas, de modo de analizar la sensibilidad a esta variable. Posteriormente, se utilizó el modelo MK-VPSC para predecir la formabilidad del zinc Zn20, de manera de evaluar por un lado las capacidades predictivas del modelo utilizado y por otro realizar un análisis de la influencia de la textura del material, así como del efecto de la desalineación de los ejes principales de anisotropía respecto de los correspondientes al ensayo. Adicionalmente, se estudió la formabilidad cuando se somete al material a un camino de deformación bilineal o no proporcional, caracterizado por un cambio en el estado de deformación. Para ello se llevaron a cabo ensayos en dos etapas, consistentes en deformación EBA y seguidamente deformación mediante UAT.

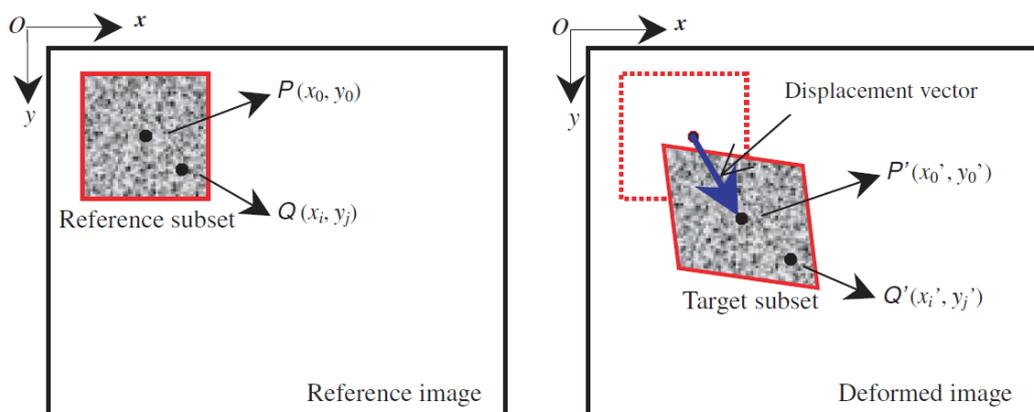
## 6.2 Determinación experimental de la deformación límite

La metodología de determinación de la FLC implica principalmente dos aspectos, por un lado la realización de ensayos que involucren diferentes estados de deformación, y por el otro la determinación de la deformación límite. Los ensayos deben ser tales que provean pares de valores de deformación (principal)  $\varepsilon_1$  y  $\varepsilon_2$  que cubran en lo posible los estados de deformación que ocurren en procesos industriales de conformado. El FLD estándar cubre solicitaciones que van desde tracción uniaxial, a deformación equibiaxial, pasando por deformación plana y estados de tracción-tracción en el plano de la chapa. Como se detallará más adelante, en el presente trabajo se utilizaron ensayos de tracción uniaxial para evaluar el lado izquierdo del diagrama FLD, de deformación plana (FLD<sub>0</sub>), y ensayos de estirado biaxial Marciniak y acopado hidráulico para el lado derecho del diagrama FLD. Se utilizó la técnica de correlación digital de imágenes (*Digital Image Correlation*, DIC) para evaluar el campo de deformaciones sobre la superficie de la chapa ensayada. El valor de deformación límite se obtuvo a través de una adaptación del método de Bragard et al. (1972).

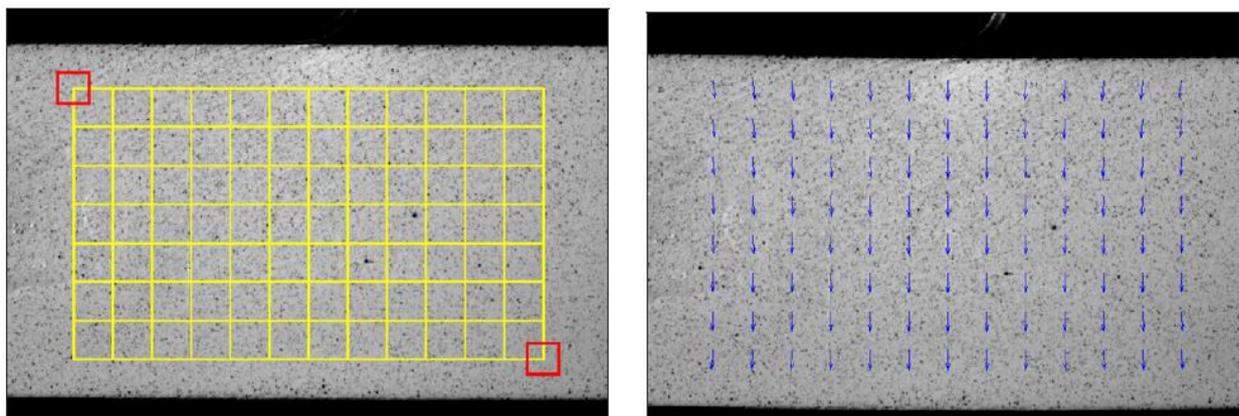
### 6.2.1 Correlación digital de imágenes

La determinación de las deformaciones se realizó mediante el software comercial VIC®. Dicho software emplea la técnica de DIC para el cálculo de las deformaciones. La técnica de DIC es un método óptico ampliamente utilizado para la medición de deformaciones sobre superficies. Permite obtener el campo completo de desplazamientos y deformaciones mediante la comparación de imágenes adquiridas en el estado no deformado, tomado como referencia, y deformado (Sutton et al., 2009). La técnica requiere una distribución aleatoria de intensidades de gris sobre la superficie de la muestra. Durante el ensayo un arreglo de una o más cámaras es empleado para adquirir imágenes de la superficie antes y durante el ensayo. Luego de adquirir las imágenes, un programa evalúa el movimiento de cada punto de la imagen al comparar las correspondientes a distintos estados.

El principio básico de la técnica DIC es el seguimiento de cada punto entre dos imágenes adquiridas antes y después de un paso de deformación, como lo muestra la Figura 6.1. Para computar los desplazamientos de cada punto, se selecciona un área cuadrada de referencia, llamada faceta (*reference subset* en la Figura 6.1), en la imagen inicial para seguir su correspondiente ubicación en la imagen deformada, la cual se obtiene mediante algoritmos de correlación, buscando la posición del máximo en la distribución de los coeficientes de correlación. La Figura 6.2 muestra que un área de interés se divide en una grilla (cuadrados amarillos) compuesta por los centros de cada faceta (cuadrados rojos). Se utiliza una faceta cuadrada y no un pixel individual debido a que un área tiene mayor variación de niveles de grises, lo que las hace más distinguibles entre ellas, con lo cual es más simple identificarla en la imagen deformada. Se obtiene el vector desplazamiento de cada faceta, de modo de tener el campo completo de desplazamientos y, a partir de éste, el correspondiente campo de deformaciones. La Figura 6.1 muestra una faceta en la imagen de referencia con centro en  $P(x_0, y_0)$  y su correspondiente posición en la imagen deformada  $P'(x_0', y_0')$ .

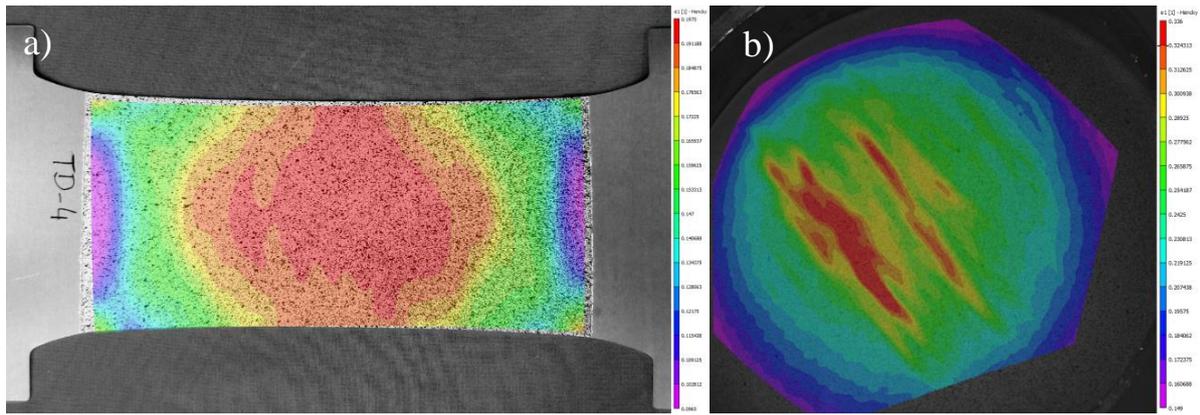


**Figura 6.1:** representación del cálculo llevado a cabo por un software de correlación digital de imágenes, en el que una faceta en la imagen de referencia (“*reference subset*” en la figura) es detectada en la imagen deformada mediante algoritmos de correlación (Pan et al., 2009)



**Figura 6.2: representación de la subdivisión de una imagen mediante una grilla cuadrada formada por los centros de cada faceta (Pan et al., 2009)**

Los ensayos realizados en el presente trabajo para la determinación de la FLC implican algunos en que la chapa permanece plana, como son los de tracción y Marciniak; y otros en que la chapa se curva con la deformación, como el de acopado hidráulico. Esto conlleva diferencias en el equipamiento necesario para medir las deformaciones de ambos tipos de ensayo. La técnica es la misma en ambos casos, pero cambia fundamentalmente la forma de adquirir y procesar las imágenes. En el caso de ensayos en que la muestra permanece plana, se aplica la técnica de DIC en 2D, la cual necesita sólo una imagen para cada estado de deformación, de modo que una única cámara es suficiente para luego determinar el campo de desplazamientos. Con DIC-2D sólo se pueden determinar deformaciones en una chapa plana, y es importante asegurar la perpendicularidad entre la lente de la cámara y la muestra, como así también que la cámara esté apoyada firmemente para que no se mueva mientras toma las fotografías. En cambio, la versión tridimensional de DIC (DIC-3D) funciona sobre pares de imágenes por cada estado de deformación, obtenidos mediante un sistema de dos cámaras conjuntas y sincronizadas. Algunos parámetros propios de las cámaras sumados a otros propios del arreglo de las dos cámaras permiten reconstruir la geometría de la superficie tridimensional que se va generando, es decir tener en cuenta la curvatura generada por la deformación. De esa manera, se obtienen las posiciones tridimensionales, y de ellas se calculan los vectores 3D de desplazamiento, a partir de los cuales se determinan las deformaciones. La figura 6.3 muestra los campos completos de deformación que la técnica permite obtener para casos en 2D y 3D. No obstante, notar que en 3D el campo de deformaciones que finalmente se calcula corresponde a la superficie de la chapa, no se infiere el comportamiento en profundidad.



**Figura 6.3: campos completos de deformaciones principales mayores ( $\epsilon_1$ ) de Hencky obtenidos mediante la técnica de DIC. a) Aplicada a un caso 2D con superficie plana; b) aplicada a un caso 3D con superficie curva**

## 6.2.2 Cálculo de los valores límite de deformación

Una vez obtenido el campo de deformaciones, es necesario determinar los valores límite en cada caso. Para ello han sido desarrollados una gran cantidad de técnicas y métodos que tratan de estandarizar su cálculo, de modo que los resultados obtenidos por distintos autores sean comparables. Típicamente éstos se dividen en dos categorías: dependientes del tiempo y dependientes de la posición. Los métodos dependientes de la posición fueron los primeros en surgir y se basaron en la técnica clásica de grillado, pero los que surgieron posteriormente aprovechan las potencialidades que brinda la técnica DIC al disponer del campo completo de deformación y con mucha mejor resolución que la obtenida por la impresión de una grilla. Dado que la FLC pretende informar sobre el estado de deformaciones al instante del inicio de la estricción localizada, surgen los métodos dependientes del tiempo, que tratan de cuantificar este instante a través del análisis de la historia completa de la deformación sufrida por el material.

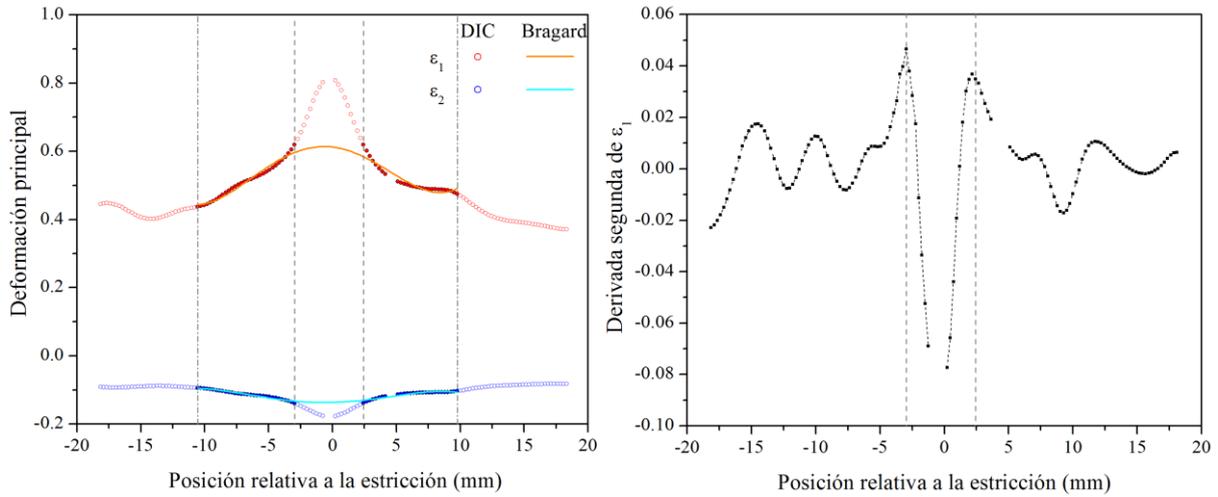
Entre los métodos dependientes del tiempo, se puede citar el propuesto por Vacher et al. (1999), que requiere registrar el campo completo de incrementos de deformación entre dos imágenes consecutivas durante todo el proceso. El inicio de la estricción localizada se define como el momento en que el incremento de deformación se aproxima a cero en la mayoría del área, excepto en alguna banda delgada. La definición es prácticamente una descripción del significado físico de estricción, pero el momento de inicio obtenido depende del criterio para decidir cuándo el incremento está próximo a cero. Huang et al. (2008) propusieron seleccionar el punto central de la zona de estricción, y extraer la historia de deformación de ese punto. En base a la historia de deformación se calcula la velocidad de deformación, y se define el comienzo de la estricción como el momento en que la velocidad de deformación se incrementa de forma abrupta. También se puede utilizar la derivada temporal de la velocidad de deformación, en cuyo caso se observa un máximo que indica el comienzo de la localización. Nuevamente se encuentra el problema de que los resultados varían según el criterio elegido

para definir qué aumento de velocidad se considera abrupto. Adicionalmente, la dispersión y el ruido de las curvas agregan imprecisión en los resultados. En el mismo sentido, Merklein et al. (2010) proponen un método similar, aunque en lugar de utilizar un punto individual, registran la deformación en un círculo de diámetro aproximadamente igual que el ancho de la estricción. Por otra parte, Martínez-Donaire et al. (2014) analizaron la historia de desplazamiento en el eje Z (paralelo al espesor de la chapa) a lo largo de una línea que cruza perpendicularmente a la estricción en un ensayo de Nakazima. Sus resultados indican que al principio el perfil de desplazamientos copia la curvatura impuesta por el punzón, pero hay un momento en que alguna zona empieza a aplanarse para luego desarrollar un valle que se hace cada vez más pronunciado hasta la fractura. El momento en que la curva empieza a aplanarse indica que la chapa se deforma independientemente de la forma impuesta por el punzón y es el instante de comienzo de la localización. Este último método se lo suele llamar combinado, ya que es dependiente del tiempo, pero también se analiza información dependiente de la posición.

Como se mencionó, los métodos dependientes de la posición para determinar las deformaciones límite estaban basados en la medición de deformaciones por grillado. El propuesto por Veerman et al. (1971) consistía en cuantificar la deformación de cada celda de una grilla circular, como una función de la deformación de las celdas adyacentes. Ellos identificaron la formación de un gradiente de deformación a escala de la celda individual, y detectaron que el comienzo de la estricción localizada corresponde a la formación de ese gradiente. Existen varios métodos también basados en la medición con grillado, como los propuestos por Hecker (1972) y Kobayashi et al. (1972). Por otro lado, el método de Bragard et al. (1972) está basado en el de Veerman y se ha convertido en uno de los más tradicionales. Como es un método dependiente de la posición, la deformación límite alcanzada por la probeta que se quiere evaluar es estimada en base a la distribución de deformaciones justo en el instante previo a la fractura. Se evalúa la distribución de la deformación en el paso anterior a la fractura, a lo largo de una línea perpendicular a la estricción de la muestra ensayada. Las distribuciones de deformaciones principales son ajustadas, generalmente mediante una parábola o una parábola inversa, previo descarte de los puntos centrales que contienen la estricción. Posteriormente surgió la norma ISO “*Metallic materials – Sheet and strip – Determination of forming limit curves in laboratory*” (ISO 12004-2:2008), que busca definir condiciones de ensayo y un proceso unificado de determinación de las deformaciones límite para reducir la dispersión entre las FLC calculadas en los distintos laboratorios. El método es muy similar al de Bragard, aunque presenta algunos cambios. Su mayor diferencia radica en una mayor rigurosidad en los criterios empleados para definir qué puntos centrales se deben descartar, la definición de las ventanas de ajuste a cada lado de la estricción y el hecho de que se ajusta el perfil de deformaciones mediante una parábola invertida. Sin embargo, tiene el principal defecto que toma al grillado como método de referencia para la medición de las deformaciones, el cual tiene una resolución muy baja, además de ser subjetivo respecto a la persona que hace la medición. Además, en caso de seguir su formulación original, su aplicación es difícil ya que define las ventanas de ajuste en *mm* considerando

únicamente ciertos tipos de muestras de dimensiones más grandes que las generalmente usadas. Así, en probetas de tracción se hace imposible utilizar las ventanas de ajuste definidas por la norma, ya que los valores en *mm* que propone son superiores incluso al largo total de una probeta de tracción ISO50, por ejemplo. Lo que la norma sugiere es la utilización de un único tipo de ensayo para la FLC completa, mediante ensayos de estirado con punzón, ya sea Nakazima o Marciniak. Estos ensayos son muy costosos en cuanto a la cantidad de material necesario para realizar la FLC completa, sobre todo considerando un material anisótropo como el zinc en el que se deben estudiar al menos dos orientaciones respecto a la dirección de laminado. En el caso particular del ensayo Marciniak se suma el hecho de que además de las muestras a ensayar se requiere una máscara de sacrificio de iguales dimensiones para cada ensayo. La dificultad del ensayo Nakazima radica en que es un ensayo que genera curvatura en la probeta, requiriendo de equipamiento de DIC-3D, el cual no siempre está disponible en los laboratorios, mientras que el análisis DIC-2D requiere un equipamiento de muy fácil disponibilidad.

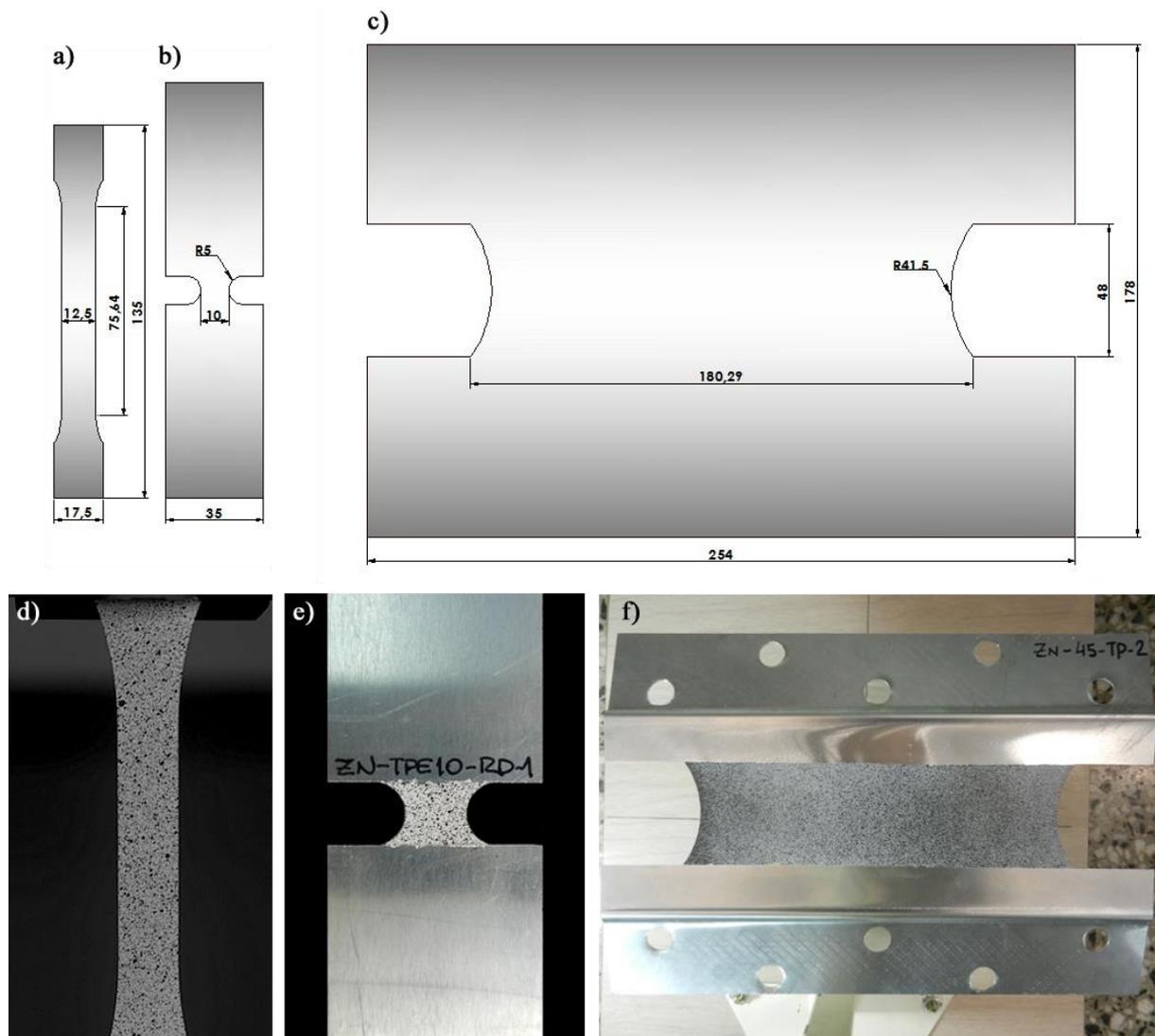
En la presente tesis se empleó una adaptación del método de Bragard, del cual se muestra un ejemplo en la Figura 6.4. En el método original, el perfil de deformaciones se ajusta mediante un polinomio de grado 2, pero resultados reportados por Serenelli (2013), indican que un polinomio de grado 4 provee un mejor ajuste, por lo que se adoptó esta variante, en particular al utilizar probetas de tamaño *subsize*. La Figura 6.4 (izquierda) muestra el ajuste mediante un polinomio de grado 4 del perfil de deformaciones. Además se adoptó de la norma ISO 12004-2:2008 el criterio para descartar los puntos centrales, ya que es simple y permite eliminar subjetividades, al menos en este aspecto. El mismo consiste en calcular la derivada segunda de la deformación mayor respecto de la posición a cada lado de la fractura o estricción. Para ello se toma cada punto medido junto con sus inmediatos anterior y siguiente, de modo de tener tres puntos equiespaciados, y luego calcular la derivada segunda numérica centrada a partir de ajustar cada grupo de puntos con un polinomio de segundo grado. Luego se deben encontrar los primeros máximos a cada lado de la estricción, y esos puntos definen la ventana central en la que se deben descartar los valores. La Figura 6.4 (derecha) muestra la derivada segunda, y cómo queda claramente definido el rango de puntos a descartar. Los límites exteriores de la ventana de ajuste se seleccionan cuando se observa un cambio en la concavidad de la curva definida por los puntos de deformación.



**Figura 6.4: método de Bragard para determinar las deformaciones límite. Izquierda: perfil de deformaciones y ajuste polinómico; derecha: definición de la zona de exclusión de puntos centrales mediante el método de la derivada segunda**

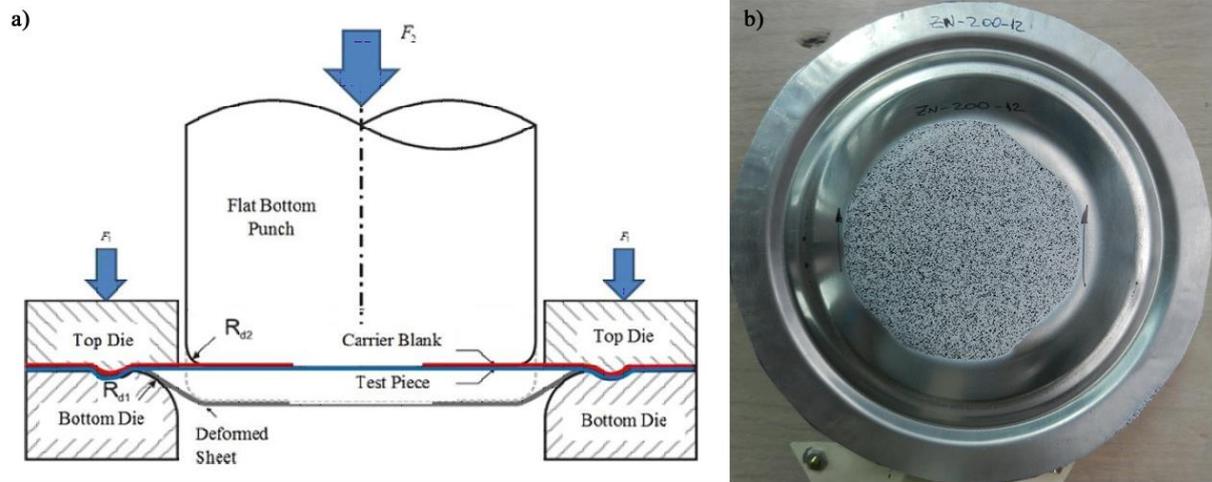
### 6.2.3 Ensayos realizados

Los ensayos de tracción permiten determinar la sección de la FLC en el rango  $\varepsilon_2 \leq 0$ . Para obtener diferentes caminos de deformación, son utilizadas probetas con diferentes formas y entallas. La Figura 6.5 muestra las geometrías utilizadas en este trabajo. La probeta de la izquierda corresponde a tracción uniaxial, mientras que las dos de la derecha son similares, aunque de tamaño muy diferente, y permiten obtener deformación plana en el centro de la zona que deforma. Las ventajas que presentan los ensayos de tracción son su facilidad para realizarlos, ya que sólo es necesaria una máquina de ensayos universal; la simplicidad de las muestras utilizadas; y además el hecho de que las mismas permanecen planas durante el ensayo, lo cual facilita la medición de las deformaciones mediante la técnica de DIC-2D. Como aspecto negativo se puede mencionar que sólo se puede determinar el rango de la FLC en que  $\varepsilon_2 \leq 0$ .



