

Universidad Nacional de Rosario
Facultad de Ciencias Exactas, Ingeniería y Agrimensura



Tesis Doctoral

**Estudio numérico-experimental de la respuesta límite de
chapas de Zn-Cu-Ti en procesos de conformado**

Emanuel A. Nicoletti

Director: Dr. Javier W. Signorelli
Co-Directora: Dra. Analía Roatta

Miembros del Jurado: Dr. César E. Sobrero
Dr. Pablo Vizcaíno
Dr. Víctor D. Fachinotti

*Tesis presentada en la Facultad de Ciencias Exactas, Ingeniería y Agrimensura,
en cumplimiento parcial de los requisitos para optar al título de*

Doctor en Ingeniería

Junio de 2023

Certifico que el trabajo incluido en esta tesis es el resultado de tareas de investigación originales y que no ha sido presentado para optar a un título de postgrado en ninguna otra Universidad o Institución.

Emanuel A. Nicoletti

DNI 33.805.507

Agradecimientos

Por medio de algunas líneas quisiera agradecer a todas aquellas personas que han aportado de alguna manera a llevar adelante este trabajo.

En primer lugar, a mi director Javier Signorelli y codirectora Analía Roatta por la permanente e invaluable motivación, orientación, saberes compartidos durante todos estos años y la dedicación de su tiempo en reuniones y discusiones para la concreción del trabajo. Agradecer también a la dedicación y colaboración de Cecilia Marinelli en mis primeros años de doctorado.

Quiero destacar la buena predisposición del grupo de trabajo que con sus conocimientos compartidos y aportes de ideas que han sido de gran ayuda para el desarrollo de la tesis: Martín Leonard, Raúl Bolmaro, Martina Ávalos, César Sobrero, Natalia De Vincentis, Emanuel Benatti, Fabricio Aguzzi y Santiado Ribazzi. En especial a Mike Stout y Mageli Bertinetti por su dedicación, constante motivación y colaboración. Agradecer también a aquellas personas que sin su creatividad y trabajo nada de esto sería posible: Daniel Castellani, Jere Castellani y Fernando Ugo. A Fernando Schlosser, quien siempre se ha mostrado predispuesto para compartir sus experiencias.

A las personas que hacen día a día que el IFIR sea un buen lugar de trabajo. Mi compañera y mi compañero de oficina 117: Belén Di Marco y Martín Leonard, por sus charlas y mates diarios. Con quienes he compartido diferentes momentos y conocido en el IFIR: Tucho, Marcio, Juan V., Tano, Lara, Ema Benatti, Lu Imhof, Luli Di Sarli, Flor S., Colo, Flor G., Lucio, Bruno, Tekla, Dirri, Tane, Sindry, Mafer, Fabri, Santi, Fernanda, Greta, Vir, Román, Josefina y Lina. A quienes he tenido la oportunidad de conocer por su paso en alguna vista: Julio Mendez, Antonhy, Tamires, Francisco Allister y Matías Pacheco. Todas son excelentes personas. A Ana Velia Druker, quien con su vocación docente es una constante motivación para quienes nos formamos en la EIM. A las compañeras y compañeros de ATE-CONICET por la lucha por mejorar las condiciones y derechos laborales: Armando, Pablo, Sofi, Marina, Martín y Lautaro.

Por último, quiero agradecer aquellas personas con quienes que estuvieron presentes en esta etapa y siempre tienen un abrazo cuando se los necesita: Dante, Marcos, Damian, Juli, Lucas, Claudio, Marian, Juli B., Andy, Lau y Ariel. A Patri y Luis por su apoyo y palabras de aliento. A mi familia, Nico y Ketty, por sus esfuerzos, apoyo y acompañamiento en todos mis proyectos. A mi hermana Sole por su cariño y ternura, y a Valen, Sofi y Amu por su alegría.

La última línea quiero dedicársela a Ana Eugenia con quien decidimos compartir y transitar la vida juntos: por su amor y sus palabras de apoyo.

Resumen

El uso de las aleaciones de zinc laminadas se ha incrementado debido a los beneficios que le otorgan elementos aleantes como en Cu y el Ti. Características como su maleabilidad, resistencia mecánica y al creep, han ampliado notablemente sus aplicaciones en el campo de la arquitectura. Debido a la marcada anisotropía, evolución de la textura cristalográfica y la microestructura relacionada con el fenómeno de recristalización dinámica continua, las chapas de Zn-Cu-Ti han generado diferentes desafíos de interés científico y tecnológico relacionados a la comprensión y predicción de la respuesta mecánica y formabilidad del material con la aplicación de modelos. En el presente trabajo de tesis se estudia numérica y experimentalmente la respuesta límite del material en procesos de conformado.

Por el lado experimental, se aborda la caracterización de la chapa por medio de micrografía óptica y electrónica de barrido, evolución de la textura cristalográfica medidas con difracción de rayos X y la respuesta mecánica ante distintos estados de cargas en diferentes orientaciones con respecto a la dirección de laminado. Además, se analiza la evolución de los coeficientes de anisotropía y la localización de la deformación. La formabilidad se analiza con la aplicación del diagrama límite de conformado del material inicial y con una etapa previa de deformación involucrando deformaciones monótonas y no monótonas.

Los ensayos mecánicos de tracción son utilizados para calibrar la ley de endurecimiento que se utiliza en el modelo policristalino de base micromecánica, conocido como viscoplástico autoconsistente. Las texturas cristalográficas experimentales son discretizadas en orientaciones suficientes para tener una representación de los aspectos más significativos de la textura inicial del material. La información de las observaciones microestructurales son utilizadas para la determinación de diferentes parámetros del modelo. Los resultados de la calibración se validan con la evolución de las texturas cristalográfica y curvas de tensión-deformación de corte (no utilizado en la calibración). En el presente trabajo de tesis, se tiene en cuenta el mecanismo de fragmentación provocado por la recristalización dinámica continua. Su efecto sobre la evolución de la textura es imitado forzando la continuidad del campo de rotación reticular entre grupos de orientaciones elegidas aleatoriamente. El criterio de inestabilidad plástica de Marciniak-Kuczynski asume la presencia de una imperfección inicial en el material que induce la localización de la deformación y es utilizado en conjunción con el modelo viscoplástico para la predicción de curva límite de conformado del material recibido. Por último, se evalúa la capacidad del modelo para reproducir la curva límite de conformado y texturas cristalográficas inducidas en el material con una etapa de deformación previa.

Índice

Capítulo 1	7
1.1. MOTIVACIÓN.....	7
1.2. OBJETIVOS.....	13
1.3. ORGANIZACIÓN DEL TRABAJO.....	13
1.4. REFERENCIAS	15
Capítulo 2	16
RESUMEN	16
2.1. FORMABILIDAD	17
2.2. PLASTICIDAD	19
2.3. MICROESTRUCTURA Y TEXTURA CRISTALOGRÁFICA	21
2.3.1. Representación de la textura cristalográfica.....	22
2.3.2. Difracción de rayos X.....	26
2.3.3. Difracción de electrones retro-difundidos	28
2.3.4. Recristalización dinámica continua (CDRX) en aleaciones de Zn	29
2.4. CORRELACIÓN DIGITAL DE IMÁGENES	30
2.5. TÉCNICAS DE EVALUACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS	33
2.5.1. Tracción uniaxial.....	33
2.5.2. Corte simple	36
2.5.2.1. Deformación por corte simple.....	36
2.5.2.2. Ensayo de corte simple basado Miyachi.....	40
2.5.3. Curva límite de conformado	44
2.5.3.1. Técnica de Bragard y Merklein-Hotz.....	49
2.5.4. Deformación severa de materiales	51
2.6. CONCLUSIONES.....	53
2.7. REFERENCIAS	53
Capítulo 3	60
RESUMEN	60
3.1. INTRODUCCIÓN	61
3.2. FORMULACIÓN VISCOPLÁSTICO AUTOCONSISTENTE.....	66
3.2.1. Cinemática de la plasticidad y comportamiento constitutivo	66
3.2.2. Ecuaciones de interacción y localización	72
3.2.3. Actualización de orientaciones y forma de grano.....	75

3.2.4. Estrategias de linealización.....	76
3.2.5. Endurecimiento por deformación.....	78
3.3. INTEGRACIÓN DEL EFECTO DE CORTO ALCANCE AL MODELO VPSC (VPSC-SRE).....	79
3.4. CONCLUSIONES.....	81
3.5. REFERENCIAS.....	81
Capítulo 4.....	86
RESUMEN.....	86
4.1. INTRODUCCIÓN.....	87
4.2. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL.....	89
4.2.1. Microscopía óptica.....	89
4.2.2. Textura cristalográfica.....	91
4.2.3. Caracterización bajo cargas uniaxiales.....	94
4.2.3.1. Respuesta mecánica en tracción.....	94
4.2.3.2. Evolución de la textura cristalográfica en UAT.....	98
4.2.3.3. Respuesta mecánica en corte simple.....	99
4.2.3.4. Evolución de la textura cristalográfica en corte simple.....	100
4.3. MODELADO UTILIZANDO VPSC-SRE.....	102
4.3.1. Calibración del modelo con linealización <i>afín</i>	102
4.3.2. Calibración del modelo con linealización <i>tangente</i>	108
4.3.3. Efecto de la consideración del SRE en el modelo VPSC (caso testigo con linealización <i>afín</i>).....	111
4.4. Aplicación al caso de corte simple.....	117
4.5. CONCLUSIONES.....	119
4.6. REFERENCIAS.....	120
Capítulo 5.....	124
RESUMEN.....	124
5.1. INTRODUCCIÓN.....	125
5.2. DETERMINACIÓN DE LA CURVA LÍMITE DE CONFORMADO EN CHAPAS DE Zn-Cu-Ti.....	129
5.2.1. Metodología de determinación de la FLD.....	129
5.2.2. Ensayos uniaxiales.....	130
5.2.3. Ensayos de conformado con punzón plano.....	131
5.3. MODELIZACIÓN DE LA ESTRICCIÓN LOCALIZADA.....	134
5.3.1. MODELO DE INESTABILIDAD DE CHAPAS MARCINIAK - KUCZYNSKI.....	137
5.3.2. Integración del modelo: Deformación fuera de la banda.....	142
5.3.3. Deformación dentro de la banda.....	143

5.4. CURVA LÍMITE DE CONFORMADO DE LA ALEACIÓN Zn-Cu-Ti.....	144
5.4.1. FLD del material recibido	144
5.4.2. Evaluación de la predicción de la FLD utilizando MK-VPSC- <i>afín</i> SRE y MK-VPSC- <i>tangente</i> SRE	145
5.5. CURVA LÍMITE DE CONFORMADO CON PREDEFORMACIÓN DEL MATERIAL.....	148
5.5.1. Desarrollo y validación del ensayo de predeformación.....	148
5.5.2. Efecto de deformación uniaxial tracción previa sobre la FLD.....	150
5.5.3. Predicción de las FLD con predeformación con MK-VPSC- <i>afín</i> SRE	153
5.6. CONCLUSIONES.....	155
5.7. REFERENCIAS.....	156
Capítulo 6.....	162
RESUMEN	162
6.1. INTRODUCCIÓN	163
6.2. DISPOSITIVO DE ECASE Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	164
6.3. RESULTADOS	167
6.3.1. Caracterización y evolución del ángulo de desorientación de bordes de grano....	167
6.3.2. Respuesta mecánica.....	169
6.4. DISCUSIÓN.....	173
6.4.1. Transformación microestructural.....	173
6.4.2. Caso de sollicitación biaxial balanceada	176
6.4.3. Anisotropía y camino de deformación	178
6.4.4. Heterogeneidad microestructural inducida por ECASE.....	180
6.5. CONCLUSIONES.....	184
6.6. REFERENCIAS.....	185
Capítulo 7	189
7.1. CONCLUSIONES.....	189
7.2. TRABAJOS EN CURSO Y PERSPECTIVAS A FUTURO	191
7.3. REFERENCIAS.....	192
Glosario.....	193

Capítulo 1

Introducción

1.1. MOTIVACIÓN

El éxito y la calidad en el conformado de productos planos depende de los procesos relacionados a la manufactura: diseño del conjunto pieza y matriz, equipamiento de conformado utilizado, lubricación, etc.; y de las características del material: anisotropía plástica, endurecimiento por deformación, propiedades tribológicas, microestructura y su evolución durante el propio proceso de deformación, etc. Los requerimientos industriales exigen cada día un mayor control de las características de la chapa laminada utilizada en el proceso de conformado, promoviendo la necesidad de estudios específicos de la respuesta mecánica y de las particularidades del material empleado. Debido a esto, un gran número de investigaciones han dedicado sus esfuerzos al desarrollo de herramientas analíticas y modelos matemáticos confiables capaces de predecir la respuesta del material laminado ante diferentes sollicitaciones típicas del proceso de conformado. En este sentido, la realización de ensayos mecánicos no sólo se limita a la caracterización y conocimiento de las propiedades mecánicas, sino que se ha ampliado el tipo y variedad de los mismos con la finalidad de poder calibrar leyes constitutivas para su uso en conjunto con técnicas de modelado numérico.