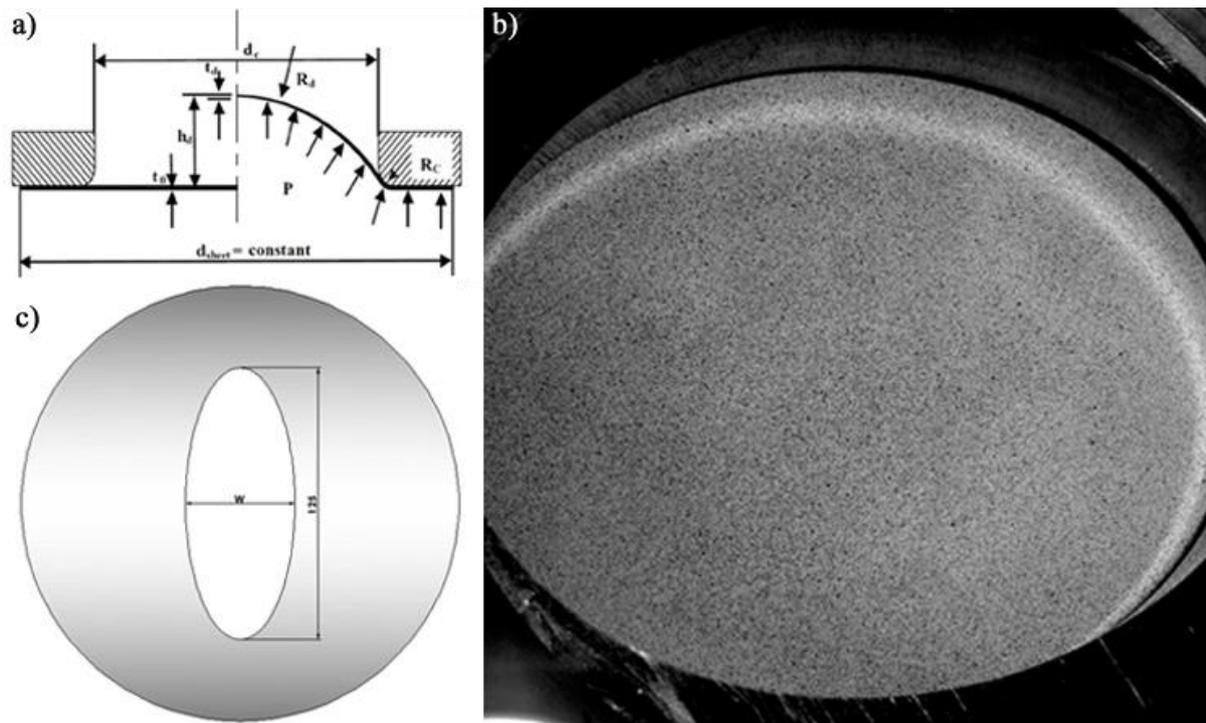
**Figura 6.5: geometrías de las probetas de tracción utilizadas. a) y d) Geometría y probeta de tracción uniaxial; b) y e) geometría y probeta de deformación plana de dimensiones reducidas; c) y f) geometría y probeta de deformación plana de mayores dimensiones**

Para el lado derecho de la FLC, en que  $\varepsilon_1$  y  $\varepsilon_2$  son ambas positivas, se utilizaron los ensayos de estirado biaxial de Marciniak y de acopado hidráulico. En el ensayo Marciniak (Marciniak y Kuczynski, 1967) un punzón plano deforma indirectamente una chapa dentro de una matriz circular a través de una máscara de sacrificio que posee un agujero central. A medida que el punzón desciende, el agujero central de la máscara se expande en sentido radial, y debido a las fuerzas de roce radiales que se producen entre la máscara y la chapa, ésta se deforma junto con la máscara. Esto genera que las mayores deformaciones en la chapa se produzcan en la zona central y se evita que la muestra se fracture en la zona de flexión por los bordes del punzón. De esta manera la parte central se deforma biaxialmente y sin rozamiento, permitiendo que la inestabilidad se desarrolle en esta zona hasta la fractura. La Figura 6.6 muestra la disposición esquemática del ensayo y la probeta utilizada, luego de ser ensayada. Un detalle importante es que el radio entre la parte plana y las paredes del punzón ( $R_{d2}$  en la Figura 6.6) no sea muy pequeño, ya que las chapas de zinc Zn20 pueden fracturarse en esa zona de doblado en la dirección del fibrado.



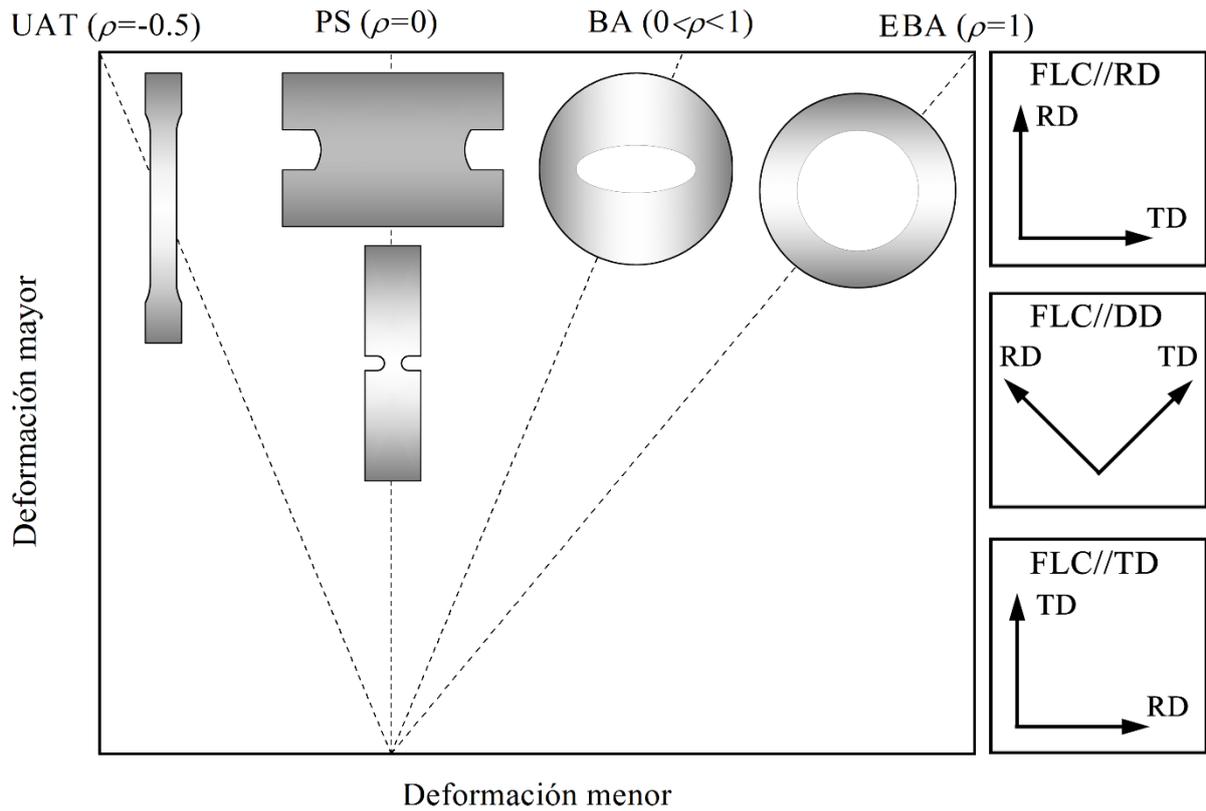
**Figura 6.6: geometría y muestra de ensayo Marciniak. a) Disposición esquemática de las partes que componen un ensayo Marciniak con especificación del punzón, máscara, muestra y matriz (Samei et al., 2016); b) probeta de zinc luego de un ensayo de Marciniak con un diámetro de punzón de 110 mm**

El ensayo de acopado hidráulico es un experimento muy difundido de estirado biaxial en el que se usa un gas o un líquido a presión para deformar la probeta (Gutscher et al., 2004). Consiste en una cámara a presión y una máscara para fijación de la muestra en sus bordes, como muestra la Figura 6.7. La máscara de fijación tiene un orificio central elíptico con distintas relaciones de aspecto ( $W/125mm$ ) que permiten obtener varios caminos de deformación. En el presente trabajo se utilizaron máscaras con relaciones de aspecto de 0.2, 0.5, 0.65 y 1, las cuales producen caminos de deformación homónimos. Una de sus principales ventajas es la ausencia de contacto en el área de interés, por lo que esa parte se deforma sin fricción. Algunas desventajas son que sólo se puede obtener la sección de la FLC en que  $\epsilon_2 > 0$  y también que la curvatura que desarrolla la chapa a medida que deforma hace más difícil la medición de deformaciones, y es imprescindible contar con equipamiento que permita aplicar la correlación digital de imágenes en 3D. Además se debe contar con algún tipo de protección para el equipamiento de adquisición de las imágenes, ya que cuando se agrieta la muestra, el líquido a presión puede dañar las cámaras.



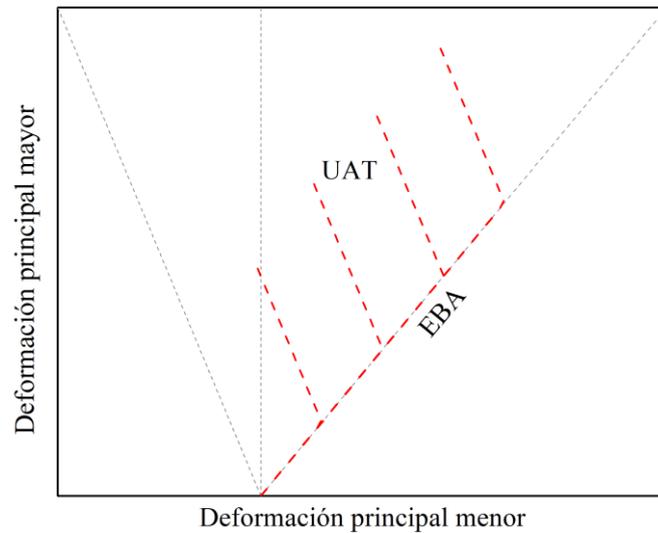
**Figura 6.7: geometría y muestra del ensayo de acopado hidráulico. a) Representación gráfica del ensayo (Gutscher et al., 2004); b) muestra de zinc colocada en el equipo durante la realización del ensayo; c) geometría de las máscaras utilizadas para el presente trabajo**

De esta manera, los ensayos explicados en el presente apartado permiten determinar la deformación límite en un amplio rango de caminos de deformación, de modo de tener la FLC completa. La Figura 6.8 representa esquemáticamente los caminos de deformación que cada ensayo permite determinar. Como se mencionó previamente, la FLC se determina según tres orientaciones, a  $0^\circ$  (FLC//RD),  $45^\circ$  (FLC//DD) y  $90^\circ$  (FLC//TD) de la dirección de laminado. Para una mejor comprensión de esto, los recuadros sobre la derecha de la Figura 6.8 especifican claramente la orientación de los ejes de anisotropía de la chapa respecto al estado de deformaciones de cada muestra para cada FLC calculada, es decir FLC//RD, FLC//DD y FLC//TD.



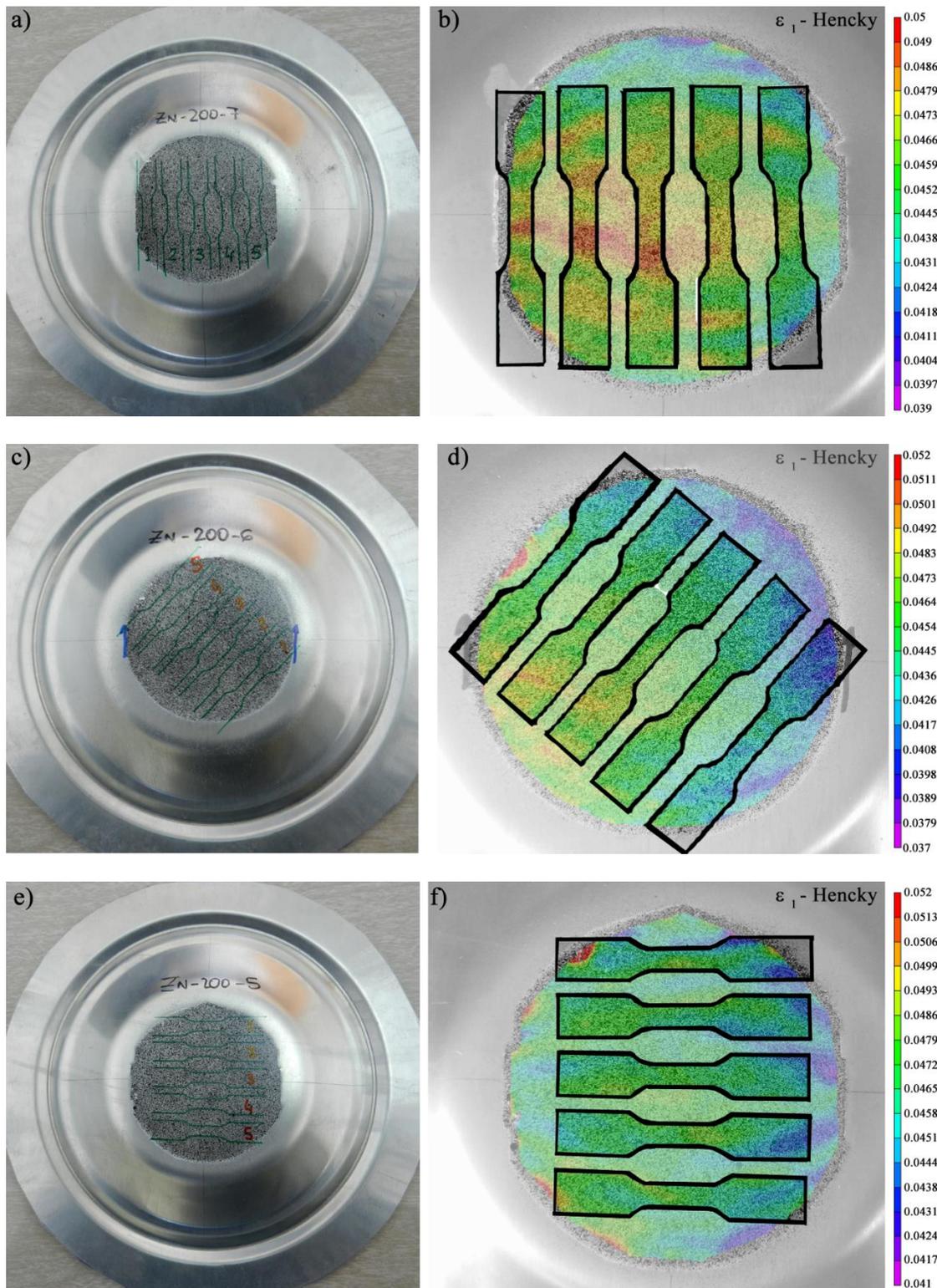
**Figura 6.8:** representación de las muestras utilizadas para determinar la FLC según los diferentes caminos de deformación ensayados. En los recuadros de la derecha se representa la orientación de los ejes de anisotropía de la chapa respecto a las muestras

Como se mencionó previamente, el conformado a partir de chapas involucra en general caminos de carga complejos, lo cual exige disponer de mayor información que la aportada a través de la caracterización de la FLC convencional. Con la finalidad de aportar mayor información sobre el comportamiento de las chapas de zinc estudiadas frente a operaciones de conformado, se llevaron a cabo otros ensayos adicionales dirigidos a evaluar la formabilidad bajo caminos de deformación variables. En particular, se recurrió a caminos bilineales compuestos de dos etapas, que consistieron en una deformación preliminar EBA seguida por UAT, como lo muestra en forma esquemática la Figura 6.9.

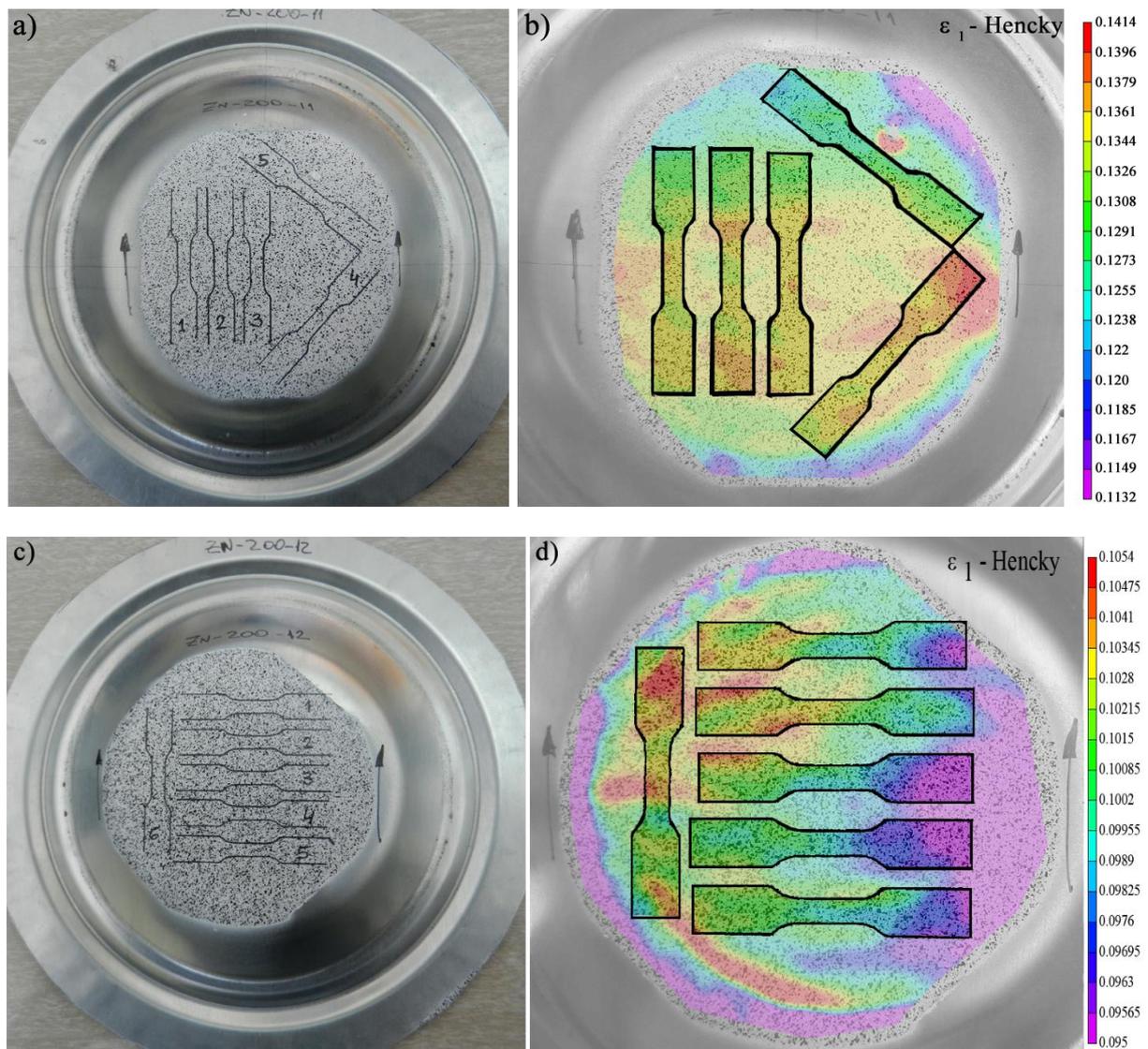


**Figura 6.9: representación esquemática de los caminos de deformación bilineales realizados**

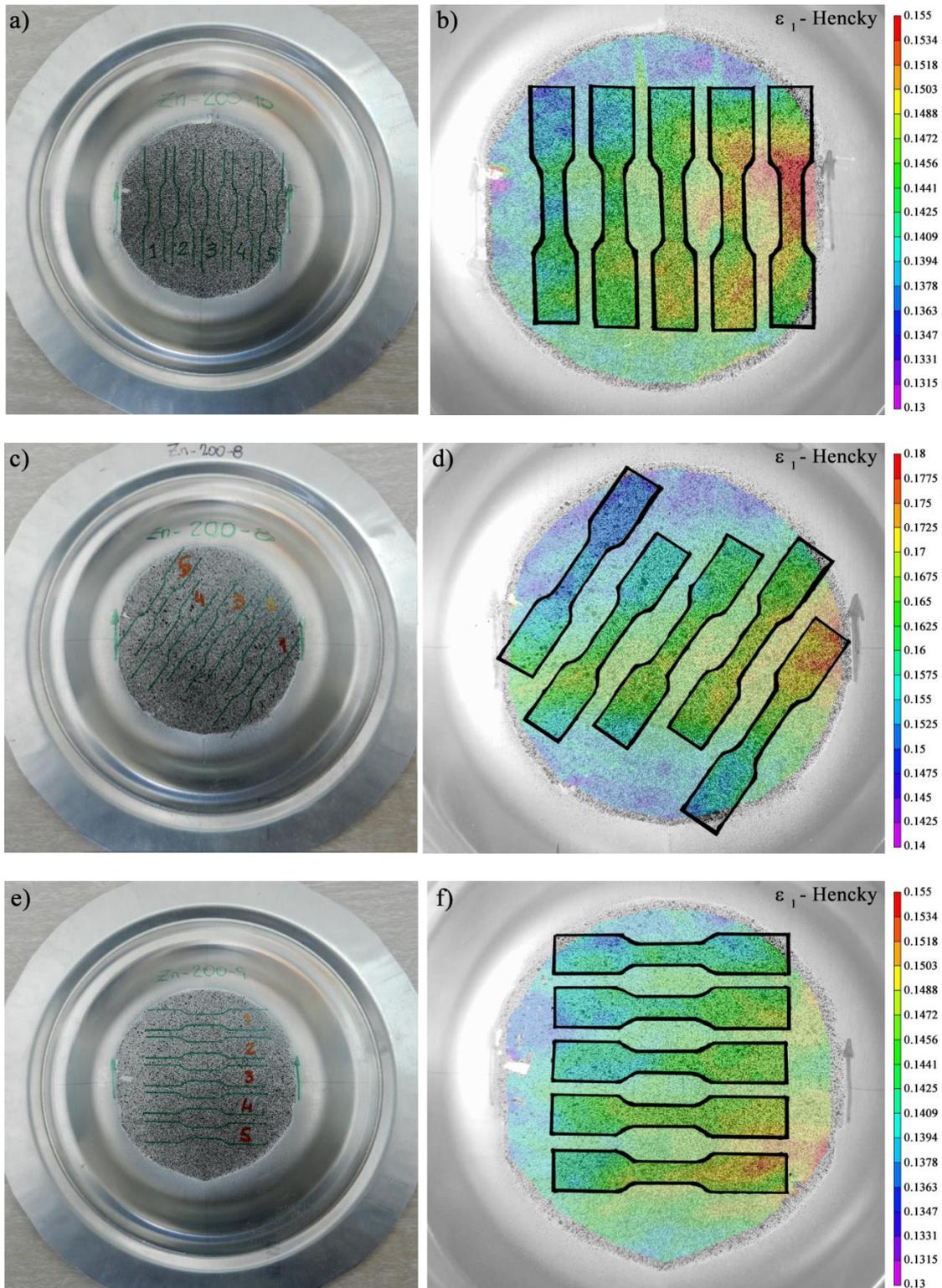
La deformación EBA inicial se llevó a cabo mediante ensayos de tipo Marciniak, elegido porque sus dimensiones y el hecho de que la chapa deformada se mantiene plana permiten extraer probetas de UAT. Las probetas de UAT fueron extraídas en tres orientaciones,  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  y  $90^\circ$  respecto a la dirección de laminado, y fueron aplicados cinco niveles de deformación preliminar equibiaxial. Las Figuras 6.10, 6.11, 6.12 y 6.13 muestran la disposición de las probetas UAT sobre las probetas de Marciniak. En ellas se puede observar que, si bien la distribución de las deformaciones sobre las probetas biaxiales es generalmente heterogénea, se buscó que el campo de deformaciones sea lo más homogéneo posible en la longitud calibrada de cada probeta UAT. Los ensayos de UAT fueron realizados hasta la aparición de estricción localizada o fractura.