En el contexto actual de políticas de protección y cuidado ambiental como de reducción de la contaminación mundial, materiales como el zinc, reconocido por su resistencia a la corrosión, se presentan como opciones de construcción alternativas debido su alta tasa de reciclaje (cerca al 90%). Su principal uso es en el proceso de galvanización con el 50% de la producción mundial, seguido de la producción de aleaciones de Bronce y Latón con el 17%; y otro 17% para otro tipo de aleaciones. En la actualidad, el 6% de la producción mundial se destina a la construcción (semi-manufactura), donde se sitúa la utilización de productos laminados. La Figura 1.1 detalla las aplicaciones de la producción mundial de zinc.

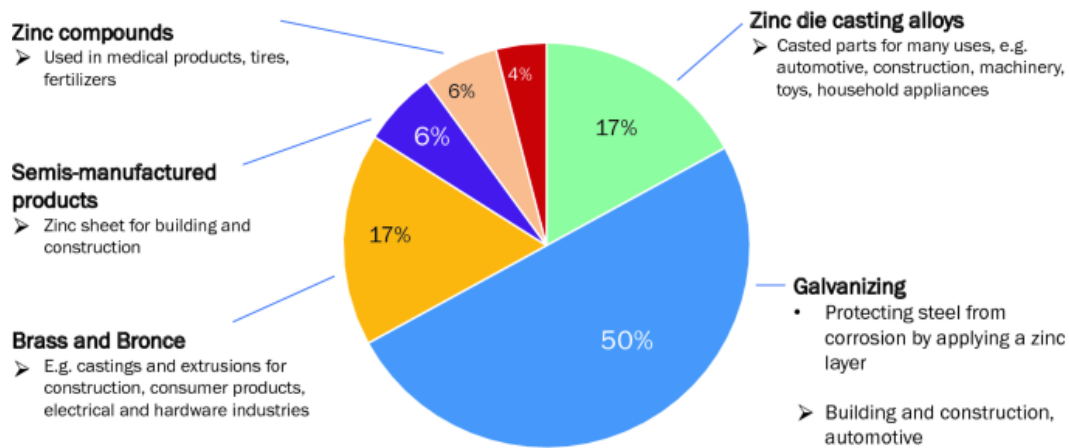


Figura 1.1: Producción mundial de zinc¹

El zinc tiene una estructura hexagonal compacta (HCP) con una relación $c/a=1,856$ (Figura 1.2) y de este modo, un limitado número de sistemas de deslizamientos activos a temperatura ambiente. El uso en las aleaciones de zinc laminadas se ha incrementado principalmente en aplicaciones arquitectónicas (revestimiento de fachadas, sistemas de desagües, ornamentos y accesorios relacionados) debido al beneficio que le aportan elementos aleantes como el Cu y Ti: maleabilidad, resistencia mecánica y al creep, entre otras (Figura 1.3). Sin embargo, debido a su baja solubilidad, el Ti en cantidades relativamente bajas ($\sim 3\%$) forma una fase intermetálica conocida como $TiZn_{16}$ que se orienta (mayoritariamente) en la dirección de laminación (RD). Estos factores, junto con la marcada textura cristalográfica que desarrolla bajo las condiciones de laminado, otorgan a las aleaciones Zn-Cu-Ti una marcada anisotropía tanto en su elongación a ruptura como en la variación de la tensión de fluencia según la dirección de sollicitación (Figura 1.4).

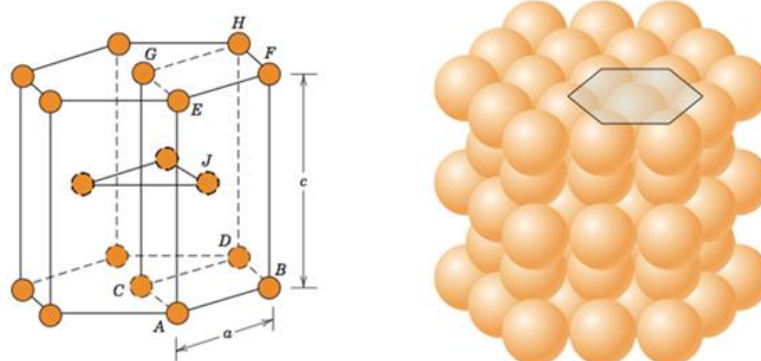


Figura 1.2: Celda unitaria del zinc

¹ www.ilzsg.org, International Lead and zinc study group.



Figura 1.3: Aplicaciones de las aleaciones de zinc en la industria arquitectónica.

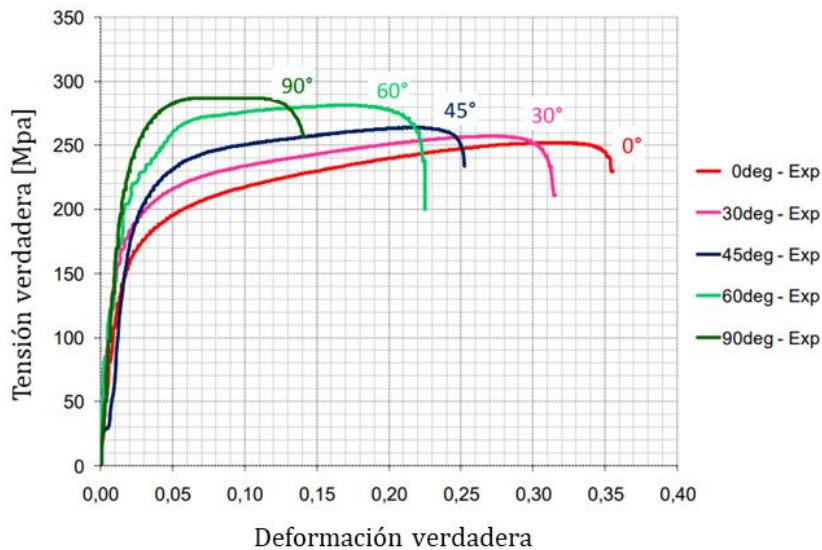


Figura 1.4: Anisotropía en las curvas tensión-deformación verdadera según diferentes orientaciones de sollicitación²

Los diversos trayectos termomecánicos al que se somete un determinado material dependen de los procesos industriales que se apliquen. La deformación plástica en conjunto con la actividad térmica estimula la regeneración de la estructura granular, proceso denominado recristalización dinámica (dynamic recrystallization, DRX). En particular, para las aleaciones de base zinc no es posible discernir claramente una etapa de nucleación y crecimiento, típicas de estos procesos. Leonard (2016 – 2022) en su trabajo doctoral, observó que debido al bajo punto de fusión del zinc (419,5°C) su temperatura homóloga de trabajo es

² Adaptado de Jansen (2013)

relativamente alta, incluso a temperatura cercanas a la temperatura ambiente y su elevada ductilidad promueve la formación de nuevos granos de manera gradual distribuidos en el volumen del material, fenómeno conocido como recristalización dinámica continua (continuous dynamic recrystallization, CDRX). La evolución microestructural de bordes de granos de bajo ángulo (LAGB) hasta convertirse en bordes de alto ángulo (HAGB) se observa de tres maneras posibles: mediante el aumento homogéneo de la desorientación (HIM) de LAGB a alta temperatura de trabajo, mediante la rotación progresiva de la red cerca de los límites de grano (LRGB) o mediante la formación de microbandas de cizallamiento (MSB), esta última se origina en procesos de deformación plástica severa (SPD) donde la deformación acumulada es mayor (Figura 1.5).

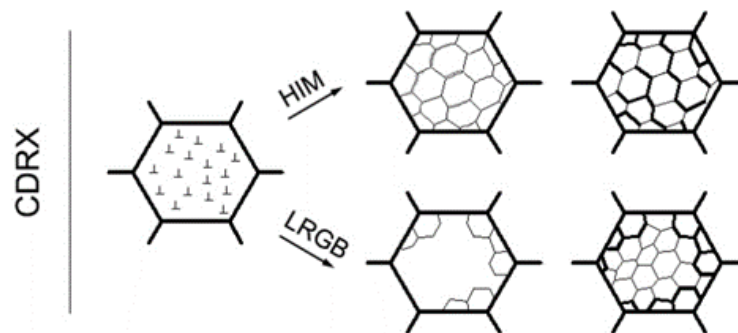


Figura 1.5: Mecanismos de desarrollo de subgranos en el fenómeno de recristalización dinámica continua³

La formabilidad entendida como la capacidad de un material para ser deformado sin la aparición fallas aparentes por localización de la deformación, estricción o fractura depende fundamentalmente de sus propiedades plásticas, de su microestructura, la evolución de la microestructura y la de su textura cristalográfica. Una forma eficiente para estimar la factibilidad de producir una pieza a partir de una chapa laminada sin la aparición de defectos es determinando la curva límite de conformado (FLC), sobre la base del diagrama de límite de conformado (FLD). Debido a su facilidad de implementación y simpleza en la interpretación de la información se ha transformado en uno de los métodos más utilizados a nivel ingenieril, considerándose como un primer criterio para determinar de manera segura el éxito o fracaso de una operación de conformado de un producto plano. Sin embargo, debido a la incidencia de la evolución de la microestructura, de la anisotropía plástica y de la textura cristalográfica, la FLD ha demostrado ser sensible a la historia termomecánica del material resultando en

³ Adaptado de Leonard (2016 – 2022)

ocasiones insuficiente para la evaluación de procesos de conformado, los cuales habitualmente presentan cambios de caminos de deformación. De este modo, la incorporación de modelos computacionales se ha convertido en una herramienta de gran utilidad a los fines de lograr predecir el inicio de la deformación localizada del material ante diferentes solicitaciones de carga, reduciendo recursos destinados a la realización de ensayos, tiempo y costos de fabricación. En este sentido, y visto que la localización es el fenómeno dominante en los procesos de conformado de chapas, la técnica Marciniak-Kuczynski en conjunción con el modelo de plasticidad cristalina autoconsistente (MK-VPSC) se ha propuesto para resolver el problema de la predicción de la localización de la deformación o estricción de la probeta en aleaciones de zinc estudiadas. En plasticidad cristalina se modeliza la deformación plástica del material a partir de considerar los micromecanismos de deformación, en nuestro caso deslizamiento y maclado. La evolución de la microestructura es en general contenida en la evolución de los valores de tensión resuelta. Las investigaciones llevadas adelante en este marco en aleaciones de zinc han utilizado principalmente dos estrategias de linealización diferentes: tangente y afín como procedimiento para linealizar el comportamiento mecánico local no lineal.

En particular, Schlosser (2013 – 2018) en su tesis doctoral utilizando un modelo MK-VPSC basado en la linealización tangente, logra una predicción satisfactoria de la respuesta mecánica del material ante cargas uniaxiales de tracción, pero observó limitaciones en lo que respecta a la evolución de la textura cristalográfica. Utilizando un esquema de linealización más actual como lo es el afín se encontraron resultados similares (Cauvin et al., 2018). Los inconvenientes que presentan ambas linealizaciones para predecir la textura luego de ensayos de tracción uniaxial en la dirección transversal a la dirección de laminación (TD) se manifiestan en la separación de los polos basales que no se verifica con los datos experimentales (Figura 1.6). En ninguno casos no se consideró el efecto microestructural provocado por el fenómeno de CDRX.

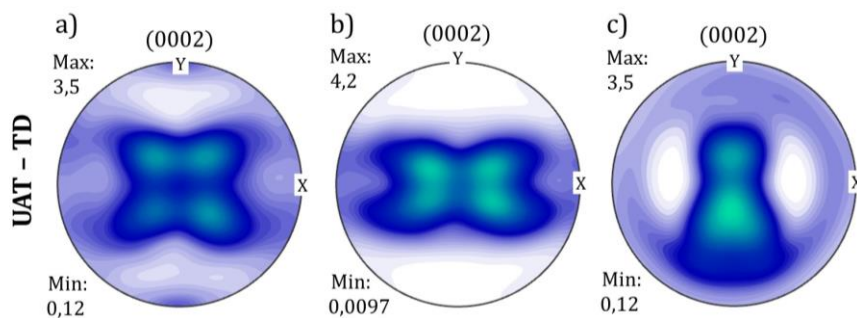


Figura 1.6: La separación de los polos basales predichos por VPSC en función de la linealización utilizada b) tangente o c) afín, no se evidencia en c) la figura de polos experimental

El estudio de Schlosser (2013-2018) también abarcó el análisis de la predicción de la deformación límite del material en tres orientaciones con respecto a la dirección de laminación (0° , 45° , 90°) y observó discrepancias con los valores calculados experimentalmente (Figura 1.7). En particular, las simulaciones no logran captar la anisotropía observada en el material para estados de deformación plana y tampoco el marcado aumento de los valores de deformación límite para trayectorias biaxiales intermedias para el Zn20 con orientaciones de probetas coincidentes con la dirección de laminación (RD).