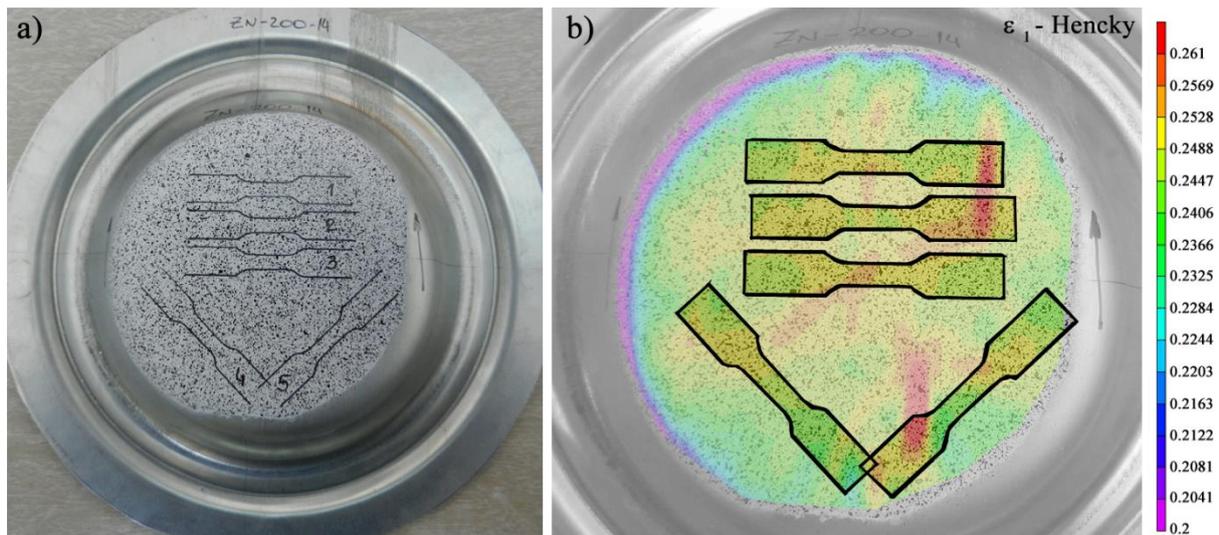
**Figura 6.10:** muestras utilizadas para la determinación de las deformaciones límite mediante caminos de deformación bilineales, con deformación EBA de  $\varepsilon_1 \approx 0.05$ . Columna izquierda: distribución de las probetas de UAT en la muestra Marciniak. Columna derecha: distribución de la deformación principal mayor en la muestra Marciniak, con las muestras de UAT resaltadas. a) y b) Muestras UAT extraídas según RD; c) y d) muestras UAT extraídas según DD; e) y f) muestras UAT extraídas según TD



**Figura 6.11: muestras utilizadas para la determinación de las deformaciones límite mediante caminos de deformación bilineales, con deformación EBA de  $\epsilon_1 \approx 0.10-0.12$ . Columna izquierda: distribución de las probetas de UAT en la muestra Marciniak. Columna derecha: distribución de la deformación principal mayor en la muestra Marciniak, con las muestras de UAT resaltadas. a) y b) Muestras UAT extraídas según RD y DD; c) y d) muestras UAT extraídas según RD y TD**



**Figura 6.12:** muestras utilizadas para la determinación de las deformaciones límite mediante caminos de deformación bilineales, con deformación EBA de  $\epsilon_1 \approx 0.15$ . Columna izquierda: distribución de las probetas de UAT en la muestra Marciniak. Columna derecha: distribución de la deformación principal mayor en la muestra Marciniak, con las muestras de UAT resaltadas. a) y b) Muestras UAT extraídas según RD; c) y d) muestras UAT extraídas según DD; e) y f) muestras UAT extraídas según TD



**Figura 6.13:** muestras utilizadas para la determinación de las deformaciones límite mediante caminos de deformación bilineales, con deformación EBA de  $\varepsilon_1 \approx 0.25$ . a) Distribución de las probetas de UAT en la muestra Marciniak; b) distribución de la deformación principal mayor en la muestra Marciniak, con las muestras de UAT extraídas según DD y TD resaltadas

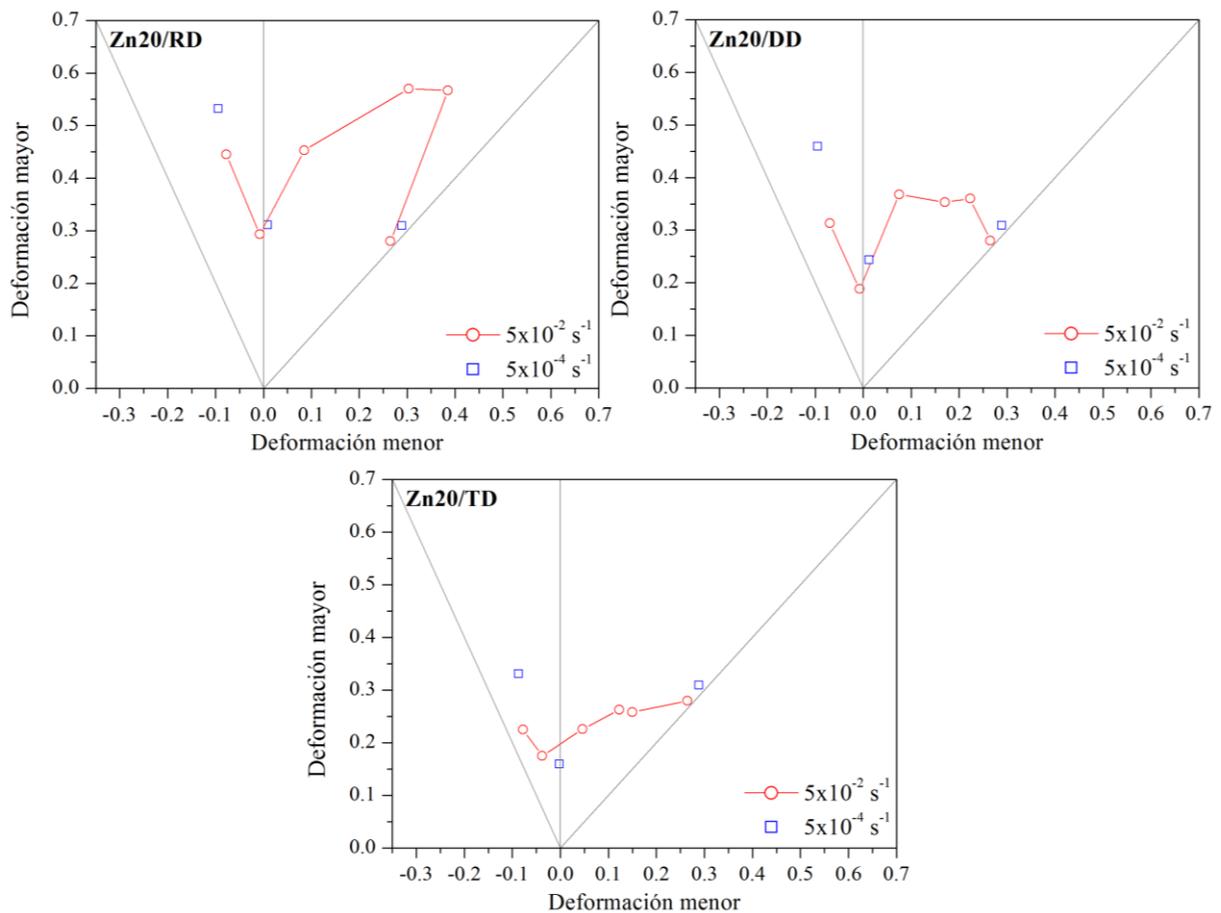
## 6.3 Curva límite de conformado de la aleación de zinc Zn20

### 6.3.1 Resultados experimentales

La formabilidad de la aleación Zn20 es evaluada en términos de la FLC, calculada según las tres orientaciones características, RD, DD y TD, respectivamente. Además, dado que el material es sensible a la velocidad de deformación, se evaluaron dos velocidades de deformación:  $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  y  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Con respecto a la primera velocidad, ensayos de tracción y Bulge con varias máscaras permitieron determinar la FLC completa, con una cantidad adecuada de puntos, especialmente en el lado derecho del diagrama. Respecto a la segunda velocidad, se determinaron puntos en condiciones de UAT, PS y EBA, que son los más característicos del diagrama, mediante ensayos de tracción y Marciniak.

La Figura 6.14 muestra las FLC del material para las dos velocidades elegidas y las tres orientaciones. Las deformaciones principales mayores y menores están graficadas en los ejes vertical y horizontal, respectivamente. Los círculos con borde de color rojo son los puntos obtenidos para una velocidad de deformación de  $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  y los cuadrados con borde de color azul son los correspondientes a una velocidad de  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . La primera característica resalta al comparar las curvas que corresponden a distintas orientaciones, ya que se observa que la formabilidad del zinc es altamente anisótropa. No sólo se observa mayor formabilidad en la dirección RD, sino que además las formas de las FLCs son cualitativamente distintas. En particular, la FLC según RD presenta un comportamiento muy inusual en el lado derecho del diagrama. La formabilidad se incrementa para caminos de deformación entre  $\rho = 0$  y  $\rho = 0.5$ , con una deformación límite máxima de  $\varepsilon_1 \approx 0.57$  para  $\rho = 0.5$ , y cae abruptamente cerca de tracción equibiaxial, en particular para  $\rho > 0.65$ . También es poco común, respecto a la mayoría de los materiales, que el punto de deformación plana esté a la misma altura que el de EBA, con una

deformación de  $\varepsilon_1 \approx 0.29$ . La FLC según DD muestra que en el lado derecho, la formabilidad crece desde  $\rho = 0$  hasta un máximo de  $\varepsilon_1 \approx 0.37$  para  $\rho = 0.2$ , luego se mantiene prácticamente constante hasta  $\rho = 0.65$ , y decrece para EBA. En esta orientación, el mínimo es de  $\varepsilon_1 \approx 0.19$  para deformación plana. En el caso de la FLC según TD, su análisis muestra que es la orientación con la menor formabilidad. El valor mínimo es de  $\varepsilon_1 \approx 0.17$  y se encuentra cercano a deformación plana, mientras que en deformación EBA exhibe su mayor formabilidad. Como era de esperar, los ensayos de UAT no se corresponden con un camino de deformación de  $\rho = -0.5$ , sino a un  $\rho$  en el rango de  $-0.33$  a  $-0.17$ , en función del correspondiente coeficiente de Lankford.

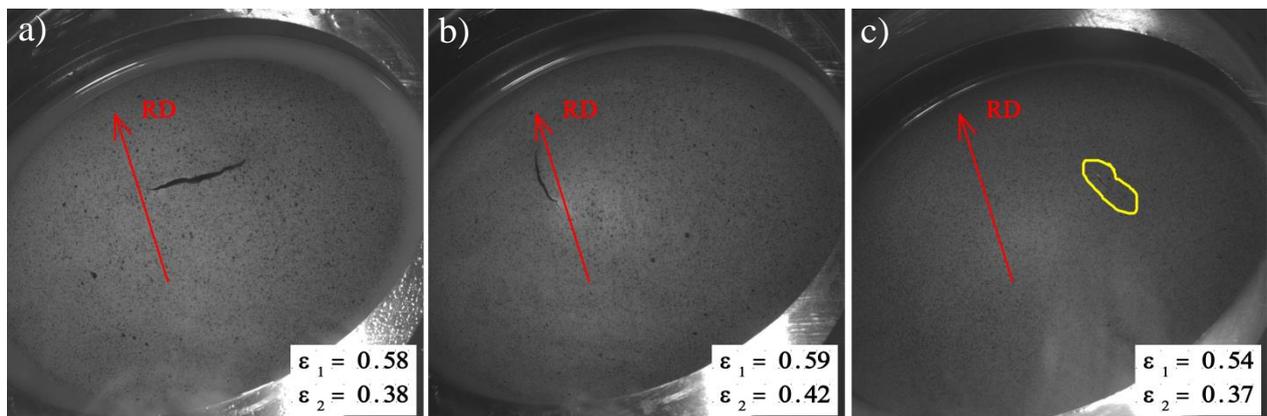


**Figura 6.14: FLCs con puntos a dos velocidades distintas, y para tres orientaciones respecto de la dirección de laminado**

En lo referido al efecto de la velocidad de deformación, el comportamiento cambia según se trate del lado derecho o izquierdo del diagrama FLD. En el lado derecho, e incluyendo deformación plana, la velocidad de deformación no tiene influencia apreciable en los valores límite obtenidos, siendo las diferencias observadas del orden de la incerteza típica de los procesos de determinación de deformación límite. Las deformaciones límite son muy similares, con pequeñas diferencias en algunos casos. En cambio, en el lado izquierdo, y puntualmente para deformación mediante UAT, cambiar la velocidad de deformación produce cambios significativos. En el caso de deformación según RD, la deformación

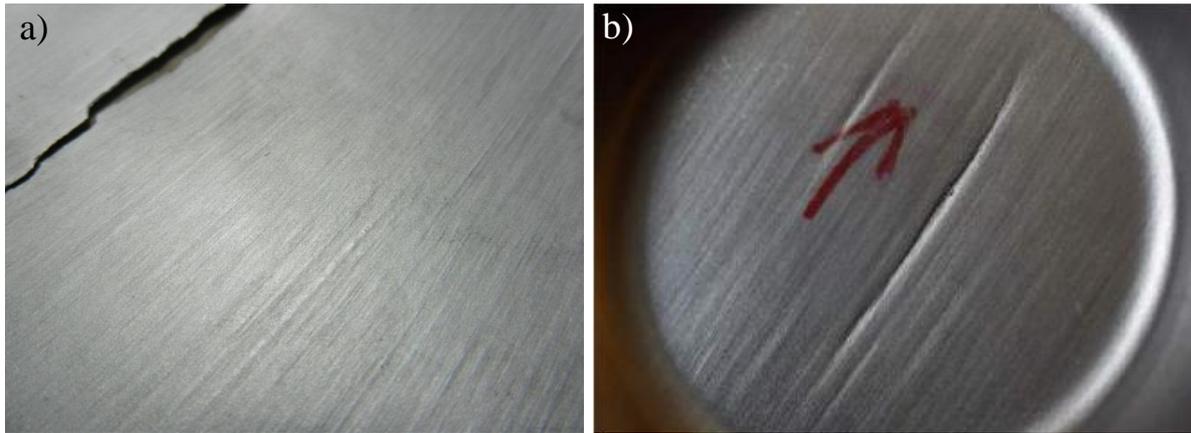
límite mayor es un 17% mayor para la velocidad lenta, mientras que en DD esa diferencia sube a 42%, al igual que en TD.

Resulta interesante inspeccionar con algo más de detalle el comportamiento inusual observado en el lado derecho de la FLC según RD. Jansen et al. (2013) encontraron el mismo comportamiento, y lo relaciona a un cambio en la orientación de la grieta producido por la anisotropía del material, que genera que  $\sigma_{TD} > \sigma_{RD}$  a partir de cierto  $\rho$ , aunque  $\varepsilon_{RD} < \varepsilon_{TD}$ . Sin embargo, en los ensayos de acopado hidráulico realizados para el presente trabajo se observó que para el camino de deformación  $\rho = 0.65$  las fracturas no tuvieron una orientación única. La Figura 6.15 muestra las orientaciones de las grietas para las 3 muestras de  $\rho = 0.65$  ensayadas según RD. Se puede ver que en la probeta de la izquierda la grieta es perpendicular a RD, en la del centro está alineada con RD, mientras que en la de la derecha está a aproximadamente  $30^\circ$  de RD. Sin embargo, las deformaciones límite (mostradas en el recuadro de cada probeta) no se ven afectadas por estas variaciones en la orientación, con lo cual la evidencia no parece ser concluyente respecto a la explicación propuesta por los autores mencionados.



**Figura 6.15: orientaciones de las fracturas de las muestras deformadas según RD para un camino de deformación de  $\rho = 0.65$ . a) Fractura orientada perpendicularmente a RD; b) fractura orientada en la dirección de RD; c) fractura orientada a aproximadamente  $30^\circ$  de RD. El recuadro de cada probeta indica el valor límite de deformación**

Vysochinskiy et al. (2016) también encontraron la presencia de orientaciones anormales en las fracturas producidas al estirar biaxialmente una chapa de aluminio AA6016, aunque en ese caso lo relacionan a la rugosidad superficial generada por la ocurrencia del fenómeno de “*roping*”. En forma resumida, este fenómeno se produce debido a bandas locales de textura cristalográfica, que produce más concentración de deformaciones en unas zonas que en otras, generando la mencionada rugosidad. En este sentido, la chapa de zinc estudiada en la presente tesis también muestra, luego de deformada, una marcada rugosidad superficial, y de características visuales muy similares a las que se observan en la chapa de aluminio. La Figura 6.16 muestra imágenes de las superficies de ambos materiales, y puede observarse la similitud entre ellos en cuanto a lo visual se refiere.



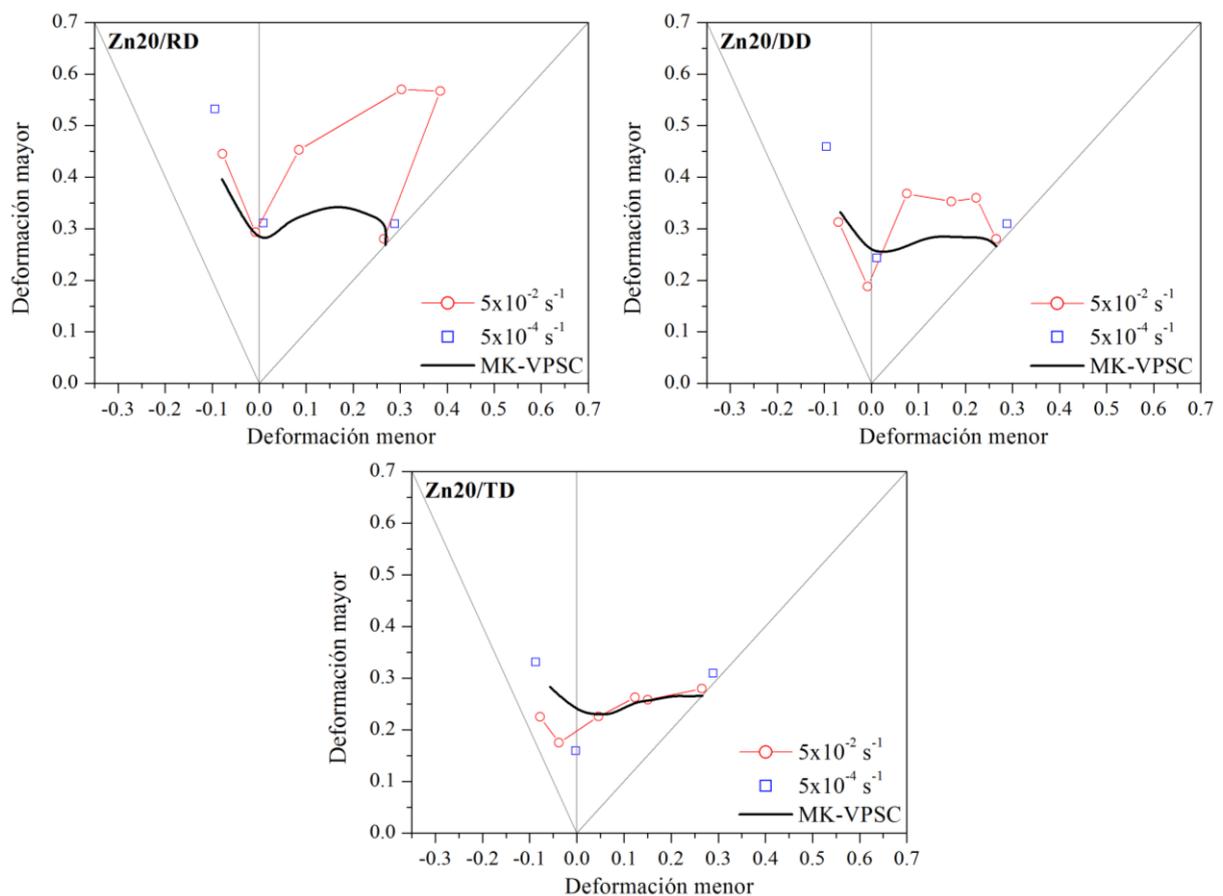
**Figura 6.16:** comparación de la rugosidad superficial de las aleaciones de zinc y aluminio. a) Chapa de zinc Zn20 luego de un ensayo Marciniak; b) chapa de aluminio AA6016 (Vysochinskiy et al., 2016)

### 6.3.2 Predicción de la FLC mediante el modelo MK-VPSC

El factor de imperfección inicial del modelo MK,  $f_0$ , se determina de modo que la deformación límite predicha en PS para muestras extraídas según RD coincida con el valor experimental. Mediante este criterio, la imperfección inicial se estableció en un valor  $f_0 = 0.99$ . Con el objetivo de garantizar los mismos valores de deformación límite para EBA, independientemente de la alineación de los ejes de anisotropía respecto el sistema de referencia, se impuso la condición de borde  $L_{12} = 0$  (ecuación 5.9).

La Figura 6.17 presenta las FLCs predichas por el modelo, junto con los valores experimentales presentados anteriormente. Las líneas negras continuas son las FLCs que resultan de la simulación utilizando el modelo MK-VPSC. Notar que en el lado izquierdo las curvas comienzan a partir de los estados de deformación obtenidos de los resultados experimentales de las muestras UAT ( $\rho = [-0.17, -0.23, -0.30]$ ), mientras que en el lado derecho se extienden hasta  $\rho = 1$ . Por un lado, se puede observar que las deformaciones límite predichas son sensibles a la dirección de carga, es decir la deformación límite presenta también características anisótropas, de igual manera que las observadas experimentalmente. La formabilidad según RD es mayor que en DD, y a su vez ésta es mayor que TD. Por el otro lado, el acuerdo con los valores experimentales es disímil, dependiendo de la orientación. Para cada orientación, el comportamiento es diferente según se trate del lado izquierdo o derecho del diagrama. En el caso de la FLC según RD, el lado izquierdo del diagrama muestra buena coincidencia, especialmente para el punto de UAT a una velocidad de  $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , hasta el valor de PS. Hacia la derecha de PS, la predicción mediante MK-VPSC muestra valores límite que aumentan, aunque no en la magnitud que exhiben los resultados experimentales. Por lo tanto, en el lado derecho del diagrama la predicción no es buena, lo que se extiende sobre la mayoría ese lado, aunque en el punto equibiaxial el valor predicho es muy preciso. Con respecto a la FLC según DD, se observa que sobre el lado izquierdo hay algunas coincidencias entre los valores predichos y experimentales. El valor experimental de formabilidad según UAT a una velocidad de deformación de  $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  es correctamente predicho, mientras que en PS el valor que resulta del modelo coincide con el experimental a  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , y sobre

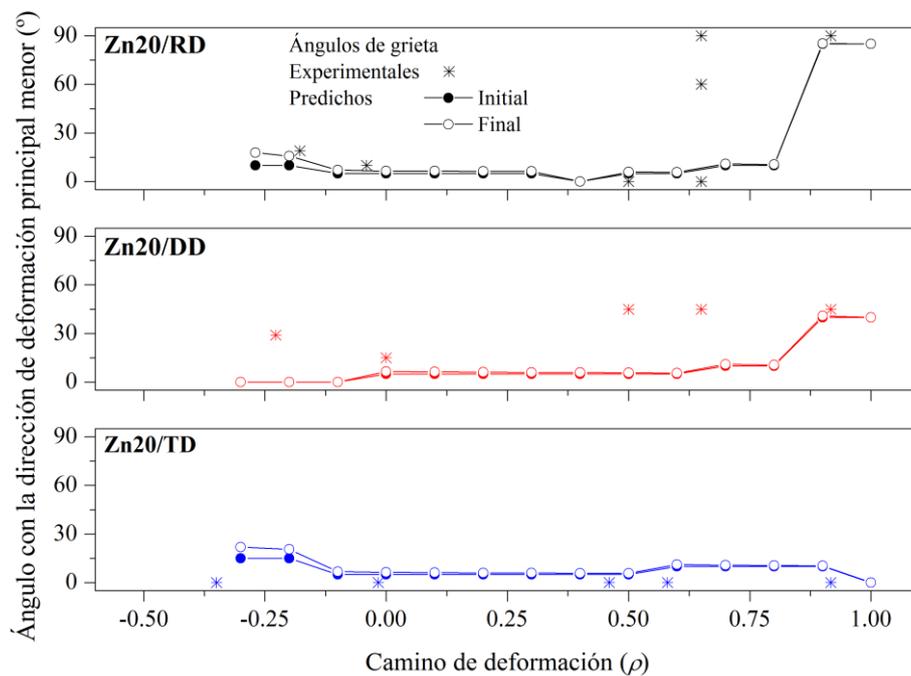
estima al de mayor velocidad. En el lado derecho sucede algo similar a lo de RD, ya que la curva producto de la simulación está por debajo de la experimental en todo el rango, hasta que en deformación EBA coincide nuevamente. La FLC según TD muestra que la FLC experimental es predicha con muy buena precisión sobre el lado derecho mediante el modelo MK-VPSC. A partir de  $\rho = 0.2$ , la curva límite que resulta del modelo es prácticamente coincidente con la experimental. Por otro lado, los valores experimentales en PS son inferiores a los del modelo, independientemente de la velocidad de deformación que se analice. En el caso de UAT, la curva simulada queda entre medio de los valores correspondientes a las dos velocidades.



**Figura 6.17: FLCs predichas mediante el modelo MK-VPSC, junto a los puntos experimentales a dos velocidades distintas, y para tres orientaciones respecto de la dirección de laminado**

La Figura 6.18 muestra las orientaciones de las bandas de localización respecto de la dirección de la deformación menor, tanto experimentales como predichas. En líneas generales, el modelo predice correctamente los resultados experimentales para algunos casos, pero no lo suficiente para afirmar que el acuerdo sea satisfactorio en el rango completo de sollicitación y condiciones. En el caso de RD, los ángulos experimentales son cercanos a 0 hasta llegar al camino de deformación  $\rho = 0.65$  donde se encuentran tres orientaciones completamente distintas, como ya se mencionó previamente. Luego para el camino de deformación EBA la localización está a  $90^\circ$ . Las predicciones del modelo son correctas,

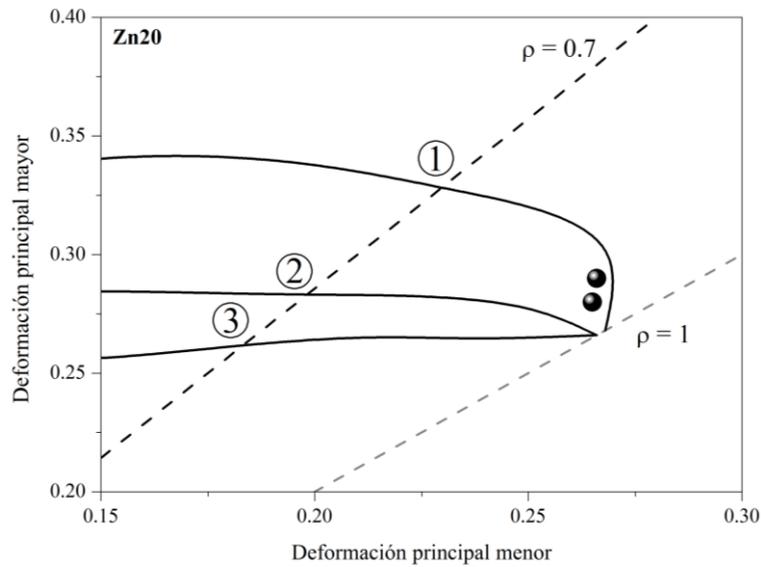
incluso prediciendo el cambio en la orientación de la banda cuando el camino de deformación se acerca a  $\rho = 1$ . En el caso de DD, los ángulos experimentales tienen valores entre  $15^\circ$  y  $30^\circ$  desde UAT hasta PS, y luego hasta deformación EBA se sostienen en  $45^\circ$ . El modelo predice ángulos bajos entre  $0^\circ$  y  $10^\circ$  desde UAT hasta  $\rho = 0.8$ , y luego cerca de EBA sube a  $45^\circ$ , en coincidencia con el comportamiento experimental. Por el lado de TD, hay buen acuerdo entre los valores experimentales y los predichos, ya que ambos tienen valores cercanos a  $0^\circ$  en todo el rango de caminos de deformación. Respecto al modelo, vale la pena mencionar que en algunos casos son varias las orientaciones de bandas que están muy cerca de alcanzar el criterio de localización.



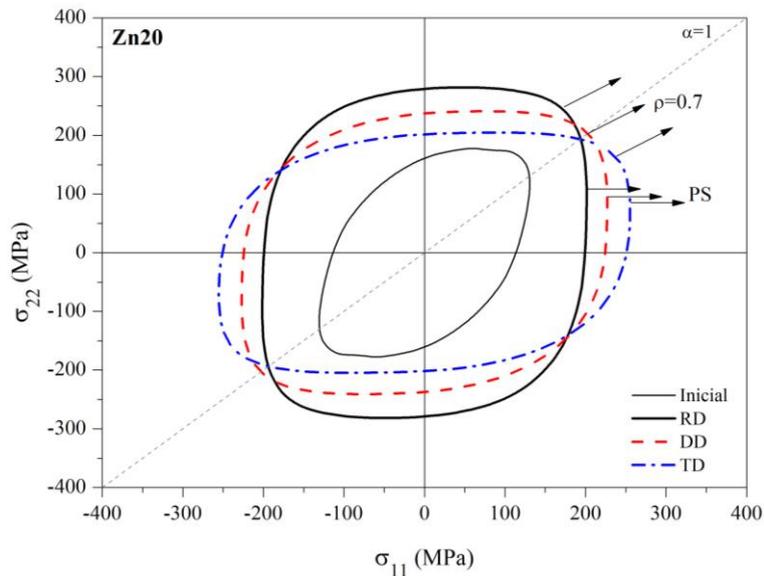
**Figura 6.18: orientaciones de las bandas de localización experimentales y predichas, medidas respecto a la dirección de la deformación principal menor**

La forma inusual en la zona biaxial de la FLC orientada según RD puede deberse a múltiples factores, como la anisotropía que introduce la textura y la direccionalidad introducida en la microestructura por la presencia de las bandas de intermetálico. Mediante el modelo se puede analizar con mayor detalle la influencia de la textura en este comportamiento. La Figura 6.19 muestra una vista detallada de las FLCs predichas según RD, DD y TD, para un camino de deformación de  $\rho = 0.7$ , cercano al cambio abrupto de la FLC experimental. La vista magnificada permite apreciar con más claridad la mayor formabilidad según RD. Los puntos límite de la curva son llamados 1 para RD, 2 para DD y 3 para TD. Para relacionar la diferencia del comportamiento límite con la anisotropía debida a la textura, las superficies equipotenciales fueron calculadas para los estados de deformación 1, 2 y 3, y los resultados se grafican en la Figura 6.20. Las flechas indican la dirección del vector de incremento de la deformación en cada punto de la superficie. La figura muestra claramente que las superficies equipotenciales evolucionan diferente dependiendo de la orientación de la deformación. Notar que en todos los casos se impuso como condición de borde que  $\varepsilon_{22} < \varepsilon_{11}$ , pero el estado de tensiones resultante

para el punto orientado según RD es inverso al de las orientaciones DD y TD ( $\sigma_{22}^{RD} > \sigma_{11}^{RD}$ ,  $\sigma_{11}^{DD} > \sigma_{22}^{DD}$ ,  $\sigma_{11}^{TD} > \sigma_{22}^{TD}$ ).



**Figura 6.19:** detalle de las FLCs predichas en la zona donde experimentalmente se observa un cambio abrupto en la curva. Los números indican los puntos en las FLCs de RD, DD y TD en los que las superficies equipotenciales fueron calculadas (Figura 6.20)



**Figura 6.20:** superficies equipotenciales para los estados inicial y próximo a la deformación límite para el caso biaxial con  $\rho = 0.7$

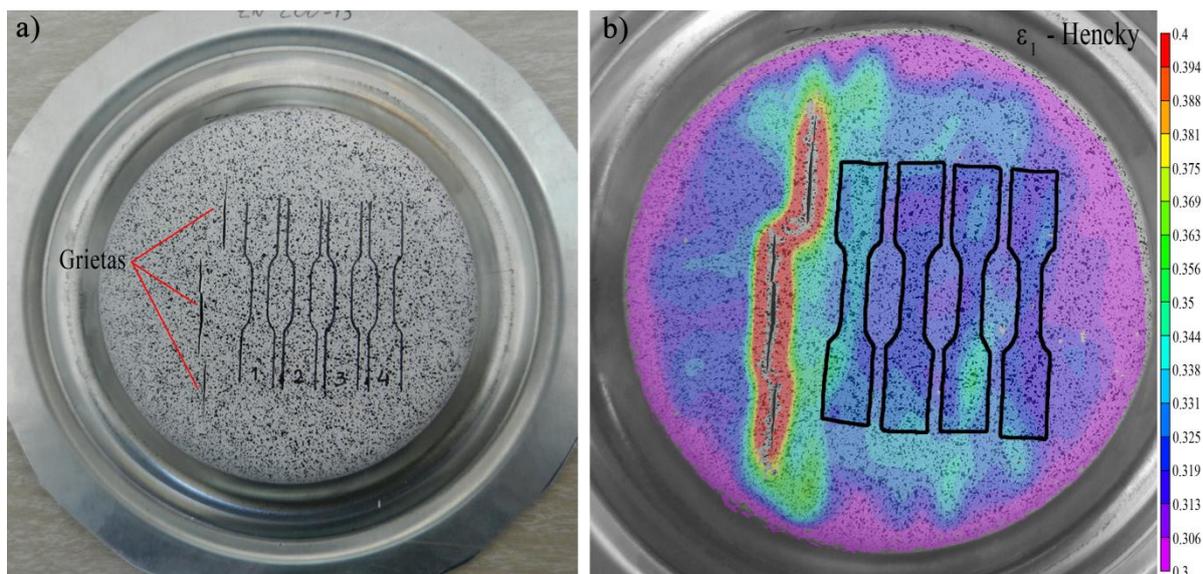
## 6.4 Efecto de una predeformación biaxial sobre la deformación límite en tracción

Tal como se mencionó previamente, la formabilidad para caminos de deformación bilineales se estudió en términos de una predeformación EBA, seguida de deformación mediante UAT. Los niveles de predeformación equibiaxial son detallados en la Tabla 6.1 para cada orientación de probetas UAT:  $\epsilon_1 \approx 0.05, 0.15$  y  $0.32$  para RD;  $\epsilon_1 \approx 0.12, 0.15$  y  $0.25$  para DD;  $\epsilon_1 \approx 0.05, 0.12, 0.15$  y  $0.25$  para TD.

La Figura 6.21 muestra la distribución de deformaciones sobre la probeta Marciniak con la mayor deformación, es decir  $\epsilon_1 \approx 0.32$ , y se puede observar que tiene una fractura sobre la zona izquierda. Sin embargo, como se discutirá más adelante, esto no fue un factor limitante para que las muestras de UAT cortadas a la derecha exhiban una alta formabilidad.

Predeformación EBA ( $\epsilon_1$ )	RD		DD		TD	
	$\epsilon_1$	$\epsilon_2$	$\epsilon_1$	$\epsilon_2$	$\epsilon_1$	$\epsilon_2$
0.05	0.46	-0.09	0.43	-0.12	0.43	-0.13
0.10 - 0.12	0.48	-0.10	0.46	-0.13	0.37	-0.11
0.14 - 0.15	0.42	-0.08	0.49	-0.14	0.28	-0.08
0.25	-	-	0.42	-0.11	0.26	-0.07
0.32	0.46	-0.10	-	-	-	-

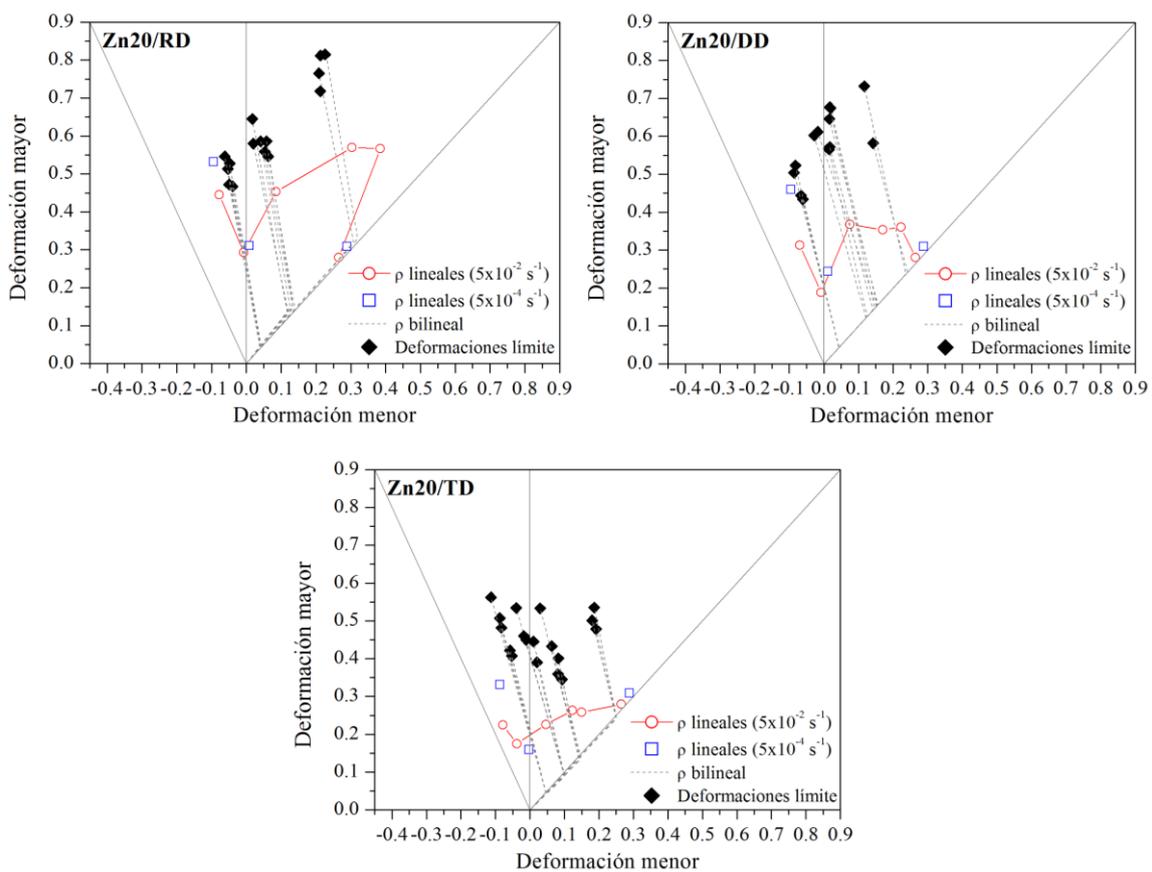
**Tabla 6.1:** resumen de los niveles aproximados de predeformación aplicados, y valores promedio de las deformaciones límite para los ensayos de UAT a cada nivel de predeformación y orientación



**Figura 6.21:** muestra de Marciniak con grietas, de la cual fueron extraídas muestras de UAT. a) Distribución de la probetas de UAT en la muestra Marciniak; b) distribución de la deformación principal mayor en la muestra Marciniak, con las muestras de UAT resaltadas

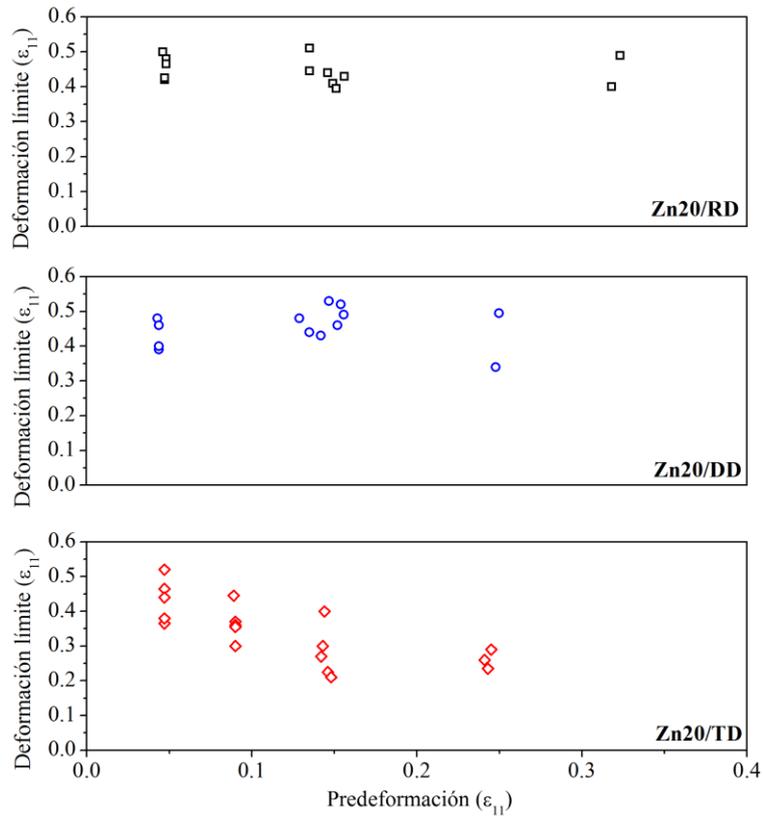
La Figura 6.22 muestra los valores límite de formabilidad para las muestras sometidas a caminos de deformación bilineales. Los resultados manifiestan que la predeformación EBA seguida por UAT provoca un aumento significativo de la formabilidad del material, respecto a la que experimenta mediante los caminos de deformación lineales. Se observa que, independientemente de la orientación, las deformaciones límite de los caminos de deformación bilineales son superiores a aquellas de los caminos lineales. Un comportamiento llamativo es el de las muestras UAT que se muestran en la Figura

6.21, las cuales fueron cortadas a lo largo de RD. Debido a que fueron cortadas a partir de una muestra de Marciniak fracturada, sería lógico suponer que su formabilidad había sido explotada completamente. Sin embargo, a pesar de estar muy próximas a la fractura y tener una predeformación equibiaxial de  $\epsilon_1 \approx 0.32$ , las muestras experimentaron una alta formabilidad, alcanzando valores totales de deformación entre 0.72 y 0.81 para  $\epsilon_1$  y de 0.2 para  $\epsilon_2$ . Un factor que puede tener influencia en este comportamiento es la heterogeneidad que se observa en la microestructura que muestra la Figura 2.13. Esto podría provocar que se produzca la falla en una zona de distribución heterogénea de la fase intermetálica, mientras otras zonas pueden seguir siendo deformadas plásticamente debido a una distribución más homogénea de la mencionada fase. También se observa que la predeformación equibiaxial de 0.32 es mayor que los valores límite reportados para el camino de deformación lineal. Este comportamiento es asociado a la dispersión en los resultados de formabilidad, tal como se muestra en Milesi et al. (2017), como consecuencia de la variabilidad en las propiedades finales de la chapa debido a incertezas del proceso de producción. Considerando que las muestras para los caminos de deformación lineales y bilineales, si bien se corresponden a aleaciones de zinc Zn-Cu-Ti de las mismas características, fueron adquiridas de diferentes partidas, sería razonable esperar la referida variabilidad.



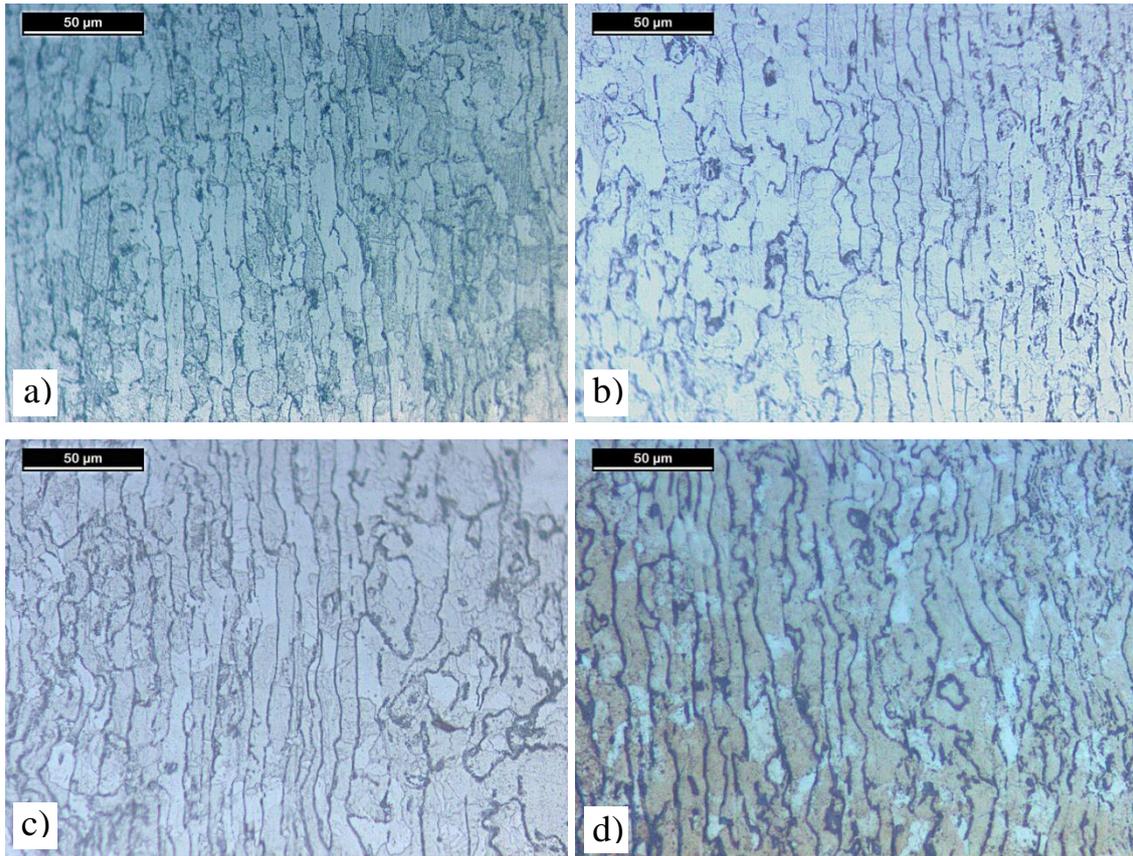
**Figura 6.22: deformaciones límite de las probetas UAT según RD, DD y TD, luego de distintos niveles de predeformación equibiaxial**

La Tabla 6.1 resume los valores promedio de las deformaciones límite de cada camino de deformación bilineal estudiado. Las deformaciones principales mostradas sólo se corresponden a la de los ensayos UAT, es decir, no las deformaciones totales producto de la suma de las deformaciones EBA seguidas de UAT. En primer orden, es importante recordar que la formabilidad en UAT para caminos lineales es altamente anisótropa, ya que la deformación límite mayor según RD es un 42% y un 98% mayor que en DD y TD, respectivamente. Relacionado a esto, se observa que la predeformación EBA reduce la anisotropía de la formabilidad para el posterior camino de deformación UAT. Con una predeformación pequeña, como 0.05, la deformación límite mayor a lo largo de RD es sólo 7% mayor que aquellas según DD y TD, respectivamente. Cuando la predeformación es de 0.12, la diferencia con DD se reduce a 4%, pero se incrementa a 30% respecto de TD. Finalmente, para una predeformación de 0.15, la deformación límite mayor en las muestras orientadas según RD es 14% menor que aquella correspondiente a la dirección DD, y 49% mayor respecto a la de TD. Además de observar la mayor formabilidad general de los caminos bilineales evaluados aquí, se observan diferencias al analizar el comportamiento de cada orientación en particular. La Figura 6.23 muestra, para cada orientación, las deformaciones límite de las muestras UAT en función de la predeformación EBA. En esta figura se observa que los valores de las muestras orientadas según RD y DD muestran una baja correlación con el nivel de predeformación, en el rango de deformaciones analizado aquí. Las muestras orientadas según TD exhiben un comportamiento diferente, ya que sus valores límite de deformación decrecen cuando la predeformación aumenta. Por otro lado, también vale la pena notar que para cualquiera de las tres orientaciones se obtienen deformaciones límite prácticamente iguales luego de una predeformación de 5%. Esto contrasta con el hecho de que para los ensayos UAT sin predeformación las deformaciones límite son muy diferentes.



**Figura 6.23: deformaciones límite de las probetas UAT en función de la cantidad de predeformación EBA. Las deformaciones de las probetas UAT y el nivel de predeformación se grafican en el eje vertical y horizontal, respectivamente**

Complementariamente, se obtuvieron micrográficas ópticas de las muestras sometidas a deformación EBA, las cuales se muestran en la Figura 6.24. Aunque los bordes de grano no pudieron ser claramente revelados, es posible inferir algunas conclusiones. Por un lado, es razonable esperar que las microestructuras deformadas sean diferentes a la inicial. Sin embargo, se ven muy similares entre ellas, a pesar de las grandes diferencias en cantidad de deformación, y también respecto a la inicial. Adicionalmente, una distribución heterogénea de la fase intermetálica también está presente, es decir que se mantienen las zonas de distribución heterogénea y las de un claro alineamiento con RD en la forma de bandas, entre las cuales el espaciado es muy similar, tanto respecto de la condición inicial como entre ellas.



**Figura 6.24: micrografías ópticas del plano RD-TD de la chapa posterior a la deformación EBA, con la dirección RD alineada verticalmente. Aumento de 500x. a) Deformación mayor igual a 0.05; b) deformación mayor igual a 0.10; c) deformación mayor igual a 0.14; d) deformación mayor igual a 0.32**

En lo relativo a la anisotropía en las deformaciones límite asociadas a una predeformación equibiaxial, la reducción que se observa indica que más allá de los efectos de la anisotropía inducidos por el desarrollo de las orientaciones preferenciales, no hay que descartar la influencia de algunos cambios microestructurales que puedan ocurrir en el material en el transcurso de la deformación. Es posible que la microestructura se pueda ver modificada con la deformación como consecuencia del fenómeno de recristalización dinámica continua (*continuous dynamic recrystallization*, CDRX), el cual consiste en la transformación de bordes de bajo ángulos (*low angle boundaries*, LABs) en bordes de alto ángulo (*high angle boundaries*, HABs), de modo que se fragmentan los granos iniciales y se forman nuevos granos. De acuerdo a Humphreys y Hatherly (2004), la formación de los LABs ocurre debido a la recuperación dinámica, que se ve favorecida en los materiales que poseen alta energía de falla de apilamiento, como el caso del zinc. Este fenómeno ha sido observado en magnesio a temperaturas intermedias, y hay que notar que la temperatura ambiente equivale a una temperatura homóloga,  $T_h$ , de aproximadamente 0.45 para el zinc.

Un mejor análisis de lo que ocurre con la microestructura y la posible ocurrencia de CDRX se puede realizar mediante el empleo de la técnica de difracción de electrones retrodifundidos (*Electron Backscatter Diffraction*, EBSD). En ese sentido, se realizaron escaneos de algunas de las muestras, de

los cuales se presentarán aquí algunos resultados preliminares. Se elige mostrar la desorientación intragranular ya que es uno de los parámetros que permite diferenciar en forma cuantitativa granos recristalizados de aquellos que no lo son, mediante el cálculo de la dispersión de las orientaciones en el grano (*Grain Orientation Spread, GOS*) (Alvi et al., 2004; Rollet et al., 2004). La baja desorientación intragranular en los granos se la relaciona con baja deformación acumulada, por lo que si se los encuentra en una muestra deformada pueden deberse a recristalización. Si además estos granos tienen tamaño pequeño, puede ser producto de la fragmentación que ocurre en la CDRX, como se mencionó anteriormente. La Figura 6.25 muestra los mapas de EBSD de bordes de grano y de desorientación intragranular para tres condiciones: inicial o no deformada; posterior a una predeformación EBA con  $\epsilon_1 = 0.32$ ; y finalmente posterior a una deformación EBA + UAT de  $\epsilon_1 = 0.32 + 0.40$ . El mapa inicial, mostrado en la subfigura a), muestra dos zonas bien diferentes, una con granos más pequeños y uniformes, y la otra con granos de mayor tamaño y forma no uniforme. Los granos pequeños en general tienen baja desorientación, mientras que en los granos grandes se observan algunos con baja desorientación, pero otros que en algunas zonas pueden tener hasta  $30^\circ$  de desorientación. El mapa posterior a la deformación EBA, subfigura b), muestra granos grandes cuyo nivel de desorientación intragranular puede llegar a  $30^\circ$ , mezclados con granos pequeños con muy baja desorientación. Por otro lado, el mapa de la muestra sometida a EBA + UAT, subfigura c), muestra gran cantidad de granos pequeños y de baja desorientación intragranular, rodeando granos alargados y que en algunos casos tienen una alta desorientación. Visualmente, no es trivial discernir si la proporción de granos pequeños y de baja desorientación es mayor a medida que avanza la deformación.