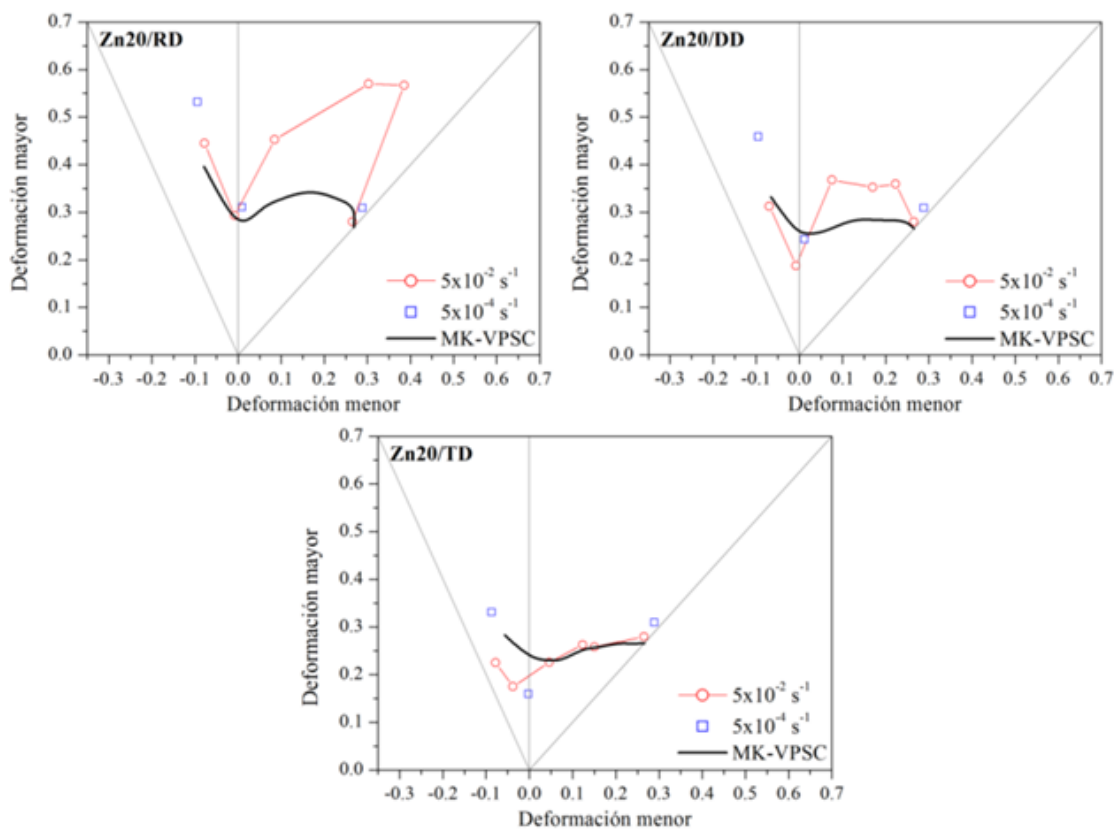


Figura 1.1: Resultados previos de FLDs simuladas utilizando la estrategia tangente en comparación con datos experimentales obtenidos con dos velocidades de deformación diferentes⁴

⁴ Adaptado de Schlosser, F. (2013 – 2018)

1.2. OBJETIVOS

El **objetivo general** del presente trabajo de tesis es el estudio numérico-experimental de la respuesta límite de chapas de Zn-Cu-Ti en procesos de conformado implementando las modificaciones necesarias en el código MK-VPSC necesarias para evaluar la formabilidad del material bajo carga lineales y con cambios de caminos en el trayecto de deformación. Para ello, se delinearon una serie de **objetivos específicos**, a saber:

- ♦ Caracterizar la microestructura, respuesta mecánica y formabilidad de la aleación Zn-Cu-Ti laminada bajo cargas monótonas y con una etapa previa de deformación (predeformación), incluyendo la anisotropía plástica con muestras extraídas en tres orientaciones diferentes (0° 45° y 90°) con respecto a la RD.
- ♦ Predecir el comportamiento plástico del material mediante un modelo de plasticidad cristalina (VPSC) incorporando un modelo que tenga en cuenta los efectos microestructurales observados por la acción de la CDRX.
- ♦ Predecir correctamente la evolución de la textura cristalográfica bajo cargas uniaxiales de tracción independientemente de la dirección de sollicitación.
- ♦ Predecir la deformación límite del material (FLD) bajo cargas monótonas y con deformación previa utilizando el modelo MK-VPSC incluyendo efectos originados por la CDRX.

1.3. ORGANIZACIÓN DEL TRABAJO

Considerando los objetivos planteados, el manuscrito de tesis se estructura de la siguiente manera:

En el *Capítulo 2* se presenta un estado del arte del tema de tesis, resumiendo las principales características de las aleaciones de zinc, en particular Zn-Cu-Ti, así como conceptos mecánicos y metalúrgicos. Se describen las técnicas y procedimientos utilizados para la caracterización del comportamiento plástico del material y para la determinación de la deformación límite.

Bertinetti, M., Roatta, A., **Nicoletti, E.**, Leonard, M., Stout, M., Signorelli, J.W. (2021) How Strain-Rate Sensitivity Creates Two Forming Limit Diagrams: Bragard-Type versus Instability-Strain, Correlation-Coefficient Based Temporal Curves. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30, 4183–4193.

En el *Capítulo 3* se presenta la formulación del modelado de plasticidad policristalina autoconsistente (VPSC). Se detallan las ecuaciones principales de la formulación viscoplástica

autoncosistente con referencia explícita a las linealizaciones tangente y afín, y a la consideración del efecto de corto alcance.

El *Capítulo 4* presenta los resultados obtenidos sobre la caracterización microestructural, textura cristalográfica y respuesta mecánica de la aleación Zn-Cu-Ti laminada de 0,65 mm bajo ensayos de tracción y corte. Se discute la calibración del modelo VPSC en función de ensayos de tracción. Se incluye un modelo de interacción de corto alcance (SRE) para emular el efecto de la CDRX. Los resultados son contrastados con datos originados en ensayos de corte simple, no utilizado para la calibración del modelo. El trabajo presentado en este capítulo está adaptado en base a las siguientes publicaciones:

Leonard, M., **Nicoletti, E.**, Roatta, A., Stout, M., Bolmaro, R. y Signorelli, J.W. (2019). Estudio de la anisotropía mecánica en chapas de zinc y su relación con la textura cristalográfica. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, S8(1), 43–47.

Roatta, A., Leonard, M., **Nicoletti, E.**, y Signorelli, J.W. (2020). Modeling texture evolution during monotonic loading of Zn-Cu-Ti alloy sheet using the viscoplastic self-consistent polycrystal model. *Journal of Alloys and Compounds*, 860, 158425.

Alister, F.; Celentano, D.; **Nicoletti, E.**; Signorelli, J.; Bouchard, P.-O.; Pino, D.; Pradille, M.; Cruchaga, M. (2022). Elastoplastic characterization of Zn-Cu-Ti alloy sheets: Experiments, modeling and simulation. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31, 2, 1512 – 1529p

En el *Capítulo 5* se presenta el estudio de la formabilidad de chapas de Zn-Cu-Ti en espesores de 0,65 mm aplicando caminos de deformación monótonos y trayectorias bilineales (FLD con predeformación). Se describe la formulación MK, su utilización en conjunto con el modelo VPSC (MK-VPSC) y se predicen las FLDs tanto del material recibido y con una etapa previa de deformación según diferentes orientaciones de sollicitación de carga. Este trabajo fue publicado en el siguiente artículo:

Nicoletti, E.A., Roatta, A., Ponzellini Marinelli, L., Signorelli, J.W., Celentano, D.J. (2022). Experimental and Numerical Analysis of Prestrain on the Formability of Zn-Cu-Ti Alloy Zinc Sheet. *Metals*, 12, 1095.

En el *Capítulo 6* se aborda el problema del efecto que produce una estructura heterogénea en el material, inducida por una deformación plástica severa por medio de una extrusión de la chapa por canal de sección constante (ECASE), en la deformación límite bajo tensión biaxial balanceada. El capítulo fue publicado en el artículo:

Muñoz, J.A., **Nicoletti, E.**, Signorelli, J.W., Stout, M.G., Avalos, M., Bolmaro, R.E. (2022) Effect of microstructural heterogeneity on the balanced-biaxial and tensile behavior of a Zn alloy sheet. *Materials Today Communications*, 30, 103126.

Finalmente, en el *Capítulo 7* se presentan las conclusiones generales del trabajo de tesis. Se incluyen trabajos en progreso y se discuten algunas perspectivas futuras que se desprenden de la presente tesis.

1.4. REFERENCIAS

Schlosser, F. (2018). Desarrollo de la modelización multiescala en agregados policristalinos HCP bajo sollicitación mecánica inducida en curso de procesos de conformado. Validación experimental en chapas de zinc. Tesis Doctoral, Universidad Nacional del Sur.

Leonard, M. (2022). Estudio experimental y modelado micromecánico de la deformación plástica de zinc laminado: efecto de la textura y la microestructura. Tesis Doctoral, Universidad Nacional de Rosario.

Jansen, Y. (2013). Modélisation et optimisation du processus de formage de pièces en zinc. Tesis Doctoral, l'École nationale supérieure des mines de Paris.

Técnicas experimentales para la evaluación del comportamiento plástico en chapas

RESUMEN

Se describen las técnicas y fundamentos utilizados para la caracterización microestructural del material. Se resumen el desarrollo y la implementación de los ensayos mecánicos utilizados y la metodología para la medición de los desplazamiento y posterior cálculo de deformaciones. Por último, se comparan las técnicas exploradas para el cálculo de la deformación límite aplicado en el capítulo dedicado a la formabilidad del material⁵.

Palabras claves: textura cristalográfica, ensayos mecánicos, deformación límite

⁵ Los métodos de cálculos analizados son una adaptación del trabajo: Bertinetti, M., Roatta, A., Nicoletti, E., Leonard, M., Stout, M., Signorelli, J.W. (2021) How Strain-Rate Sensitivity Creates Two Forming Limit Diagrams: Bragard-Type versus Instability-Strain, Correlation-Coefficient Based Temporal Curves. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30, 4183–4193

2.1. FORMABILIDAD

En materiales laminados la capacidad de darle forma a partir de procesos de conformado es considerado como una propiedad principal al momento de su selección. El conformado de chapas metálicas involucra el flujo plástico del material por lo que las deformaciones suelen ser importantes y comprenden un amplio rango de estados de deformación y se describe por su plasticidad y su anisotropía plástica. Las variables que afectan a la formabilidad pueden relacionarse con el proceso de conformado o con el material a conformar. Los factores 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, los factores dependientes del material incluyen fundamentalmente la condición metalúrgica (precipitados, segregación, etc.), tratamientos térmicos previos, tamaño de grano, textura cristalográfica y anisotropía plástica. En un producto industrial, es necesario definir previamente las zonas críticas donde se desarrollará la localización de la deformación y una inminente rotura de la chapa. En este sentido, el conocimiento de las deformaciones límites del material, y por lo tanto del diagrama límite de conformado, juega un rol esencial en el ámbito ingenieril dedicado al diseño y a la producción. Puede considerarse que un diagrama precursor al conocido hoy en día como FLD fue presentado por Gensamer (1946) como resultado de un análisis exhaustivo del fenómeno de localización en chapas metálicas deformadas bajo diferentes caminos de deformación. Más tarde Keeler y Backofen (1963) desarrollaron el concepto de FLD tal como se lo conoce actualmente donde notaron que la deformación principal mayor aumentaba cuando el camino de deformación se acerca al estado biaxial balanceado. Los estudios fueron profundizados por Keeler (1965) y encontró que las propiedades de los materiales tienen un efecto significativo en la distribución de la deformación, siendo relativamente homogénea cuanto mayor sea el *exponente de endurecimiento por deformación* (n). Por el contrario, cuando los materiales poseen bajos valores de n desarrollan gradientes de deformación pronunciados y la deformación se concentra en muy pequeñas regiones causando la falla prematura del material (Marciniak et al., 2002). Valores $n = 0,250$, $n = 0,256$ y $n = 0,0146$ fueron reportados en Bertinetti et al. (2021) para para acero, aleaciones de aluminio y zinc respectivamente. En condiciones de tracción uniaxial Wagoner et al. (1989) observó que el efecto de la *anisotropía plástica normal* (r), también conocido como coeficiente de Lankford, se refleja en los caminos de deformación resultantes dependiendo del si el valor de r es menor o mayor a la unidad. Esto se manifiesta en diferentes relaciones entre las deformaciones principales cuando se ensaya una misma geometría de probeta de un material dado, pero cortadas en diferentes orientaciones con respecto a la dirección de laminación de