Las características que se observan en las muestras, mencionadas en el párrafo anterior, pueden ser un indicador de la ocurrencia de CDRX. Sin embargo, de ninguna manera se podría hacer algún tipo de afirmación sólo con un análisis visual. La potencialidad de la técnica requiere un análisis muy detallado, exhaustivo y cuantitativo para explicar con claridad y sin ambigüedad el comportamiento del material al ser sometido a cambios de camino de deformación. En este sentido, se debería corroborar mediante algunos de los indicadores existentes, como los basados en IQ (*Image Quality*) (Tarasiuk et al., 2002), una combinación de IQ y observaciones de subbordes de grano (Bocos et al., 2003), KAM (*Kernel Average Misorientation*) (Dingley, 2004) y GOS (Rollett et al., 2004).

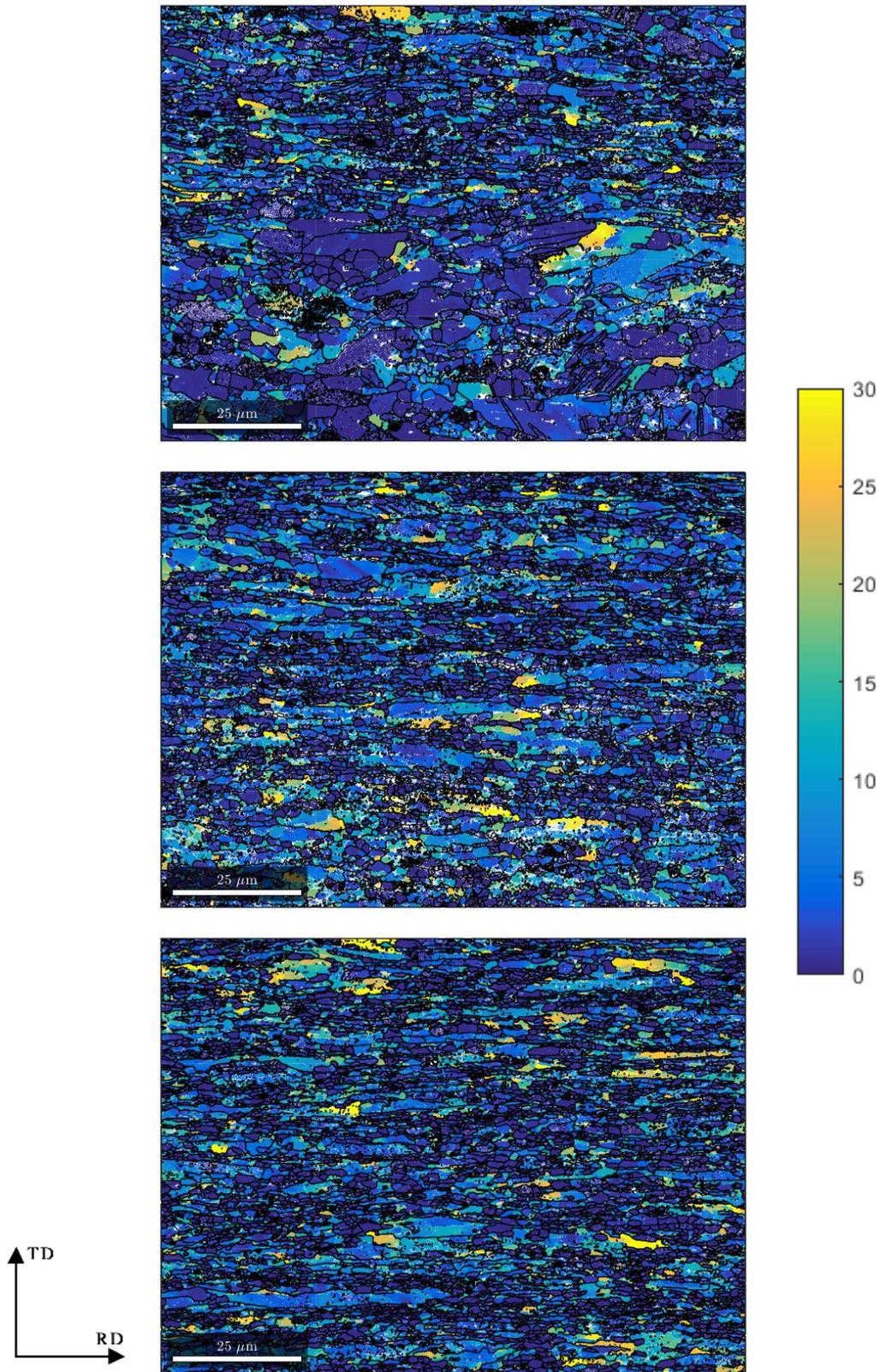


Figura 6.25: cartografías EBSD de desorientación intragranular (en grados) y bordes de grano de muestras de Zn20. a) Chapa inicial; b) muestra con predeformación EBA con  $\varepsilon_1 = 0.32$ ; c) muestra sometida a  $\varepsilon_1 = 0.4$  UAT extraída de la muestra de EBA de la subfigura b)

## 6.5 Conclusiones

Se estudió la formabilidad de la chapa de zinc Zn20 en diversas condiciones, tanto de velocidad de deformación como de proporcionalidad del camino de deformación. La caracterización y análisis se realizó mediante la FLC trazada sobre el diagrama FLD.

La formabilidad del zinc laminado bajo caminos de deformación lineales muestra resultados con una alta anisotropía en la respuesta límite del material. Las FLCs entre las tres orientaciones estudiadas son muy diferentes, tanto en el nivel de deformaciones como en el perfil de las FLCs obtenidas. En particular, se observa una forma inusual en la FLC correspondiente a RD, con una caída abrupta en la formabilidad cerca de deformación EBA, también reportada por Milesi et al. (2014). La anisotropía de este material está generalmente relacionada a la textura cristalográfica y la presencia de la fase intermetálica, cuya distribución se muestra heterogénea pero con zonas de distribución en forma de bandas alineadas con RD lo cual refuerza la direccionalidad de la respuesta mecánica del material. Se observó que la sensibilidad a la velocidad de deformación en el zinc tiene una influencia importante sobre el lado izquierdo del diagrama FLD, mayor a medida que la sollicitación se aproxima a la condición de UAT, y mucho menor el efecto sobre el lado derecho, incluyendo PS.

La predicción de las FLCs mediante el modelo MK-VPSC es correcta en los aspectos cualitativos, y mejorable en los aspectos cuantitativos. Principalmente es destacable que el modelo predice anisotropía entre las tres orientaciones sobre las que se midieron las FLCs, algo muy notorio en los resultados experimentales. También es de destacar que sobre el lado derecho del diagrama FLD según RD, la simulación es capaz de reproducir el comportamiento cualitativo, ya que arroja una caída en la curva límite, aunque de mucha menor magnitud que la observada experimentalmente. Para las otras dos orientaciones el acuerdo es satisfactorio, con excelente coincidencia en algunos puntos en particular y mejorable en otros. Las conclusiones mencionadas pueden ser extensivas a la predicción de las orientaciones de las localizaciones, ya que hay buen acuerdo general, con algunos puntos o rangos que no son completamente acertados. No obstante, sí es de destacar que el modelo prediga el cambio en las orientaciones cuando el camino de deformación se acerca a EBA, para las FLCs según RD y DD.

Por otro lado, el uso de caminos de deformación bilineales consistentes en deformación EBA seguida de un cambio a UAT produjo cambios significativos en los valores límite de deformación experimentada por el material. Independientemente de la orientación, las deformaciones límite de los caminos bilineales se encuentran por arriba de las que corresponden a los caminos lineales. Además se observa que en las muestras de UAT orientadas según RD y DD, los valores límite exhiben una baja dependencia del nivel de predeformación, al contrario que en las de TD, en las que sus deformaciones límite decrecen al aumentar la predeformación.

El comportamiento observado al aplicar caminos de deformación bilineales abren toda una línea de investigación que ha sido iniciada a partir del presente trabajo, y que revelan que el comportamiento

límite de las aleaciones de zinc estudiadas es un fenómeno complejo que requiere tener en cuenta varios aspectos del comportamiento del material en forma conjunta. En este sentido, las mediciones de EBSD, de las cuales se mostraron algunos resultados preliminares, proveen las herramientas necesarias para comprender el comportamiento observado en el presente trabajo para los caminos de EBA + UAT. Ello se debe complementar con el estudio de otras combinaciones de caminos bilineales. A su vez, una vez mejorada la predicción de las FLCs correspondientes a caminos lineales, el uso del modelo MK-VPSC, conjuntamente con un modelo de endurecimiento en base a la evolución de densidad de dislocaciones, para predecir las deformaciones límite para caminos bilineales puede aportar conclusiones importantes respecto al rol de la textura y la microestructura.

## 6.6 Referencias

- Alvi, M. H., Cheong, S., Weiland, H., Rollett, A. D., 2004. *Recrystallization and texture development in hot rolled 1050 aluminium*. Materials Science Forum 467–470, pp. 357–362.
- Badr, O. M., Rolfe, B., Hodgson, P., Weiss, M., 2015. *Forming of high strength titanium sheet at room temperature*. Materials & Design 66 (B), pp. 618-626.
- Bocos, J. L., Novillo, E., Petite, M. M., Iza-Mendia, A., Gutierrez, I., 2003. *Aspects of orientation-dependent grain growth in extra-low carbon and interstitial-free steels during continuous annealing*. Metallurgical and Materials Transactions A 34, pp. 827-839.
- Bragard, A., Baret, J. C. , Bonnarens, H., 1972. *A simplified method to determine the FLD onset of localized necking*. Rapport Centre de Recherche de la Metallurgie 33, pp. 53-63.
- Dhara, S., Basak, S., Panda, S.K., Hazra, S., Shollock, B., Dashwood, R., 2016. *Formability analysis of pre-strained AA5754-O sheet metal using Yld96 plasticity theory: Role of amount and direction of uni-axial pre-strain*. Journal of Materials Processing Technology 24 (1), pp. 270-282.
- Dingley, D., 2004. *Progressive steps in the development of electron backscatter diffraction and orientation imaging microscopy*. Journal of Microscopy 213, pp. 214-224.
- Graf, A., Hosford, W., 1993. *Effect of changing strain path on forming limit diagram of Al 2008-T4*. Metallurgical Transactions A 24, pp. 2503-2512.
- Graf, A., Hosford, W., 1994. *The influence of strain path changes on forming limit diagram of Al 6111 T4*. International Journal of Mechanical Sciences 36 (10), pp. 897-910.
- Gutscher, G., Wu, H.-C., Ngaile, G., and 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), pp. 1-7.
- Hecker, S. S., 1972. *A simple forming limit curve technique and results on aluminium alloys*. Proceedings of the 7th International Deep Drawing Research Group Congress, pp. 51-58.

- Hill, R., 1948. *A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals*. Proceedings of the Royal Society of London Series A, Mathematical and Physical Sciences 193 (1033), pp. 281-297.
- Hill, R., 1950. *The Mathematical Theory of Plasticity*. Oxford University Press, London.
- Huang, G., Sriram, S., Yan, B., 2008. *Digital image correlation technique and its application in forming limit curve determination*. Proceedings of the International Deep Drawing Research Group 2008 International Conference, pp. 153-162.
- Humphreys, F. J., Hatherly, M., 2004. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier Ltd, The Boulevard, Langford Lane, Kidlington, Oxford.
- ISO 12004-2:2008. *Metallic materials—sheet and strip—determination of forming-limit curves. Part 2: determination of forming-limit curves in the laboratory*.
- 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 (6), pp. 851-855.
- Kobayashi, I., Ishiga, M., Abe, T., 1972. *Effect of strain ratios on the deforming limit of steel sheets and its application to actual press forming*. Proceedings of the 7th International Deep Drawing Research Group Congress 52–60.
- Leotoing, L., Guines, D., 2015. *Investigations of the effect of strain path changes on forming limit curves using an in-plane biaxial tensile test*. International Journal of Mechanical Sciences 99, pp. 21-28.
- Lévesque, J., Mohammadi, M., Mishra, R. K., Inal, K., 2016. *An extended Taylor model to simulate localized deformation phenomena in magnesium alloys*. International Journal of Plasticity 78, pp. 203-222.
- Marciniak, Z., Kuczyński, K., 1967. *Limit Strains in the Processes of Stretch-Forming Sheet Metal*. International Journal of Mechanical Sciences 9, pp. 613-620.
- Martínez-Donaire, A.J., García-Lomas, F.J., Vallellano, C., 2014. *New approaches to detect the onset of localized necking in sheets under through-thickness strain gradients*. Materials & Design 57, pp. 135-145.
- Merklein, M., Kuppert, A., Geiger, M., 2010. *Time dependent determination of forming limit diagrams*. CIRP Annals - Manufacturing Technology 59 (1), pp. 295-298.
- Milesi, M., Logé, R.E., Jansen, Y., 2014. *Anisotropic mechanical behavior and formability criterion for zinc sheets*. Journal of Materials Processing Technology 214 (12), pp. 2869-2876.

- Milesi, M., Logé, R.E., Pino Muñoz, D., Jansen, Y., Bouchard, P.-O., 2017. *Accounting for material parameters scattering in rolled zinc formability*. Journal of Materials Processing Technology 245, pp. 134-148.
- 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, pp. 1-17.
- Rollett, A. D., Alvi, M., Brahme, A., Fridy, J., Weiland, H., Suni, J., Cheong, S., 2004. *Texture-dependent recrystallization in aluminium 1050*. Materials Forum 28, pp. 1173–1178.
- Samei, J., Green, D. E., Cheng, J., De Carvalho Lima, M. S., 2016. *Influence of strain path on nucleation and growth of voids in dual phase steel sheets*. Materials & Design 92, pp. 1028-1037.
- 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.
- Sutton, M. A., Ortu, J. J., Schreier, H. W., 2009. *Image correlation for shape, motion and deformation measurements*. New York: Springer Science
- Tadano, Y., 2016. *Formability of magnesium sheet with rolling texture*. International Journal of Mechanical Science 108-109, pp. 72-82.
- Tarasiuk, J., Gerber, Ph., Bacroix, B., 2002. *Estimation of recrystallized volume fraction from EBSD data*. Acta Materialia 50 (6), pp. 1467–1477.
- Vacher, P., Haddad, A., Arrieux, R., 1999. *Determination of the Forming Limit Diagrams Using Image Analysis by the Corelation Method*. CIRP Annals - Manufacturing Technology 48 (1), pp. 227-230, [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63171-0](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63171-0).
- Veerman, C. C., Hartman, L., Peels, J. J., Neve, P. F., 1971. *Determination of appearing and admissible strain in cold reduced sheets*. Sheet Metal Industries 9, pp. 678–694.
- Vysochinskiy, D., Coudert, T., Hopperstad, O.S., Lademo, O-G., Reyes, A., 2016. *Experimental detection of forming limit strains on samples with multiple local necks*. Journal of Materials Processing Technology 227, pp. 216-226.
- 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 (6), pp. 1000-1010. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2010.12.004>.



# Localización de la deformación en zinc

### 7.1 Introducción

En un ensayo de tracción uniaxial (*uniaxial tension*, UAT) se asume que los campos de tensión y deformación son homogéneos en la zona contenida en la longitud calibrada de la probeta. Esta hipótesis de homogeneidad es asumida comúnmente al evaluar la curva de tensión-deformación a partir de las mediciones de carga y desplazamiento. En estos casos, la deformación es medida mediante extensómetros que proveen la deformación promedio de un área, en acuerdo con las hipótesis planteadas, no así si se desea obtener información del campo completo (Pan et al., 2010). Naturalmente, al evolucionar el ensayo y localizarse la deformación, las hipótesis de homogeneidad dejan de ser válidas. Por ello, para detectar y cuantificar el fenómeno de estricción localizada, se utiliza la técnica de DIC explicada anteriormente. Las diferentes componentes de deformación (longitudinal, transversal y corte) en el plano de la chapa pueden ser determinadas simultáneamente, lo cual es particularmente útil para entender la formación y desarrollo de las heterogeneidades en deformación durante un ensayo, las cuales no serían factibles de evaluar en forma convencional mediante el uso de extensómetros. En ese sentido, Wattrisse et al. (2001) presentaron una metodología que permite analizar temporalmente la evolución de la deformación y la velocidad de deformación en ensayos de tracción mediante la técnica de DIC, relacionando cada estado de deformación con un punto de la curva de carga. Esto permite relacionar inequívocamente la aparición de heterogeneidades en el campo de deformaciones con el estado macroscópico de tensión-deformación observado.

Al estudiar el fenómeno de localización de la deformación en chapas metálicas es fundamental distinguir entre la estricción difusa y la localizada. Según Hosford y Caddell (1993) la estricción difusa es acompañada por contracción tanto en el ancho como en el espesor. La estricción se desarrolla de manera gradual y aún es posible que haya mucha deformación longitudinal luego del comienzo de la estricción difusa. Posteriormente se llega a una condición en que puede formarse una banda fuertemente localizada, cuyo ancho se aproxima al espesor de la chapa. Lian y Zhou (1989) remarcan que la estricción difusa se basa en que hay una deformación adicional en el espesor provista por ambas

componentes en el plano de la chapa  $\varepsilon_1$  y  $\varepsilon_2$ . Por otro lado la estricción localizada es una banda, cuyo ancho es aproximadamente igual al espesor, en la que hay una deformación adicional en el espesor provista únicamente por la deformación longitudinal  $\varepsilon_1$ , por lo que la banda se encuentra sometida a un estado de deformación plana. Esta característica de la estricción localizada fue inicialmente propuesta por Hill (1952) para tracción uniaxial y luego extendida por Marciniak y Kuczynski (1967) para casos de tracción biaxial.

El presente capítulo tiene por objetivo el análisis del fenómeno de localización en zinc. En este caso se optó por una chapa de Zn-Cu-Ti con bajas cantidades de aleante, y una marcada reducción de precipitados, denominada Zn83. El hecho de tener una microestructura sin precipitados que afectan el comportamiento del material ayuda a poder enfocar el análisis hacia la influencia de la textura y las propiedades que derivan de ella. Adoptando una metodología similar a la utilizada por Wattrisse et al. (2001), la configuración de los ensayos de tracción permite un seguimiento in-situ de los campos de deformación y velocidad de deformación. Se calculan los mapas temporales de evolución de la deformación y la velocidad de deformación de varias muestras, y se toma en particular la muestra con el mayor nivel de deformación para un análisis más exhaustivo del desarrollo de la estricción localizada. El análisis se complementa con la caracterización de la textura y microestructura de las muestras ensayadas mediante la técnica de difracción de electrones retrodifundidos (*Electron Backscatter Diffraction*, EBSD). Se comparan los mapas de desorientación intragranular y de las figuras inversas de polos entre el material inicial y deformado sobre una zona de deformación localizada. Se calculan los mapas de factores de Schmid para los sistemas basal y piramidal II respecto de la dirección de tracción para las muestras inicial y deformada. Se analiza la predisposición o no de los distintos granos a deformar según ciertas direcciones preferenciales.

## 7.2 Material y experimentos

### 7.2.1 Microestructura del material

El material utilizado es una aleación de zinc denominada Zn83 con una cantidad muy baja de aleantes. En la industria de laminación de chapas de zinc, tal composición puede considerarse a los efectos prácticos como zinc puro. La Tabla 7.1 muestra los contenidos de los principales aleantes.

Cu (ppm)	Ti (ppm)	Al (ppm)
200-280	100-400	<75

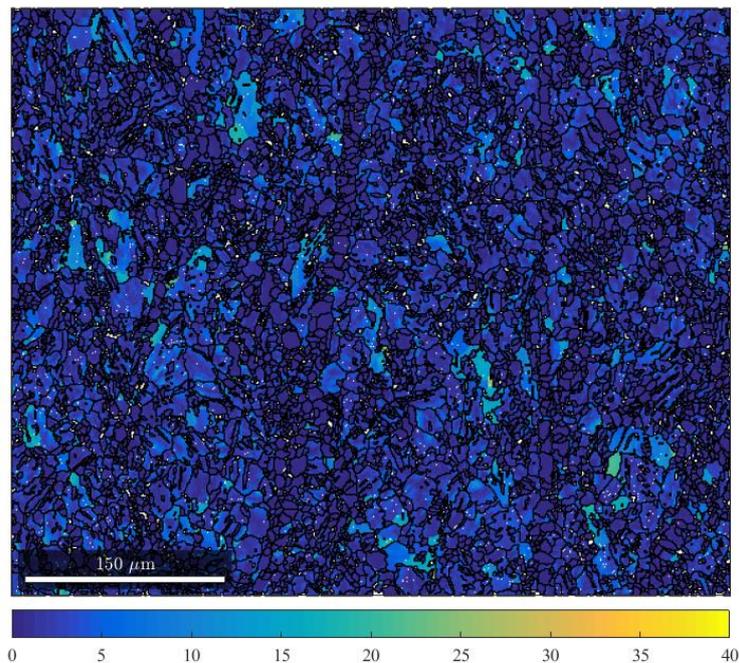
**Tabla7.1: contenidos de los aleantes principales**

La chapa de Zn83 en condición *as received* tiene una microestructura marcadamente heterogénea. Con la intención de homogeneizar la microestructura, las probetas fueron recocidas a una temperatura de 350 °C durante 2 o 4 horas en una atmósfera de nitrógeno para minimizar la oxidación, con enfriamiento al aire. La Tabla 7.2 muestra los detalles del tiempo de recocido de cada muestra.

Probeta	Temperatura de recocido (°C)	Tiempo de recocido (horas)	Enfriamiento
RD-1	350	4	Al aire
RD-2		4	
DD-1		4	
DD-2		2	
TD-1		2	
TD-2		2	

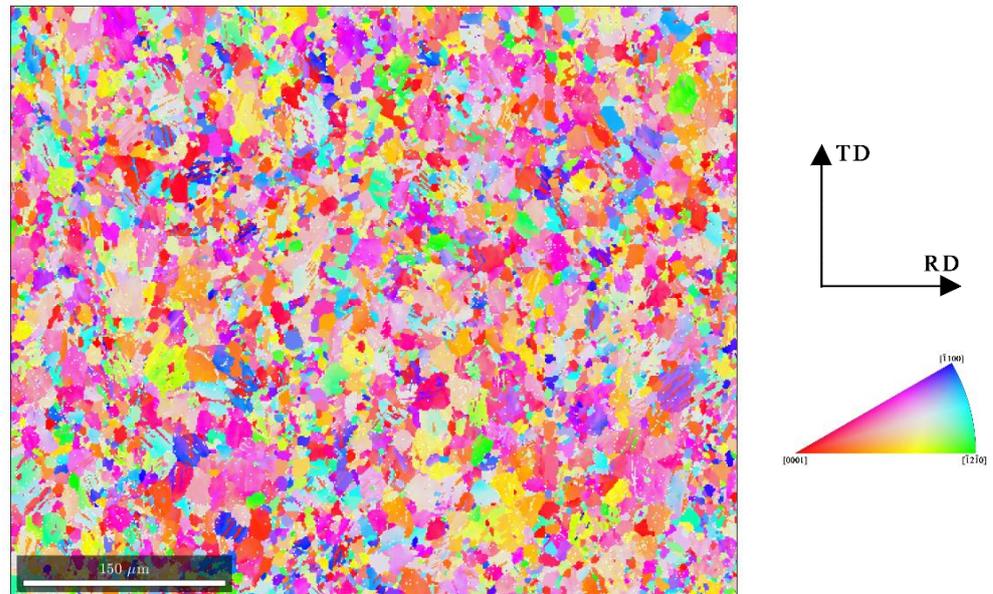
**Tabla 7.2: condiciones del tratamiento de recocido aplicado a cada muestra**

De forma no esperada, el tratamiento de recocido no tuvo como resultado la homogeneización completa de la microestructura inicial. La Figura 7.1 muestra la microestructura del plano dado por la dirección de laminado (*rolling direction*, RD) y la transversal (*transverse direction*, TD) de la chapa, con la dirección RD alineada horizontalmente. La distribución de colores de cada grano muestra la desorientación intragranular respecto a su valor medio. En la figura se observan bandas entrecruzadas que se caracterizan por estar compuestas de granos pequeños cuya desorientación intragranular es baja. El incremento en tiempo de recocido de 2 a 4 horas no produjo un cambio apreciable en la microestructura.



**Figura 7.1: bordes de grano y desorientación intragranular de una muestra recocida durante 2h. Se muestra el plano RD-TD, con RD alineada horizontalmente**

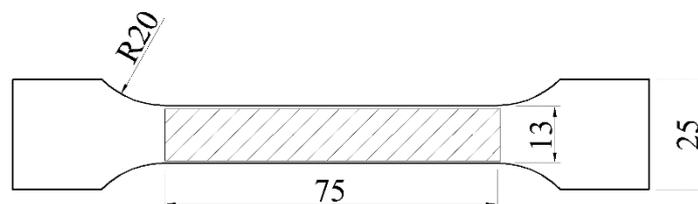
Complementariamente, la Figura 7.2 presenta el mapa de figura inversa de polos de la muestra respecto a la dirección ND. Al contrario de la Figura 7.1, no se observan las mencionadas bandas, lo cual muestra que dichas bandas no se correlacionan con zonas donde los cristales presenten una orientación similar. Adicionalmente, en la IPF puede observarse la presencia, si bien no en forma significativa, de granos que presentan maclas.



**Figura 7.2:** mapa de figura inversa de polos de la muestra en condición inicial relativas a la dirección ND

### 7.2.2 Experimentos realizados

Con el objetivo de estudiar y analizar la evolución de la deformación se realizaron ensayos UAT utilizando chapas laminadas de 0.7 mm de espesor. Para ello, se cortaron probetas paralelas a RD, a 45° de RD (*diagonal direction*, DD) y TD, con la geometría mostrada en la Figura 7.3.



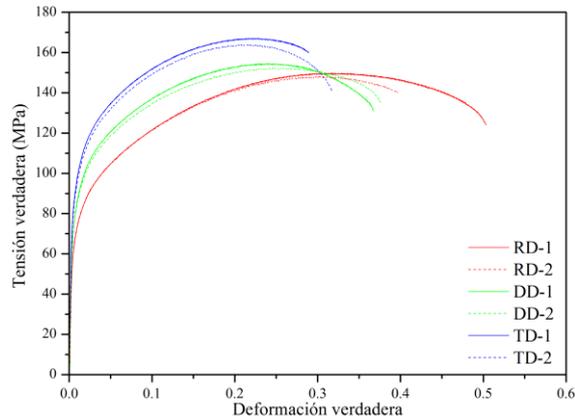
**Figura 7.3:** geometría y dimensiones de la probetas de tracción utilizada. Dimensiones en mm

Para determinar la evolución de las deformaciones se recurrió nuevamente a la técnica de DIC, registrando imágenes de las probetas cada 0.2 segundos mediante una cámara CCD cuya resolución es de 3232x4864 píxeles, resultando en una resolución real de 0.026 mm/píxel. Los cálculos de DIC se realizaron con una resolución de 5 píxeles, lo que da una resolución espacial igual a 0.13 mm para los campos de deformación y velocidad de deformación.

Los ensayos de UAT fueron llevados a cabo mediante una máquina de ensayos universal modelo MTS 810 a temperatura ambiente y una velocidad de cabezal constante de 0.375 mm/s, lo que da una velocidad de deformación inicial de  $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . La configuración del ensayo incluye un dispositivo que sincroniza la toma de imágenes de la cámara CCD con la adquisición de datos de la máquina de ensayos. Esto permitió luego asociar cada instante del estado de tensión con su imagen CCD correspondiente. En cada ensayo, el cabezal de la máquina fue configurado para comenzar su movimiento 10 segundos después del comienzo de adquisición de las imágenes, de modo de poder verificar que la cámara CCD estuviera grabando las imágenes correctamente. Se prestó especial atención a generar un contraste adecuado en las imágenes mediante iluminación con luz blanca, ya que es importante para que la correlación de imágenes funcione correctamente. Una vez obtenidas las imágenes, los campos de desplazamiento, deformación y velocidad de deformación fueron calculados mediante el software Trait CNRJ®.

### 7.3 Resultados

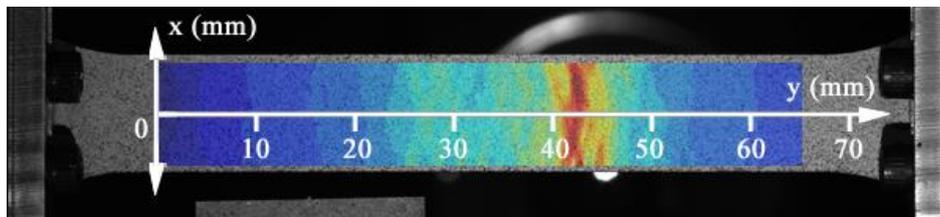
Los ensayos se realizaron hasta la ocurrencia de estricción localizada, la cual se identificó mediante una caída abrupta en la carga y, visualmente, controlando continuamente las probetas por medio de las imágenes brindadas por la cámara CCD. Las curvas de tensión verdadera-deformación verdadera presentadas en la Figura 7.4 muestran como rasgo fundamental, y al igual que las chapas de Zn20, una marcada anisotropía en la respuesta mecánica, propia de un material HCP con una marcada textura de laminado. Al 5% de deformación, las tensiones en las probetas alineadas con DD y TD son, en promedio, entre 14% y 27% superiores a las de las probetas de RD. Vale la pena destacar que, si bien la anisotropía sigue estando presente como en la aleación Zn20, la variación de la tensión con la dirección de sollicitación es menor. El máximo en tensión se alcanza para una deformación longitudinal de  $\varepsilon_1 \cong 0.21$  para las muestras orientadas según TD, la cual es menor respecto a las de las orientadas según DD y RD, que tienen su máximo a deformaciones de  $\varepsilon_1 \cong 0.24$  y  $\varepsilon_1 \cong 0.32$ , respectivamente. Además, las probetas ensayadas según TD alcanzan la mayor tensión de las tres orientaciones ( $\sigma_{\text{máx}} \cong 166 \text{ MPa}$  en promedio), siendo 11% superior a la que se alcanza en RD ( $\sigma_{\text{máx}} \cong 150 \text{ MPa}$ ). Por otro lado, la diferencia entre la tensión máxima de DD ( $\sigma_{\text{máx}} \cong 154 \text{ MPa}$ ) y RD es muy pequeña e igual a 3%. Esta evolución es consistente con la velocidad de endurecimiento mayor observada en los momentos iniciales de los ensayos de las probetas según TD. Bramley y Mellor (1968) reportan tensiones según DD y TD 16% y 50% mayores, respectivamente, que a lo largo de RD para el 5% de deformación verdadera de una chapa de zinc.



**Figura 7.4:** curvas de tensión verdadera-deformación verdadera de las muestras de Zn83 recocidas

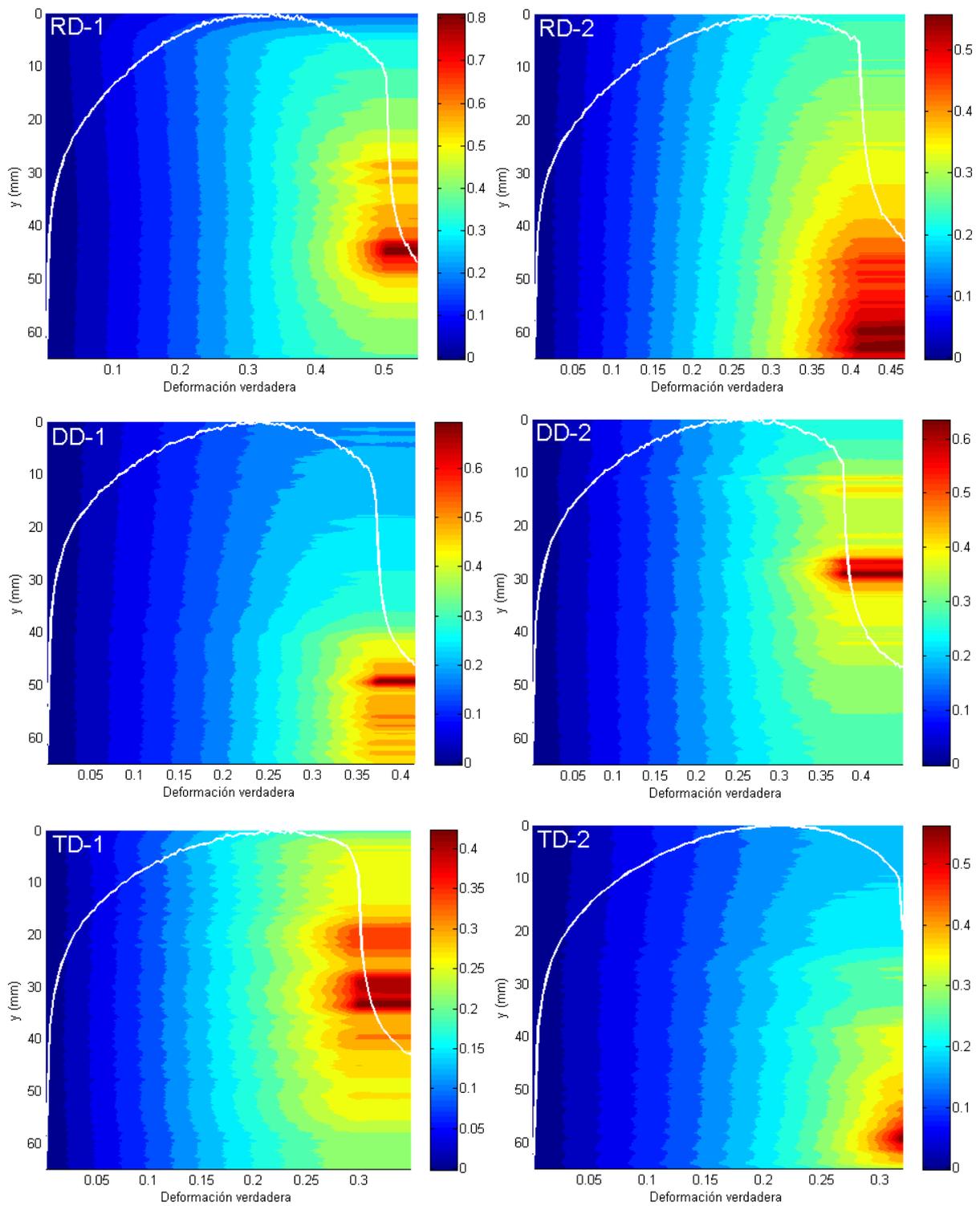
### 7.3.1 Evolución temporal de la deformación

La evolución temporal de la deformación se analiza extrayendo las deformaciones sobre el eje  $y$  de la probeta ( $x = 0$ ), como se muestra en la Figura 7.5, a cada instante. Esto permite construir gráficos que muestren la evolución temporal de las deformaciones sobre esa línea. La Figura 7.6 muestra los gráficos resultantes para los ensayos realizados en este caso. Además, es importante notar que las deformaciones están graficadas en el sistema de coordenadas de referencia inicial, es decir que cada línea horizontal representa la evolución de la deformación de un mismo punto durante todo el ensayo. Complementariamente, las curvas de tensión verdadera-deformación verdadera están superpuestas en color blanco, de modo de poder correlacionar los distintos momentos de comportamiento macroscópico del material con particularidades de la distribución de las deformaciones.



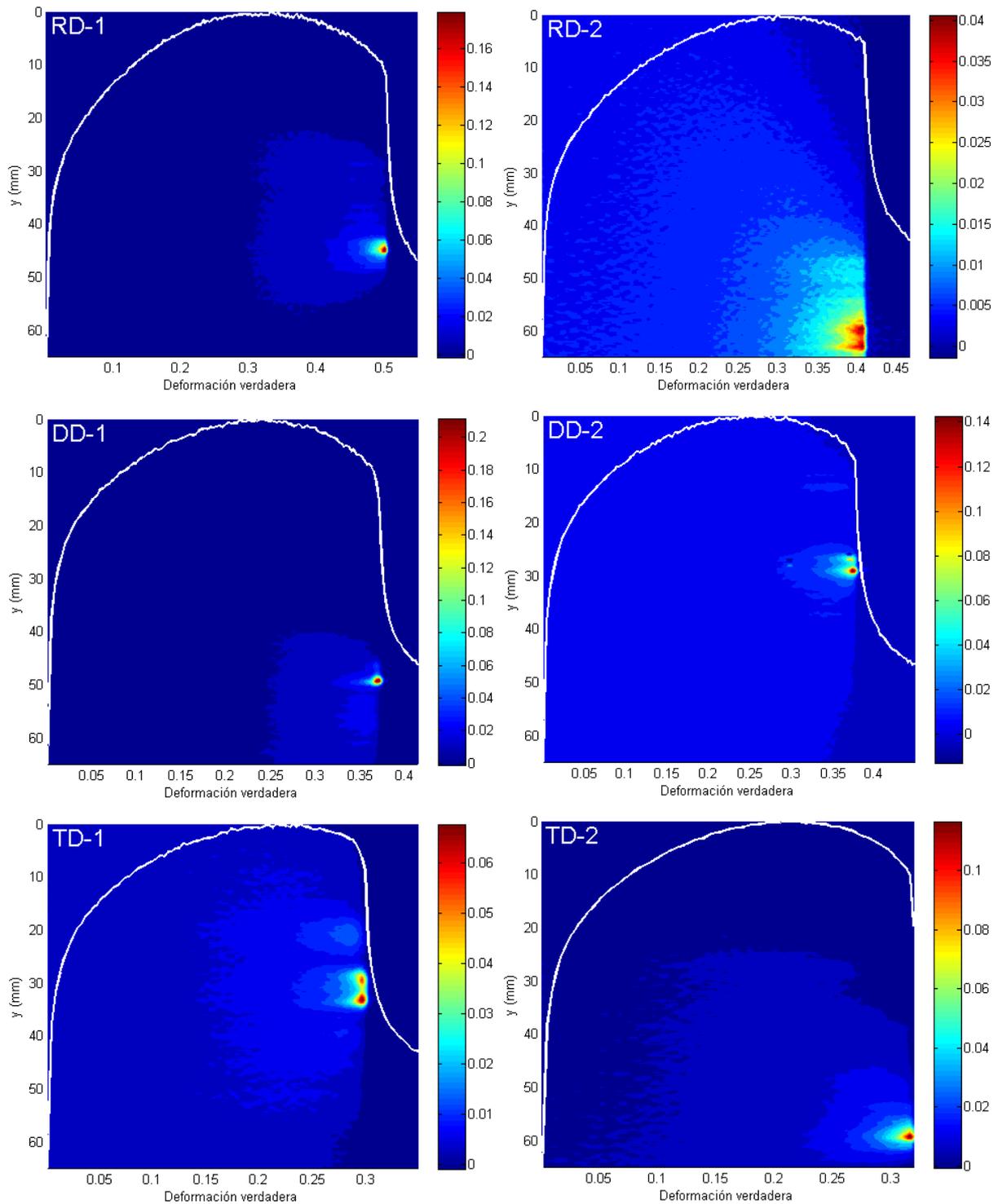
**Figura 7.5:** probeta de tracción montada en la máquina de ensayos. El campo de deformación  $\epsilon_{yy}$  está superpuesto y el eje central identifica la línea sobre la cual se extrajeron los datos a cada instante de tiempo

En primera medida, la evolución del campo de deformaciones evidencia en todas las muestras el desarrollo de una distribución heterogénea de la deformación desde etapas tempranas del ensayo. Esto se manifiesta claramente en el hecho que las líneas de nivel se curvan o inclinan, indicando que la deformación se está concentrando en una zona particular. Posteriormente, sobre esa zona se desarrollan múltiples bandas en las que la deformación es mayor que en sus alrededores, con el resultado de que es una de esas bandas la que finalmente termina concentrando la deformación y provocando la falla por estricción localizada del material. El desarrollo de estricción localizada coincide en todos los casos con una caída abrupta de la tensión, como es de esperar.



**Figura 7.6: evolución temporal de la deformación longitudinal ( $\epsilon_{yy}$ ) sobre el eje central de las probetas ensayadas**

La evolución temporal de la velocidad de deformación es otro dato de gran utilidad para describir y analizar la localización de la deformación a lo largo del ensayo. La Figura 7.7 muestra la evolución temporal de la velocidad de deformación sobre el eje  $y$  de cada probeta ( $x = 0$ ), del mismo modo que la Figura 7.6 para la deformación. Primeramente, se puede observar que en todos los casos llega un instante de tiempo en el que la distribución de la velocidad de deformaciones comienza a ser heterogénea y a concentrarse en una zona progresivamente más pequeña. Generalmente, ese instante de tiempo es casi coincidente con la tensión verdadera máxima del ensayo. A medida que el ensayo avanza, la zona de concentración de las deformaciones es la que contiene a las múltiples bandas que se desarrollan. Es importante destacar que las características generales de la evolución de la velocidad de deformación son similares para todas las probetas, aunque hay diferencias entre las tres orientaciones. La formación de las bandas de localización comienza antes en las probetas de TD (deformación entre 0.22 y 0.25) que en DD (deformación entre 0.25 y 0.27) y en RD (deformación entre 0.3 y 0.35). La evolución de las bandas es también más abrupta en TD, especialmente en la probeta TD-1.



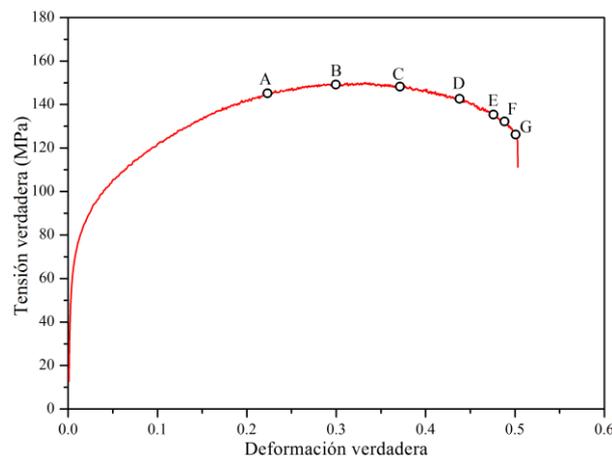
**Figura 7.7: evolución temporal de la velocidad de deformación longitudinal sobre el eje central de las probetas ensayadas**

### 7.3.2 Inhomogeneidad del campo de deformaciones

Más allá del análisis de la evolución temporal de las deformaciones, también es de interés estudiar cómo se desarrolla la totalidad del campo de deformaciones a medida que el ensayo va progresando. Es común, en un ensayo de tracción uniaxial, asumir que la deformación se distribuye de manera homogénea en el área de la longitud calibrada de la muestra. Sin embargo, la deformación local de cada

punto puede diferir en menor o mayor medida del valor macroscópico, influenciada principalmente por la textura y la microestructura local. Más allá de que en los gráficos temporales se observa que en todos los casos la deformación se va concentrando en una franja progresivamente más pequeña, lo que se observa es sólo una línea correspondiente al eje central de la muestra y no cómo es la distribución espacial de las deformaciones sobre el total de la superficie. Es por ello que un análisis del área completa resulta útil para visualizar si hay desarrollo de bandas de deformación localizada, o zonas de índole macroscópica cuya deformación dista de ser homogénea.

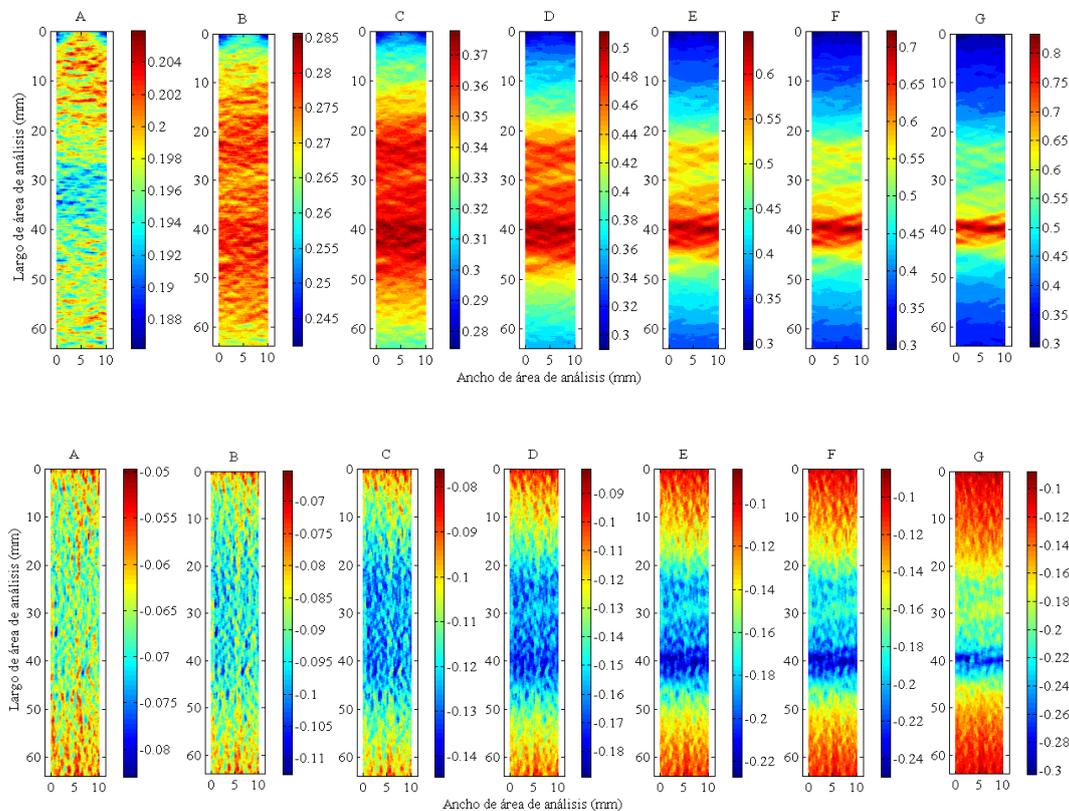
Para el análisis de campo completo, se optó por tomar la muestra RD-1, ya que es la que mayor deformación macroscópica presentó. Sobre la curva de carga se marcaron siete instantes considerados característicos, etiquetados con letras de la A hasta la G, en los que los campos de deformaciones serán analizados, mostrados en la Figura 7.8.



**Figura 7.8: curva de tensión verdadera-deformación verdadera de la muestra RD-1, con siete puntos indicados de la A hasta la G correspondientes a los mapas de deformación y velocidad de deformación estudiados**

Posteriormente, se graficaron los campos completos para las componentes de deformación longitudinal,  $\varepsilon_{yy}$ , y transversal,  $\varepsilon_{xx}$ , los cuales se muestran en la Figura 7.9. Cada campo de deformaciones está etiquetado por la letra que lo asocia a cada punto de la curva de carga, de modo de conocer a qué momento del comportamiento macroscópico corresponde. En los campos de deformaciones A y B se puede ver que la distribución de ambas deformaciones, tanto la longitudinal como la transversal, no es homogénea sobre la superficie de la probeta. Los campos posteriores, y especialmente los de las deformaciones longitudinales, muestran dos fenómenos combinados. Por un lado se observa que hay una concentración macroscópica de la deformación en una franja progresivamente más pequeña, lo cual coincide con lo que muestran los gráficos de evolución temporal presentados anteriormente. Por otro lado se distingue la presencia de múltiples bandas de localización entrecruzadas, regularmente espaciadas y con ángulos de inclinación iguales. Ya en el instante identificado con la letra C ( $\varepsilon_1 = 0.37$ ), las bandas son completamente distinguibles. El incremento de la deformación macroscópica resulta en el crecimiento preferencial de alguna de estas bandas, la cual

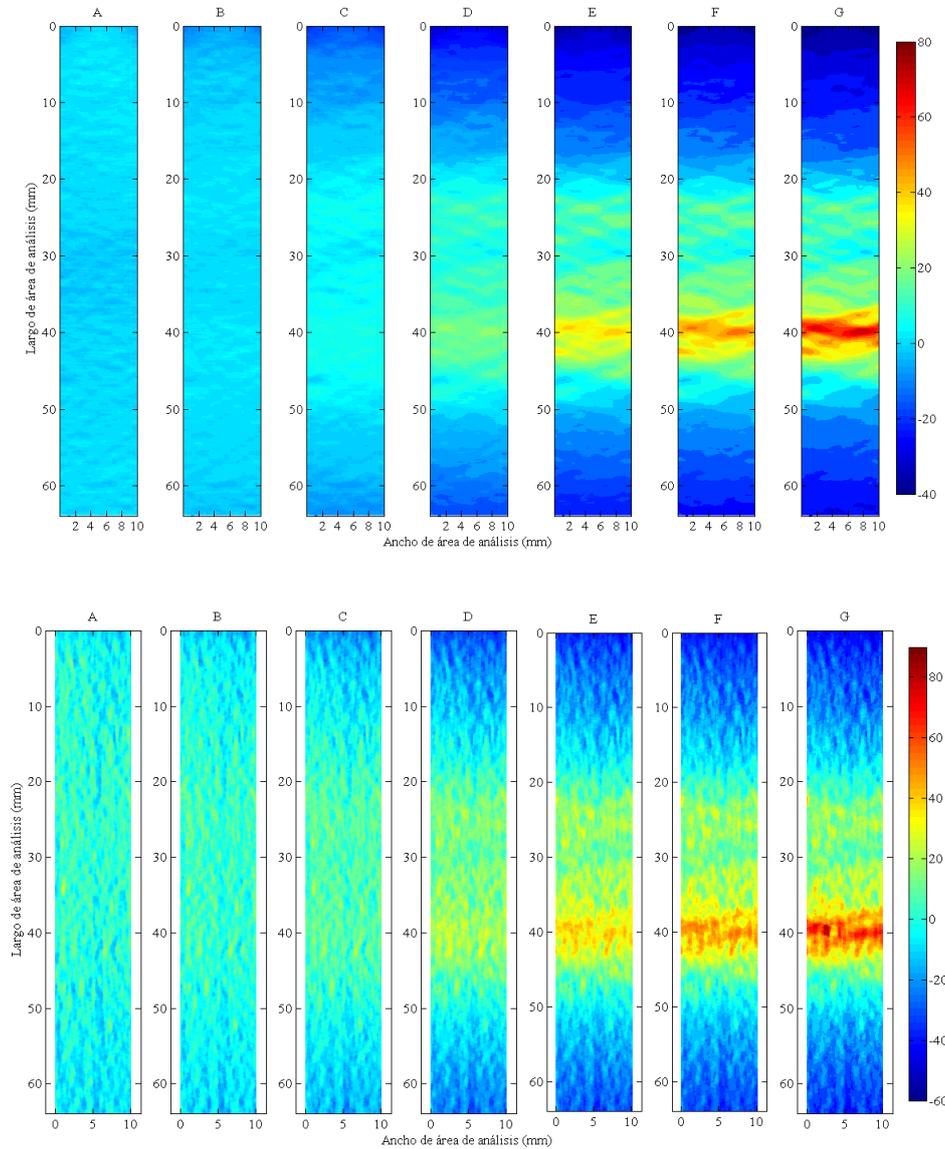
finalmente produce la falla del material. La presencia de múltiples bandas fue reportada por Héripé et al. (2007) para una deformación macroscópica de 2.5% de tracción uniaxial sobre zirconio, aunque en su caso son a escala microscópica. Efstathiou et al. (2010) también observaron un patrón de múltiples bandas a escala microscópica, al tensionar uniaxialmente titanio puro policristalino.