la chapa (rolling direction, RD). Bertinetti et al. (2021) calcularon valores de $r = 1,75; 1,30; 2,5; r = 0,65; 0,68; 0,60$ y $r = 0,27; 0,43; 0,55$ para acero, aleación de aluminio y aleación de zinc a partir de ensayos a tracción a 0° (RD), 45° (DD) y 90° (TD) con respecto de la dirección de laminación respectivamente. Además, para probetas sometida a tensión biaxial, un aumento de la anisotropía plástica disminuye el valor máximo de deformación límite (Marciniak y Kuczyński, 1967). Percy (1980) observó que el incremento en la velocidad de deformación disminuye la formabilidad del material y coeficientes altos de *sensibilidad a la velocidad de deformación* (m) como es el caso de las aleaciones de Zn homogenizan la deformación en el entorno de la localización retrasando el desarrollo de la estricción, mientras que para materiales con $m = 0$ la deformación se concentra entorno a la estricción, como en el caso de las aleaciones de aluminio (Conrad et al., 1978; Bertinetti et al., 2021).

La aplicación de la técnica de correlación digital de imágenes para la medición de desplazamientos y cálculos de deformaciones posibilitó aumentar la precisión de las mediciones (Sutton et al., 2009) e introduzco la discusión sobre la aplicación de diferentes técnicas para determinar los valores de deformación límite. Para un mismo material, Bertinetti et al. (2021) observaron que los valores de deformación límite dependen de la *técnica de cálculo de deformaciones* que se utilice. En líneas generales los valores de la deformación principal mayor son sobreestimados por las técnicas dependientes del tiempo y subestimados por el conocido método propuesto por Bragard, y que estas diferencias se acentúan cuanto mayor es el valor de m . Los cambios en *la trayectoria de deformación* durante el conformado de la chapa, pueden producir diferencias significativas en la formabilidad máxima y por lo tanto en la FLC (Graf y Hosford, 1994). En consecuencia, una gran limitación de los diagramas FLD es que únicamente son válidos en procesos con caminos de deformación lineales, es decir, en los que la relación entre la deformación principal mayor y menor son constantes durante el proceso de conformado. En particular para las aleaciones de Zn, Schlosser (2013-2018) observó que una etapa previa de deformación equibiaxial balanceada mejora la formabilidad posterior al aplicar de tracción alcanzando niveles de deformación límite no disponibles con ensayos lineales. Cuando no es posible conformar determinada pieza sin la aparición de la estricción en el material, una de las soluciones adoptadas industrialmente es aumentar el espesor de la chapa. Dieter (1967) observó que la influencia del espesor es alta para estados de tracción biaxial y disminuye progresivamente hasta la región de tracción. Jensen (2010-2013) en sus investigaciones en aleaciones de Zn incluyó el efecto del espesor de chapa en la FLD concluyendo que un mayor espesor del material tiene mayor influencia cuando se aplican cargas biaxiales que de tracción.

2.2. PLASTICIDAD

La plasticidad se entiende como la capacidad de un material sólido para sufrir una deformación plástica sin presentar una falla aparente y está determinada principalmente por su estructura cristalina y los mecanismos de deslizamiento y maclado. La deformación plástica se produce principalmente por el movimiento de dislocaciones. Se asume que el movimiento de las dislocaciones se inicia a lo largo de un plano particular y en una dirección dada cuando la tensión de corte resulta sobre un dado sistema alcanza un valor crítico bajo una carga externa creciente. Más precisamente el deslizamiento ocurre en los planos que presentan mayor facilidad para la propagación de dislocaciones, es decir aquellos planos más densos determinados por la normal n y dentro de los mismos, en direcciones preferentes por las cuales se desplazan las dislocaciones dada por las direcciones más compactas, dónde el vector de Burgers b asociado es de menor longitud o más corto. Las dislocaciones se mueven sobre el sistema de deslizamiento generando una distorsión de corte simple (Figura 2.1). El número de sistemas disponibles para el deslizamiento y la energía de falla de apilamiento determina la naturaleza de los mecanismos de deformación. De acuerdo con la regla de von Misses (1928), se requieren cinco sistemas de deslizamiento independientes para deformar plásticamente un metal sin formar una discontinuidad (Zhu y Wu, 2018).

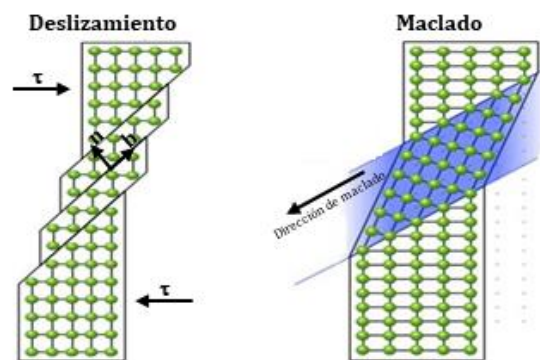


Figura 2.1: Deformación por deslizamiento (izquierda) y maclado (derecha) de un cristal

Los materiales con estructura cúbica centrada en las caras (FCC) tienen 12 sistemas de deslizamiento independientes, mientras que los materiales con estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC) tienen 48 sistemas de deslizamiento independientes. En comparación, en la red HCP la compacidad del sistema es determinada por una sola familia de planos (plano basal) y por la familia de dos direcciones independiente y contenidas en el plano basal determinadas por las direcciones $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Es así que el sistema $(0001)\langle 11\bar{2}0 \rangle$ provee el modo más activo y de fácil deslizamiento para la estructura HCP, en donde el b asociado a la

dislocación del tipo $\langle a \rangle$ es relativamente corto y la tensión de corte crítica resuelta (CRSS) necesaria para el desplazamiento es baja, lo cual es confirmado experimentalmente por Gilman (1956). Sin embargo, este sistema de deslizamiento no es suficiente para garantizar una deformación homogénea (Britton et al., 2015; Hirsch y Al-Samman, 2013). En particular para el Zn, Bell y Cahn (1957) y Tonda y Ando (2002) encontraron que la actividad del deslizamiento piramidal-II $\langle c + a \rangle$ no es despreciable, aunque su alta CRSS sugiere que la activación por maclado también es posible. La plasticidad puede verse afectada por microestructuras y densidades de imperfecciones, la temperatura, velocidad en las que se impone la deformación, composición química y fenómenos de recrystalización. Como ejemplo para el Zn, el deslizamiento prismático $\langle a \rangle$ se vuelve muy activo a temperaturas superiores a 250 °C (Gilman, 1956); mientras que Pieła (2006) muestra que la adición de Cu en proporciones mayores al 0,1% favorece la actividad de deslizamiento piramidal-I $\langle c + a \rangle$ y Leonard et al. (2020) corroboró que la deformación extendida en aleaciones de Zn-Cu-Ti es posible debido a los mecanismos de desarrollo de subgranos asociados al fenómeno de recrystalización dinámica continua. De esta manera, la plasticidad es una propiedad fundamental para el formabilidad de materiales laminados y en particular para las aleaciones de Zn. En la Figura 2.2 se observan los sistemas deslizamientos y maclado en materiales HCP.