**Figura 7.9: evolución del campo de deformación en instantes seleccionados en curso del ensayo de tracción. Superior:  $\epsilon_{yy}$ ; inferior:  $\epsilon_{xx}$**

La Figura 7.9 muestra que la distribución de la deformación es heterogénea en todos los casos mostrados. Sin embargo, es difícil poder evaluar y comparar la heterogeneidad en cada caso, ya que el nivel de deformación de cada mapa es diferente. Por ello, es de interés evaluar las inhomogeneidades locales independientemente de los valores absolutos de deformación, calculando la variación porcentual en cada punto entre la deformación local y la promedio de toda la muestra. La Figura 7.10 presenta los valores obtenidos para los campos de deformaciones longitudinales y transversales mostrados en la Figura 7.9. Al comparar las variaciones de las deformaciones  $\epsilon_{yy}$  y  $\epsilon_{xx}$ , se puede ver que en los instantes A, B y C los campos de la deformación transversal son más inhomogéneos que los longitudinales. Luego, en las figuras D a la G se distingue muy bien la formación de múltiples bandas entrecruzadas. Además, es muy interesante ver que las bandas que finalmente no resultan en estricción se mantienen aproximadamente en el mismo nivel de heterogeneidad (~15-20%) respecto a la deformación promedio en el momento de su formación. Éstas se observan entre los 20 y 30 mm de longitud de la muestra. Por otro lado, la estricción muestra lógicamente el mayor valor de variación porcentual, de 75%. Padilla et

al. (2012) utilizaron el mismo tipo de gráficos para cuantificar la heterogeneidad de la deformación en zirconio a escalas microscópica y mesoscópica.



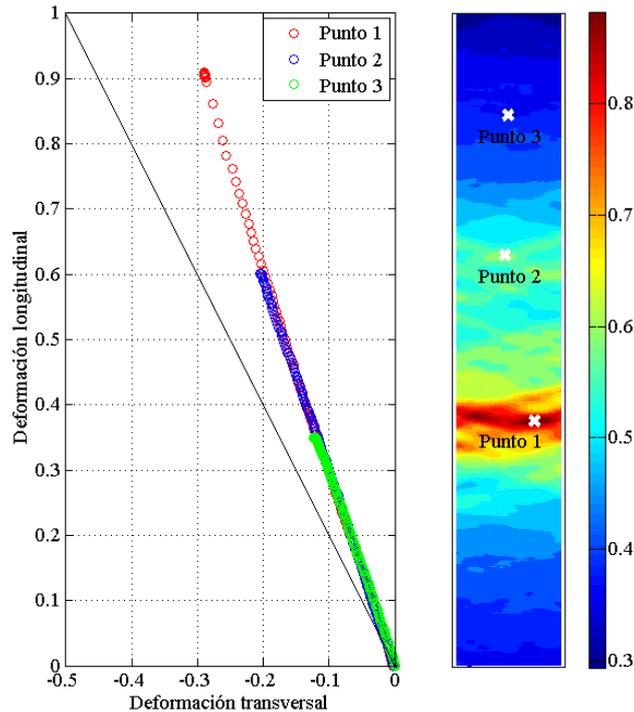
**Figura 7.10: mapas de desviación porcentual de la deformación respecto al promedio. La barra de colores indica la variación en porcentaje (%) de los valores locales de  $\epsilon_{yy}$  (superior) y  $\epsilon_{xx}$  (inferior) respecto al valor promedio de cada mapa**

Algunos trabajos han reportado el desarrollo de campos heterogéneos de deformación en materiales HCP, a escala microscópica. Por ejemplo, Kang et al. (2013) estudiaron la evolución de la deformación por tracción en una chapa de magnesio (AZ31) con una textura basal intensa y observaron que la deformación en el espesor era muy baja, lo que produjo una ocurrencia prolongada de estricción difusa sin desarrollo de estricción localizada. Además encontraron que el campo de deformación que se produce es inhomogéneo desde momentos tempranos del ensayo. En un estudio similar, Padilla et al. (2012) combinaron técnicas de EBSD y DIC para estudiar de manera exhaustiva las inhomogeneidades en la deformación de una chapa de aleación de zirconio con textura basal. Sus resultados muestran que,

a nivel microscópico, se desarrolla un campo de deformaciones inhomogéneo al efectuar compresión en la dirección perpendicular a los planos basales, caracterizado por la formación de bandas de localización orientadas a aproximadamente  $45^\circ$ . Lunt et al. (2017) estudiaron recientemente la relación entre macro zonas de textura y la distribución de la deformación por tracción de una chapa de aleación de titanio Ti-6Al-4V. En su trabajo observaron que, según la dirección de la sollicitación, las zonas de macro textura posicionan más o menos favorablemente diferentes sistemas de deslizamiento, de modo que hay regiones que resultan más blandas y otras más duras, generando inhomogeneidades en el campo de deformación. Los estudios mencionados anteriormente, si bien no son específicos de zinc, se aplican a materiales de estructura HCP con una textura fuertemente desarrollada, lo cual condiciona el campo de deformación que se produce.

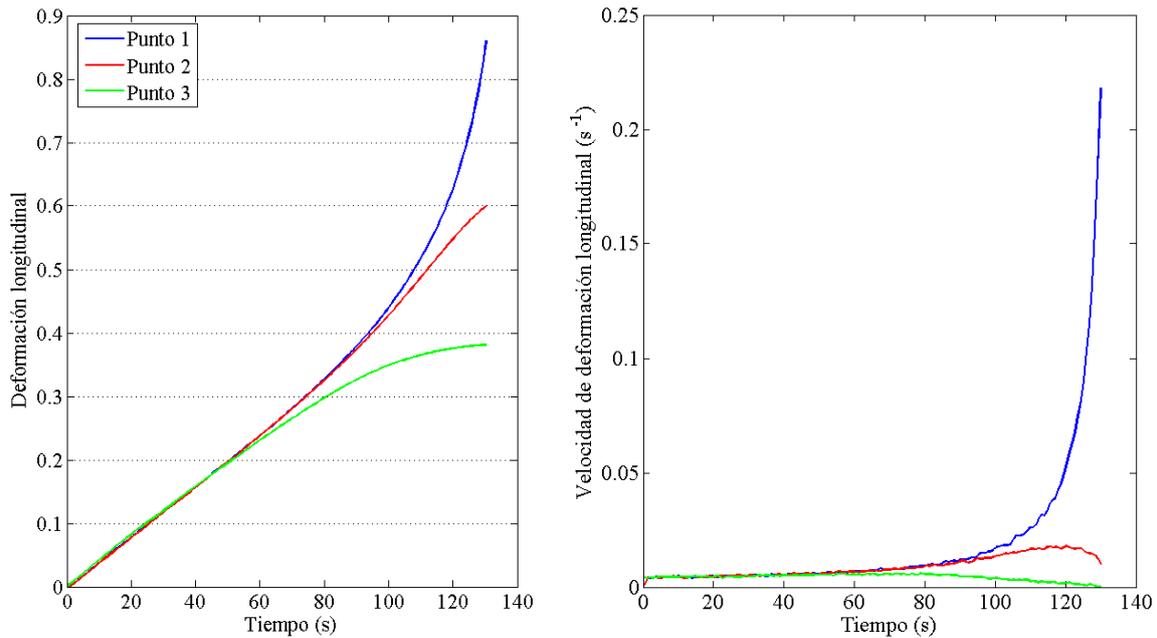
### **7.3.3 Evolución local del punto de estricción**

En el presente apartado se estudia la evolución temporal de la deformación en algunos puntos característicos de la muestra. La Figura 7.11 izquierda, muestra la relación de las deformaciones durante el ensayo de los puntos etiquetados como 1, 2 y 3. El mapa de deformaciones se muestra a la derecha. El punto 1 es el de máxima deformación final, ubicado sobre la estricción. El punto 2 es un punto de máxima deformación dentro de una de las bandas secundarias. El punto 3 está en una zona de deformación homogénea, en la cual no se observa ningún tipo de banda. Los caminos de deformación de los 3 puntos se muestran coincidentes y se diferencian entre ellos sólo por el nivel de deformación que alcanzan. Este comportamiento es llamativo, ya que, como se mencionó anteriormente, está generalmente aceptado que al producirse la estricción localizada ocurre un cambio en el camino de deformación hacia deformación plana en la zona de la banda, tal como plantean Marciniak y Kuczynski (1967) y Hora et al. (2013).



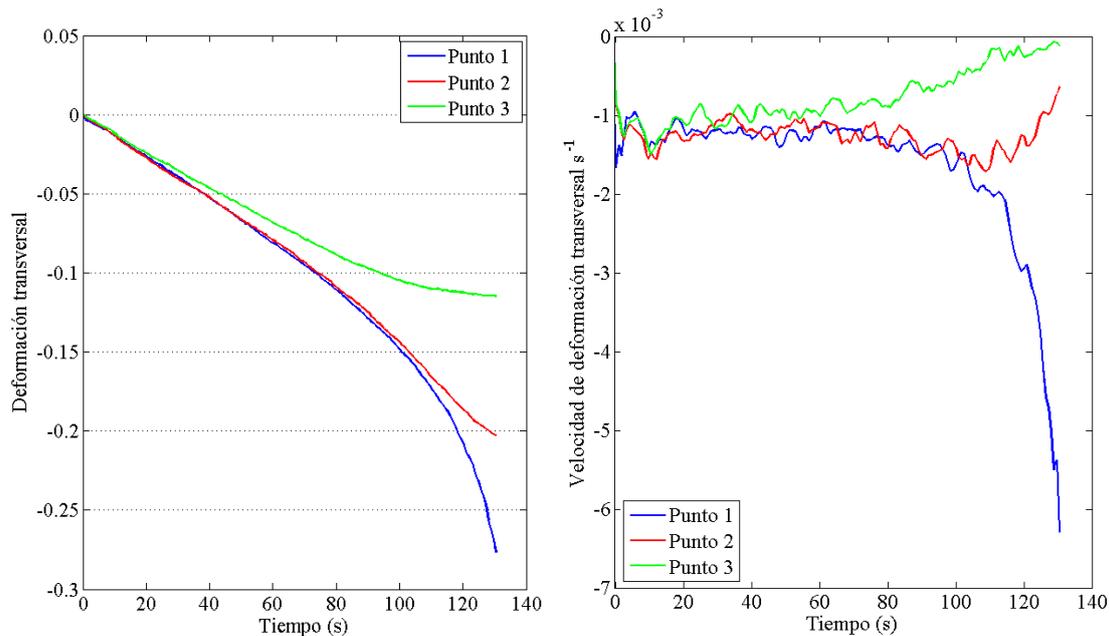
**Figura 7.11: evolución de las deformaciones longitudinal y transversal de los puntos 1, 2 y 3. El punto 1 corresponde a la máxima deformación absoluta sobre todo el campo de deformaciones, el punto 2 al de máxima deformación local sobre una banda secundaria y el punto 3 a una zona de deformación homogénea**

Si bien la Figura 7.11 muestra que los tres puntos siguen el mismo camino de deformación, en ella no se puede observar si los puntos 2 y 3 llegan a una menor deformación ya sea porque ésta se detiene en algún punto o porque se produce a menor velocidad desde un principio. La Figura 7.12 muestra la evolución temporal de la deformación longitudinal (izquierda) y la velocidad de deformación longitudinal (derecha) de los puntos 1, 2 y 3. La evolución temporal de la deformación muestra claramente que hasta aproximadamente 50 segundos del ensayo los tres puntos tienen la misma deformación. A partir de allí, la deformación del punto 3 se separa claramente, empezando a acumular deformación a un ritmo menor, pero sin detenerse. Por otro lado, los puntos 1 y 2 se mantienen iguales hasta aproximadamente 90 segundos del ensayo, punto a partir del cual es fundamentalmente el punto 1 el que cambia su comportamiento, aumentando notablemente su deformación. El gráfico de las velocidades de deformación permite confirmar lo que se observa a partir de las deformaciones. Por un lado, se observa que el punto 3 comienza con una velocidad de deformación igual a los otros dos puntos, hasta que luego de aproximadamente 70 segundos del ensayo comienza a disminuir su velocidad, sin hacerse nula hasta el final del ensayo, pero que de todas maneras es un indicador de localización en alguna parte de la probeta. Por otro lado, se evidencia claramente la diferenciación en el comportamiento de los puntos 1 y 2 a partir de los 90 segundos, ya que la velocidad del punto 1 crece exponencialmente, mientras que la del 2 empieza a disminuir su pendiente, y comenzar a decaer cerca del final del ensayo.



**Figura 7.12: evolución temporal de la deformación y velocidad de deformación longitudinal ( $\epsilon_{yy}$ ) para los puntos 1, 2 y 3. Izquierda: deformación; derecha: velocidad de deformación**

Por otro lado, de la misma manera que con la deformación longitudinal, la Figura 7.13 muestra la evolución temporal de la deformación transversal (izquierda) y la velocidad de deformación transversal (derecha) de los puntos 1, 2 y 3. En principio, los aspectos cualitativos de las figuras son similares a los mostrados en la Figura 7.12. Sin embargo, se pueden notar algunas diferencias. La deformación transversal del punto 3 se separa de los puntos 1 y 2 mucho antes que en el caso longitudinal. A los 30 segundos ya es evidente que el punto 3 comienza a acumular menor deformación. La separación del comportamiento de los puntos 1 y 2 se da aproximadamente a los 90 segundos, de igual manera que con la deformación longitudinal. Asimismo, es factible de analizar la evolución del camino de deformación. Como se mencionó anteriormente, las teorías de estricción localizada coinciden en que la misma se caracteriza por un cambio en el camino de deformación de la banda hacia deformación plana. Esto implicaría que a partir de algún punto la deformación transversal en la banda debería dejar de crecer, o lo que es lo mismo, que la velocidad se haga nula. En ese sentido, visualmente se observa en las muestras una localización muy pronunciada de la deformación, mostrando un comportamiento típico de estricción localizada. Al analizar el punto 1, el cual corresponde a la banda de localización, es llamativo que no se observa ni un estancamiento en la deformación acumulada, ni una disminución en la velocidad de deformación. Lo que sucede es todo lo contrario, ya que la deformación acumulada crece sobre el final, al igual que la velocidad. No obstante, el crecimiento no modifica sustancialmente la relación con la velocidad longitudinal dado que se sigue observando una diferencia de tres órdenes de magnitud entre ambas componentes.



**Figura 7.13: evolución temporal de la deformación y velocidad de deformación transversal ( $\dot{\epsilon}_{xx}$ ) para los puntos 1, 2 y 3. Izquierda: deformación transversal; derecha: velocidad de deformación transversal**

## 7.4 Análisis de la zona de estricción mediante EBSD

La zona del punto de máxima deformación sobre la estricción, punto 1 en la Figura 7.11, fue cartografiada mediante la técnica de EBSD, de modo de conocer las características microestructurales y de textura, y poder compararlas con las observadas en la condición inicial. Además de obtener los mapas de microestructura y de figura inversa de polos, se calcularon los factores de Schmid de los sistemas basal y piramidal II para cada grano respecto de la dirección de tracción.

La Figura 7.14 muestra la microestructura en conjunto con la desorientación intragranular de una región centrada en el punto, y de 1 mm y 0.2 mm de longitud en las direcciones RD y TD respectivamente, tal como se muestra. Teniendo en cuenta que la estricción tiene un ancho aproximadamente igual al espesor de la chapa de 0.7 mm (inicial), significa que la longitud del escaneo de 1 mm incluye el ancho de la banda en su totalidad. Primeramente, se destaca que no hay presencia de granos alargados en la dirección RD, lo cual sería esperable debido a la alta deformación longitudinal a la que fue sometida la muestra, y específicamente el punto en estudio, sobre el que se midió una deformación puntual de 0.9. En comparación con la figura inicial, se distinguen zonas con agrupación de granos pequeños, con baja desorientación intragranular, lo que está usualmente asociado a granos producidos por un proceso de recristalización. Sin embargo, ya no son distinguibles las bandas entrecruzadas observadas en la microestructura inicial. La Figura 7.15 muestra el mapa de figura inversa de polos de la ubicación analizada. En comparación con la inicial, se observa que hay menor preponderancia de colores verde y azul, lo que significa que hay menor cantidad de granos orientados con su dirección prismática o piramidal coincidente con la normal. Notar también que, si bien existen granos donde se observan zonas macladas, la cantidad de maclado que se observa es baja.

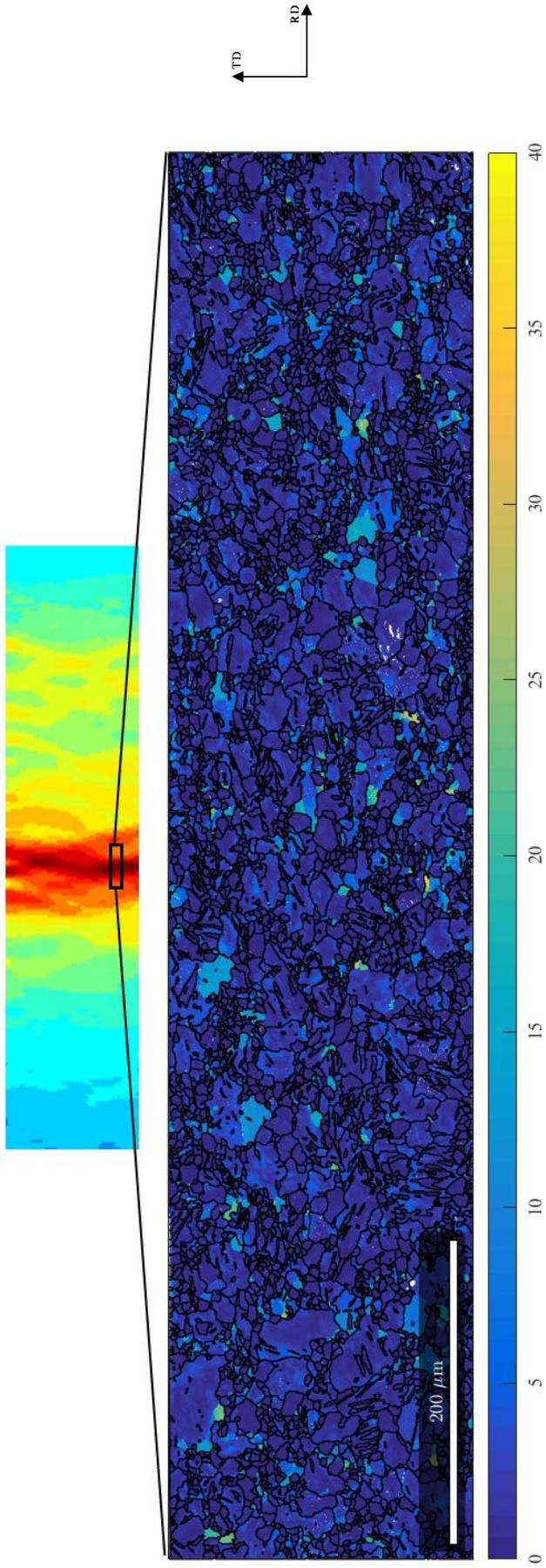


Figura 7.14: bordes de grano y desorientación intragranular de una zona de 1 mm x 0.2 mm centrada en el punto 1 de la muestra RD-1. Se muestra el plano TD-RD, con RD alineada horizontalmente

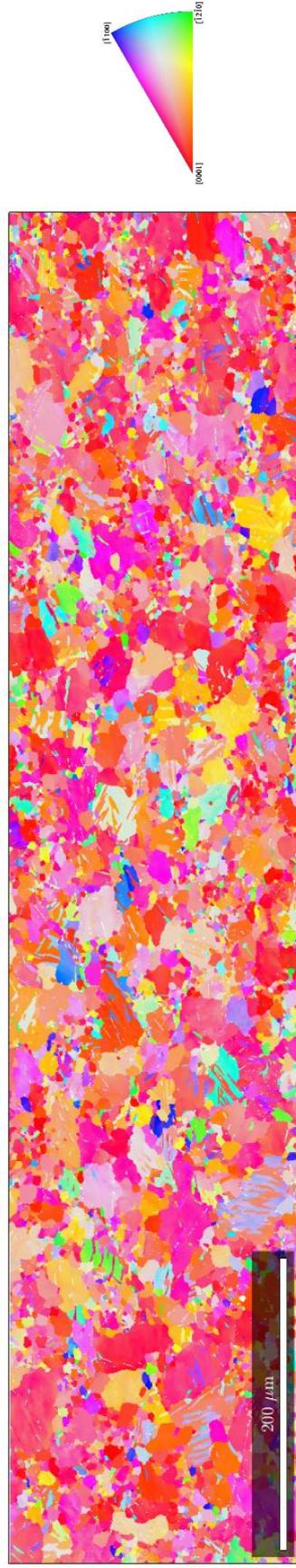


Figura 7.15: mapa de figura inversa de polos de una zona de 1 mm x 0.2 mm centrada en el punto 1 de la muestra RD-1. Orientaciones relativas a la dirección ND

### 7.4.1 Mapas de factores de Schmid

El factor de Schmid representa el factor de proyección de una tensión aplicada en una determinada dirección de un sistema de deslizamiento. El factor de Schmid se define como (Agnew y Duygulu, 2005; Nan et al., 2012):

$$M = \frac{\tau}{\sigma} = \cos \phi \cos \lambda, \quad (7.1)$$

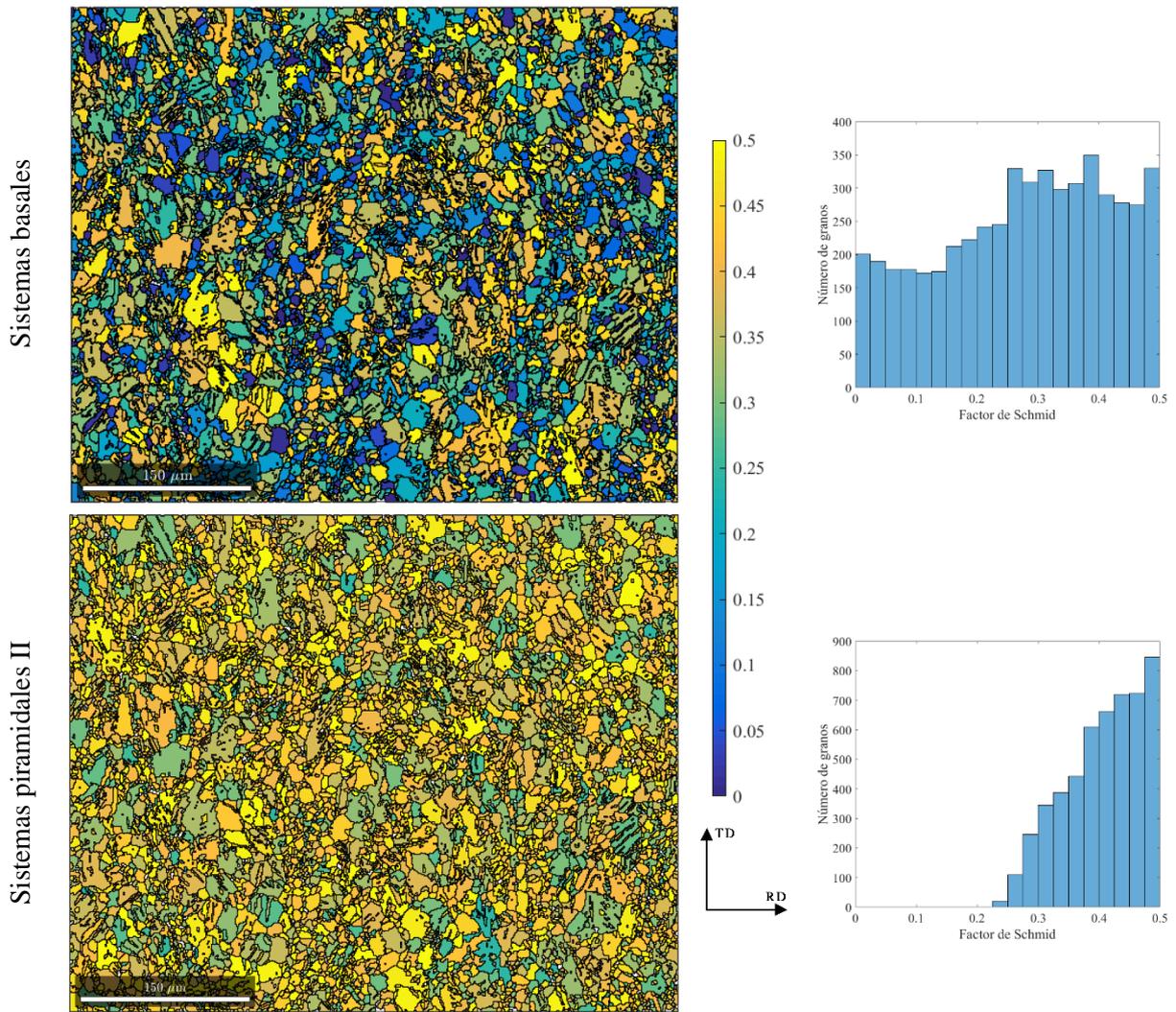
donde  $\phi$  y  $\lambda$  son los ángulos entre el eje de la tensión aplicada y la dirección de la normal al plano de deslizamiento y la dirección de deslizamiento, respectivamente. Lógicamente, la proyección varía para cada grano debido a la orientación cristalográfica del mismo, ya que la dirección de la tensión macroscópica es única. Cuanto mayor sea el factor respecto a un dado sistema de deslizamiento, mayor será la tensión proyectada sobre él, y si ésta es mayor que la tensión crítica de activación del sistema, se producirá su deslizamiento. Además, la activación de un dado sistema en detrimento de otro dependerá también de las relaciones entre las tensiones críticas de activación de los sistemas involucrados. Por lo tanto, si en un grano hay un sistema que tiene un factor de Schmid menor que otro, no necesariamente significa que será el activo, ya que entran en juego las tensiones críticas de cada sistema. De esta manera, el mapa de factores de Schmid proporciona un primer indicio general de los sistemas que se ven favorecidos para deslizar y también permite visualizar si hay zonas o agrupaciones de granos que presenten favorecimiento de algún sistema en particular, requiriendo una mayor o menor tensión dependiendo del caso.

El cálculo de los factores de Schmid a partir de una cartografía de EBSD para un dado sistema de deslizamiento requiere los siguientes pasos:

1. Dado un tensor de tensiones genérico, calcular las correspondientes tensiones principales y sus respectivas direcciones. En este caso, el estado de tensiones principales es el aplicado, ya que se trata de tracción uniaxial. El factor de Schmid  $M$  puede ser calculado para el sistema de deslizamiento elegido, ya que se conoce la orientación de cada cristal del mapa EBSD.
2. Sobre cada grano del mapa EBSD se calcula el factor  $M$ , repitiendo el cálculo para todos los equivalentes simétricos del sistema de deslizamiento.
3. De cada grano se selecciona su máximo factor de Schmid (de los obtenidos por simetría del sistema de deslizamiento). El máximo de cada grano es su factor de Schmid respecto al sistema de deslizamiento en estudio.

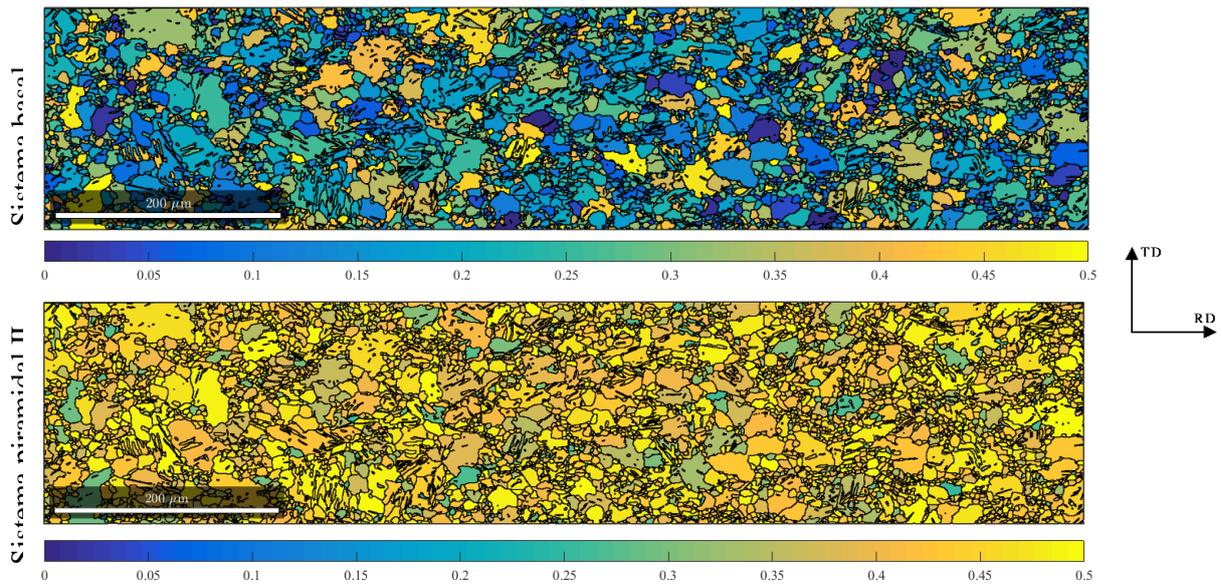
La Figura 7.16 muestra los mapas de factores de Schmid de los sistemas de deslizamiento basal y piramidal II para la condición inicial, respecto a una tracción uniaxial en la dirección de RD. Los granos cuyo color es amarillo están favorablemente orientados para el sistema de referencia y tienen los mayores factores de Schmid, mientras que ocurre lo contrario para los granos de color azul. En la figura se muestran además los histogramas de la distribución de factores de Schmid. Visualmente se observa

que el mapa correspondiente al sistema piramidal II tiene asociado en general más granos en la gama del color amarillo que el del sistema basal. Esto se confirma en los histogramas, ya que el correspondiente al sistema basal tiene una distribución tipo plana, aunque algo sesgada hacia el lado de los mayores factores, mientras que el del sistema piramidal muestra una distribución sesgada hacia los mayores factores. Como se mencionó anteriormente, el hecho de que los granos estén mejor orientados para deslizarse según el sistema piramidal no implica que éste vaya a prevalecer sobre el basal como sistema activo. En el caso del zinc, recordar que la relación entre las tensiones críticas de activación de estos sistemas ha sido reportada cercana a  $\tau^{piramidal II} / \tau^{basal} = 10$  y que en el modelo empleado aquí se ha utilizado  $\tau^{piramidal II} / \tau^{basal} = 12.5$ . Por lo tanto, para que el sistema piramidal se active, tiene que darse simultáneamente que su factor de Schmid sea alto, y el del sistema basal sea aproximadamente 10 veces menor. Por ejemplo, en el mejor caso que un grano tenga el factor máximo de 0.5 para el sistema piramidal, necesita que el factor del sistema basal no supere el valor de 0.05. Por lo tanto, observando ambos mapas y el histograma, resulta claro que el sistema basal se ve claramente favorecido. Esta observación está en concordancia con las actividades predichas por el modelo VPSC, mostradas en el apartado 4.4.4. Asimismo, se remarca el carácter aproximado de este tipo de análisis, ya que el estado de deformación complejo que involucra la deformación del grano requiere la activación simultánea tanto de sistemas basales como piramidales en la mayoría de los casos, si bien es de esperar el predominio de los sistemas basales.



**Figura 7.16: mapas e histogramas de factores de Schmid de la chapa en condición inicial para los sistemas basal y piramidal II respecto a una tensión macroscópica en la dirección RD**

La Figura 7.17 muestra los mapas de factores de Schmid del punto de máxima deformación acumulada, punto 1 en Figura 7.11. Visualmente los mapas son similares a los iniciales, ya que en general los factores respecto al sistema basal son bajos, y los del piramidal son más altos. No se muestran aquí los histogramas, dado que ellos son muy similares a los iniciales que se muestran en la Figura 7.16, lo que indica que las actividades de los modos no varían demasiado respecto a la condición inicial. Esto se confirma también por las actividades de los sistemas de deslizamiento reportadas en el apartado 4.4 del Capítulo 4 obtenidas por simulación y, ligado a ello, por el buen acuerdo entre la textura experimental y predicha para el caso de deformación mediante UAT en la dirección RD.



**Figura 7.17: mapas de Schmid de la chapa de una zona de 1 mm x 0.2 mm centrada en el punto 1 de la muestra RD-1**

## 7.5 Conclusiones

En el presente capítulo se estudió la evolución y la localización de la deformación en probetas planas de zinc Zn83 de baja aleación ensayadas en tracción uniaxial.

Los ensayos producen el desarrollo de un campo de deformación heterogéneo a nivel macroscópico en las tres direcciones de sollicitación ensayadas. La heterogeneidad del campo se observa en dos niveles: i) una zona macroscópica en que la deformación es mayor que en el resto de la muestra, y ii) dentro de esa zona se desarrollan múltiples bandas de deformación localizada. La aparición de esas bandas no significa el desarrollo de múltiples estricciones, ya que la falla de la muestra se observa en una única zona localizada, que parece haberse formado con la participación de dos o más bandas entrecruzadas. Complementariamente, el análisis temporal de la deformación y velocidad de deformación sobre tres puntos ubicados sobre la falla, una banda secundaria y la zona homogénea, arroja resultados relevantes. El punto medido sobre la falla no experimenta un cambio de camino de deformación hacia deformación plana, sino que tanto la deformación longitudinal como la transversal crecen abruptamente sobre el final del ensayo.

El análisis mediante EBSD permitió obtener resultados de interés. En primera medida, con una deformación muy alta mediante tracción uniaxial, no se observan granos alargados. En contrapartida, hay gran cantidad de granos equiaxiales, con baja desorientación intragranular, lo que puede estar relacionado a una fragmentación de granos más grandes mediante el fenómeno ya explicado de CDRX. En términos generales hay una población de granos pequeños entremezclados entre granos de mayores dimensiones. Además se destaca que hay pocos granos con presencia de maclado, el cual se observa generalmente en los granos más grandes del mapa. Por último, el análisis de los factores de Schmid permite ver que, aún con el alto grado de deformación acumulada en la muestra, las condiciones en las

que el material se deforma no se modifican significativamente en términos de los mecanismos de deslizamiento activos. Esta observación es coherente con las actividades predichas por el modelo VPSC para tracción uniaxial en la dirección RD.

## 7.6 Referencias

- Agnew, S. R., Duygulu, Ö., 2005. *Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B*. International Journal of Plasticity 21 (6), pp. 1161-1193.
- Bramley, A. N., Mellor, P. B., 1968. *Plastic anisotropy of titanium and zinc sheet—I*. International Journal of Mechanical Sciences 10 (3), pp. 211-219.
- Efstathiou, C., Sehitoglu, H., Lambros, J., 2010. *Multiscale strain measurements of plastically deforming polycrystalline titanium: Role of deformation heterogeneities*. International Journal of Plasticity 26 (1), pp. 93-106.
- Héripré, E., Dexet, M., Crépin, J., Gélébart, L., Roos, A., Bornert, M., Caldemaison, D., 2007. *Coupling between experimental measurements and polycrystal finite element calculations for micromechanical study of metallic materials*. International Journal of Plasticity 23 (9), pp. 1512-1539.
- 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 (1), pp. 19-30.
- 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 (2), pp.267-279.
- Hosford, W. F., Caddell, R. M., 1993. *Metal Forming—Mechanics and Metallurgy*. 2da Ed. (Englewood Cliff, NJ: Prentice Hall).
- Kang, J., Wilkinson, D. S., Mishra, R. K., Yuan, W., Mishra, R. S., 2013. *Effect of inhomogeneous deformation on anisotropy of AZ31 magnesium sheet*. Materials Science and Engineering A 567, pp. 101-109.
- Lian, J., Zhou, D., 1989. *Diffuse necking and localized necking under plane stress*. Materials Science and Engineering A 111, pp. 1-7.
- Lunt, D., Quinta da Fonseca, J., Rugg, D., Preuss, M., 2017. *Microscopic strain localisation in Ti-6Al-4V during uniaxial tensile loading*. Materials Science and Engineering A 680, pp. 444-453.
- Marciniak, Z., Kuczynski, K., 1967. *Limit Strains in the Processes of Stretch-Forming Sheet Metal*. International Journal of Mechanical Sciences 9 (9), pp. 609-620.
- Nan, X-L., Wang, H-Y., Zhang, L., Li, J-B., Jiang, Q-C., 2012. *Calculation of Schmid factors in magnesium: Analysis of deformation behaviors*. Scripta Materialia 67 (5), pp. 443-446.

- Padilla, H. A., Lambros, J., Beaudoin, A. J., Robertson, I. M., 2012. *Relating inhomogeneous deformation to local texture in zirconium through grain-scale digital image correlation strain mapping experiments*. International Journal of Solids and Structures 49 (1), pp. 18-31.
- Pan, B., Wu, D., Xia, Y., 2010. *High-temperature deformation field measurement by combining transient aerodynamic heating simulation system and reliability-guided digital image correlation*. Optics and Lasers in Engineering 48 (9), pp. 841-848.
- Wattrisse, B., Chrysochoos, A., Muracciole, J.-M., Némot-Gaillard, M., 2001. *Analysis of strain localization during tensile tests by digital image correlation*. Experimental mechanics 41 (1), pp. 29-39.



# Conclusiones y perspectivas futuras

### 8.1 Conclusiones generales

El trabajo mostrado en la presente tesis establece una contribución al estudio de la formabilidad de chapas metálicas, inscripto en el marco de la utilización de la modelización micromecánica multiescala de base policristalina. El presente manuscrito estudió en forma exhaustiva el comportamiento de chapas de zinc texturado bajo solicitaciones mecánicas inducidas por procesos de conformado en la zona de tracción-compresión, deformación plana y expansión biaxial. Las tareas requeridas incluyeron la realización de ensayos de caracterización y formabilidad, los cuales sirvieron para luego calibrar y validar los resultados predichos por el código de cálculo MK-VPSC, el cual acopla la formulación viscoplástica autoconsistente (*viscoplastic self-consistent*, VPSC) y la técnica de Marciniak-Kuczynski (MK) para predecir la ruptura del material.

Las principales contribuciones y conclusiones obtenidas de la realización de las tareas de investigación se resumen en los siguientes apartados.

#### 8.1.1 Aplicación del modelo MK-VPSC en zinc laminado

Se aplicó el modelo MK-VPSC en la predicción del comportamiento mecánico y la formabilidad límite de chapas de zinc texturado, caracterizadas por una alta anisotropía en el plano de la chapa.

- La aplicación del modelo VPSC bajo una linealización tangente resulta acorde para predecir la anisotropía plástica de las chapas de Zn20. El comportamiento mecánico mostrado en las curvas de carga uniaxiales en las direcciones de laminado (*rolling direction*, RD), diagonal (*diagonal direction*, DD) y transversal (*transverse direction*, TD), y la curva de carga equibiaxial (EBA) son reproducidos correctamente mediante el modelo. Los coeficientes de Lankford experimentales son sobreestimados, aunque igualmente muestran la misma tendencia en todo el rango estudiado.

- Se determinó la textura cristalográfica de la chapa de Zn20 producto de la deformación plástica mediante caminos típicos como tracción uniaxial (*uniaxial tension*, UAT), deformación plana (*plane strain*, PS) y tracción EBA, con la dirección principal mayor alineada con las direcciones RD, DD y TD. Los resultados experimentales muestran que en todos los casos la textura basal de partida se mantiene cualitativamente similar, aunque la intensidad máxima del material deformado disminuye respecto a la inicial, generando texturas de tipo basal con diferentes dispersiones en torno a la posición inicial, la cual cambia su inclinación respecto al eje normal sólo ligeramente en el curso de la deformación. Las correspondientes texturas predichas por el modelo de cálculo, permiten observar un acuerdo cualitativo muy satisfactorio, el mismo efecto de conservación de la textura tipo basal, pero con intensidades mayores a las medidas experimentalmente.
- Se caracterizó la respuesta límite de la chapa de Zn20 mediante la determinación de la curva límite de conformado (*forming limit curve*, FLC). Se midieron las FLCs completas del material según las tres orientaciones RD, DD y TD, y utilizando dos velocidades de deformación. Se concluyó que la orientación de la muestra juega un papel fundamental en la formabilidad, especialmente en el lado derecho del diagrama límite de conformado (*forming limit diagram*, FLD), y se estableció el rol de la textura cristalográfica respecto del comportamiento observado. La FLC según RD muestra un comportamiento especialmente inusual, con un fuerte aumento de formabilidad en la zona biaxial, y un decremento brusco al acercarse a deformación equibiaxial. La respuesta del modelo MK-VPSC para predecir las FLCs, si bien valiosa en términos cualitativos ya que reproduce un comportamiento de las curvas dependiente de la orientación, predice una anisotropía en la respuesta límite menos intensa que la observada experimentalmente.

### 8.1.2 Influencia del camino de deformación en la formabilidad

Se extendió el estudio de formabilidad de la chapa de Zn20, obtenido mediante la FLC bajo caminos de deformación lineales, a situaciones donde se involucran caminos de deformación bilineales, compuestos por deformación equibiaxial seguida de tracción uniaxial.

- La aplicación de un camino de deformación compuesto por una deformación equibiaxial seguida por tracción uniaxial elevó, en términos generales, las deformaciones límites alcanzadas por el material. En particular es llamativa la alta deformación que alcanzaron las muestras de tracción que fueron cortadas de una muestra de Marciniak con una fractura.
- Se observa un cambio en lo relativo a la anisotropía en la formabilidad del material para los caminos de deformación bilineales de expansión biaxial seguidos de tracción uniaxial. La elevada anisotropía exhibida por el material en las deformaciones límite de los ensayos de UAT convencionales, difiere con lo que sucede en los ensayos de UAT posteriores a una

deformación EBA ya que, en términos generales, las deformaciones límite son menos dependientes de la orientación inicial en éstos últimos.

- La causa de los comportamientos descritos en los dos puntos anteriores podría estar relacionada a un fenómeno de fragmentación de los granos iniciales en granos más pequeños debido al fenómeno de recristalización dinámica continua. Esto se desprende de los mapas de orientaciones obtenidos mediante difracción de electrones retrodifundidos (*Electron Backscatter Diffraction*, EBSD) mostrados para tres condiciones: la inicial, deformación equibiaxial, y deformación equibiaxial seguida de tracción uniaxial. Un análisis visual de los mapas de desorientación intragranular habilita un análisis cuantitativo y más exhaustivo que permita confirmar, o no, la ocurrencia de recristalización dinámica continua.

### 8.1.3 Heterogeneidad del campo de deformaciones

Se estudió en detalle la evolución temporal del campo de deformación y velocidad de deformación en ensayos de tracción uniaxial sobre la chapa de Zn83.

- El campo de la deformación longitudinal sobre el plano de la chapa se desarrolla de manera heterogénea para todos los casos analizados, e independientemente de la orientación de la probeta. Primeramente, y desde etapas tempranas de cada ensayo, hay una zona macroscópica de concentración de las deformaciones. A medida que continúan los ensayos, la zona macroscópica va reduciendo su tamaño, y además comienzan a observarse múltiples bandas en que la deformación se localiza. El análisis particular de la muestra sometida a la mayor deformación de las ensayadas muestra que la deformación fuera de la zona macroscópica no se detiene, sino que disminuye su velocidad. Algo similar ocurre entre las bandas secundarias y la que produce la falla. Las bandas secundarias nunca dejan de acumular deformación, sino que disminuyen su velocidad de deformación cuando comienza a crecer abruptamente la velocidad de deformación de la estricción.
- La comparación de las mediciones mediante EBSD sobre la condición inicial del material y la banda de localización proporcionó datos de relevancia en lo relativo a aspectos microscópicos. El mapa de figura de polos inversa en la condición deformada muestra un crecimiento en la cantidad de granos con tendencia a tener su plano basal coincidente con la dirección normal a la chapa. Esto a su vez es coherente con lo observado en los mapas de factores de Schmid. El correspondiente al sistema basal de la muestra deformada exhibe una disminución promedio del factor, evidenciado en que el mapa tiene más granos en el tono del azul, y además en que el histograma de distribución de los factores está más centrado, mientras que en la condición inicial está sesgado hacia factores mayores. Por otro lado, el mapa de los factores del sistema piramidal medido sobre la banda de localización se muestra muy similar al inicial.

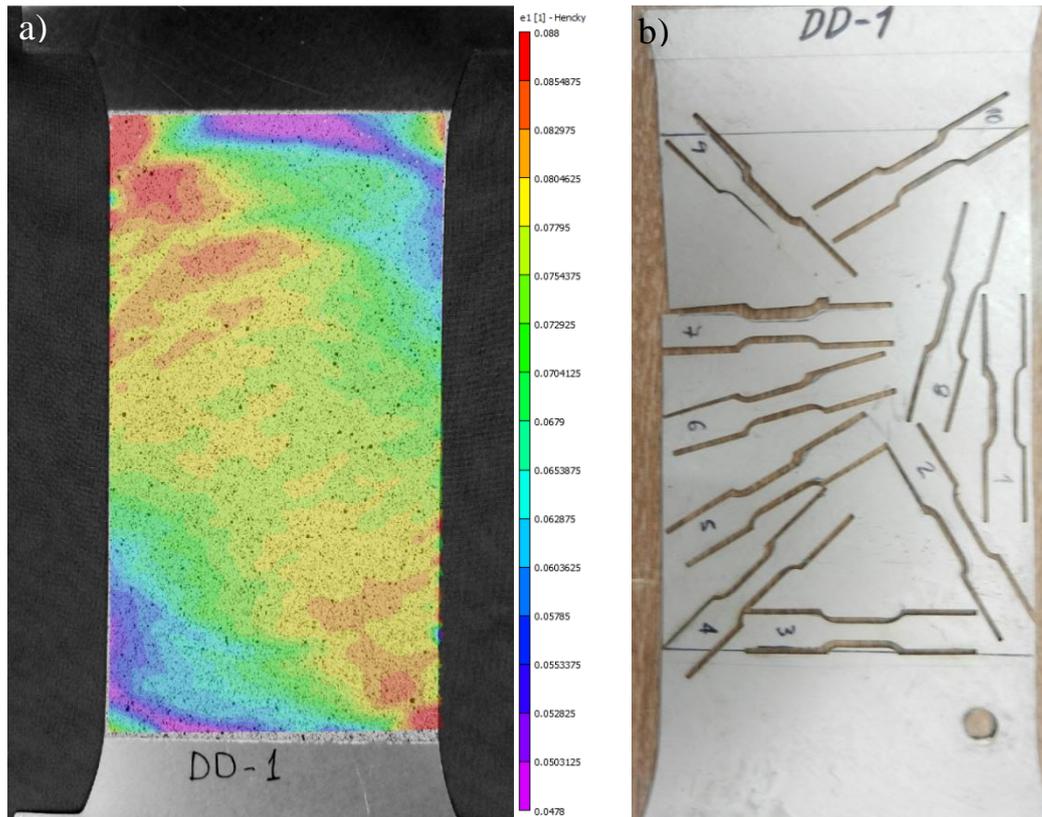
- El análisis de los factores de Schmid en conjunto con las tensiones críticas de activación muestra que, tanto en la condición inicial como en un punto de alta concentración de deformación, es difícil la activación de sistemas piramidales en detrimento del basal. Para que ello ocurra debe coincidir que el factor de Schmid del sistema basal sea bajo y el del piramidal alto, lo cual no se da muy frecuentemente. Esto se confirma en los niveles de actividades de ambos modos de deslizamiento que el modelo VPSC predice a bajas deformaciones, y en la escasa variación que muestran las actividades a medida que se desarrolla la deformación.

## 8.2 Perspectivas futuras y trabajos en curso

Siendo la textura un aspecto fundamental en el comportamiento anisótropo de las chapas de zinc, el logro de una mejor predicción de la evolución de textura mediante modelos policristalinos de base micromecánica debería contribuir para consecuentemente mejorar las predicciones de formabilidad. Los resultados obtenidos en el presente trabajo indican que la base física de este tipo de modelos tiene la potencialidad para lograr este objetivo. En ese sentido, Lebensohn et al. (2016) resaltan el hecho de que el modelo VPSC estándar, que utiliza una linealización de primer orden, desprecia las fluctuaciones de las magnitudes relevantes dentro del grano. En consecuencia, la formulación que hemos empleado no tiene en cuenta la acumulación progresiva de dispersión en las orientaciones intragranulares, la cual tiene dos efectos principales en la predicción de la evolución de textura y microestructura. Primero, las texturas predichas son más intensas y concentradas respecto a las experimentales. Segundo, como la desorientación intragranular no es tomada en cuenta, un fenómeno de reducción del tamaño de grano por fragmentación no puede ser predicho. Lebensohn et al. (2016) implementan una formulación de segundo orden del modelo VPSC siguiendo lo propuesto por Liu y Ponte Castañeda (2004) para calcular los segundos momentos del campo de velocidad de rotación en cada grano. Recientemente, Zecevic et al. (2017) hacen uso de este avance para calcular la distribución de desorientación intragranular en los granos, aplicándolo en materiales FCC con resultados aceptables. Los autores mencionan que el próximo paso lógico será la predicción de recristalización y fragmentación, y la extensión del método de cálculo de la desorientación a materiales de estructura hexagonal compacta. Estos avances, conjuntamente con las observaciones y conclusiones que se desprenden del presente trabajo, pueden constituir un punto a profundizar para mejorar las predicciones de textura y microestructura como base para una mejor estimación de la formabilidad de chapas de zinc fuertemente texturado.

Por el lado experimental, el aumento de formabilidad observado mediante los ensayos combinados de deformación EBA y UAT abre una gran cantidad de aspectos para analizar y extender. En principio, respecto a estos ensayos, se disponen de cartografías de EBSD de varias muestras, tanto las sometidas sólo a deformación EBA, como las sometidas a EBA + UAT. A partir de los datos contenidos en las cartografías hay diversas técnicas y parámetros a analizar en forma conjunta para

determinar con mayor certeza la ocurrencia o no de recristalización dinámica continua (*continuous dynamic recrystallization*, CDRX) en el material. Adicionalmente, ya se comenzaron a realizar ensayos adicionales que consisten en caminos de deformación bilineales conformados por una primera etapa de deformación mediante UAT, seguida por una segunda etapa, también de deformación mediante UAT, pero cambiando la dirección de sollicitación para la segunda etapa. La Figura 8.1 muestra la probeta utilizada para la primera etapa de deformación UAT junto con la distribución de los cortes de las probetas UAT para la segunda etapa. Las probetas para la primera etapa de los ensayos se hicieron de un tamaño tal que permite extraer entre 10 y 12 probetas pequeñas, como lo muestra la figura. Se aplican cuatro niveles de deformación en la primera etapa, iguales a  $\varepsilon_1 = 0.075$ ,  $\varepsilon_1 = 0.18$ ,  $\varepsilon_1 = 0.22$  y  $\varepsilon_1 = 0.30$ . Las probetas pequeñas para la segunda etapa se cortan a  $0^\circ$ ,  $15^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $60^\circ$ ,  $75^\circ$  y  $90^\circ$  respecto a la dirección de laminado, y se ensayarán hasta rotura o estricción, preferentemente la segunda si el ensayo lo permite. En este sentido, y tomando lo anterior como punto de partida se ha iniciado una tesis doctoral a cargo del Ing. Martín Leonard, focalizada en el estudio del efecto de diferentes tipo de predeformación sobre la respuesta límite del material.



**Figura 8.1:** probetas de Zn83 utilizadas para realizar ensayos de formabilidad mediante caminos bilineales UAT + UAT. a) Probeta utilizada para la primera etapa de UAT, en este caso se muestra de ejemplo una muestra orientada según DD; b) probetas de UAT para la segunda etapa ya cortadas según las diferentes direcciones seleccionadas

### 8.3 Referencias

Lebensohn, R. A., Zecevic, M., Knezevic, M., McCabe, R. J., 2016. *Average intragranular misorientation trends in polycrystalline materials predicted by a viscoplastic self-consistent approach*. Acta Materialia 104 pp. 228-236.

Liu, Y, Ponte Castañeda, P., 2004. *Second-order theory for the effective behavior and field fluctuations in viscoplastic polycrystals*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 52 (2), pp. 467-495.

Zecevic, M., Pantleon, W., Lebensohn, R. A., McCabe, R. J., Knezevic, M., 2017. *Predicting intragranular misorientation distributions in polycrystalline metals using the viscoplastic self-consistent formulation*. Acta Materialia 140, pp. 398-410.