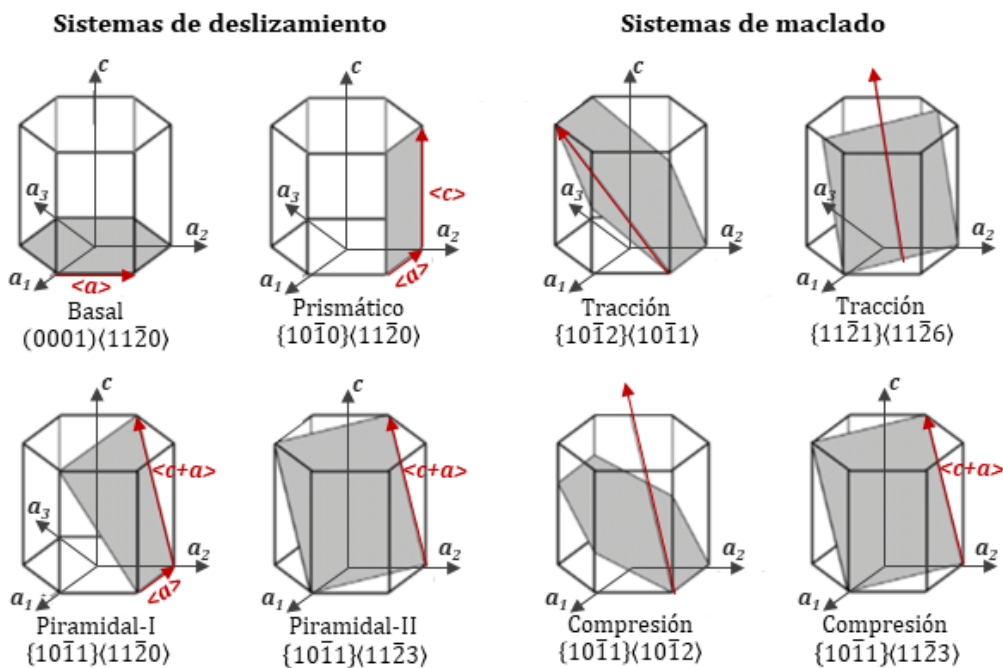


Figura 2.2: Sistemas de deslizamiento (izquierda) y maclado (derecha) de la estructura HCP⁶

⁶ Adaptado de Luque et al. (2013)

2.3. MICROESTRUCTURA Y TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

Factores como la resistencia y ductilidad de un material afectan su deformación límite y están relacionada con la microestructura. El tamaño de grano e inclusiones intermetálicas son factores importantes tanto en el comportamiento mecánico del material y en la anisotropía plástica. Un primer paso para la determinación de la topografía granular usualmente es por medio de la utilización de un microscopio óptico que, si bien tiene bajo poder de magnificación, resulta ser un método efectivo para la observación de granos, partículas de segunda fase, bordes de granos, etc.

La mayoría de los materiales aplicados en el ámbito de la ingeniería están formados por un universo de cristales que le otorgan el carácter de materiales policristalinos y al conjunto de orientaciones que tienen los cristales (orientación cristalográfica) se denomina textura del material. El ordenamiento atómico de las estructuras cristalinas hace que los monocristales sean anisótropos, es decir que sus propiedades varíen de acuerdo a la dirección en la que se evalúe cada propiedad, por lo que la orientación de los cristales juega un rol importante en el comportamiento mecánico del material policristalino. En resumen, las propiedades de los materiales policristalinos dependen tanto de la anisotropía de los cristales que lo componen y de la textura cristalográfica.

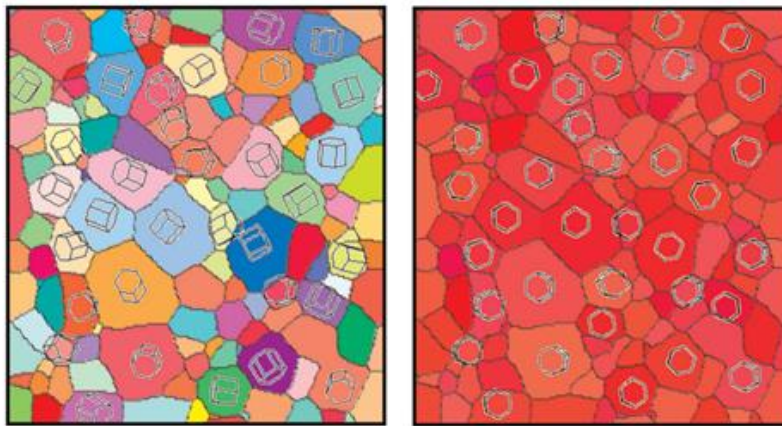


Figura 2.3: Sólido policristalino con igual frecuencia en la orientación de cristales (izquierda) y con fuerte textura cristalográfica (derecha)⁷

Desde este punto de vista, es sencillo interpretar que cuando las posibles orientaciones espaciales de los cristales ocurren con frecuencia la dependencia de las propiedades con la dirección se promedia generando un comportamiento isótropo del material. Por otro lado,

⁷ Wright y Hielscher (2016)

cuando un cristal es sometido a una deformación, su estructura cristalina no se reorienta de forma aleatoria, sino en base a los sistemas de deformación activados para acomodar la deformación impuesta. Esto significa que en un material generalmente la distribución de las orientaciones no es aleatoria, sino que está íntimamente relacionada con los procesos termomecánicos (historia mecánica) del material que otorga cierta preferencialidad en la distribución de las orientaciones y se dice que el material está texturado (Figura 2.4) (Engler y Randle, 2010). La textura de los metales con estructura HCP laminados en frío puede ser categorizada en tres grupos (Figura 2.4) de acuerdo a la relación de sus parámetros de red: materiales con relación c/a mayor, cercana y menor al valor 1,633, considerado como relación ideal (Wang y Huang, 2003).

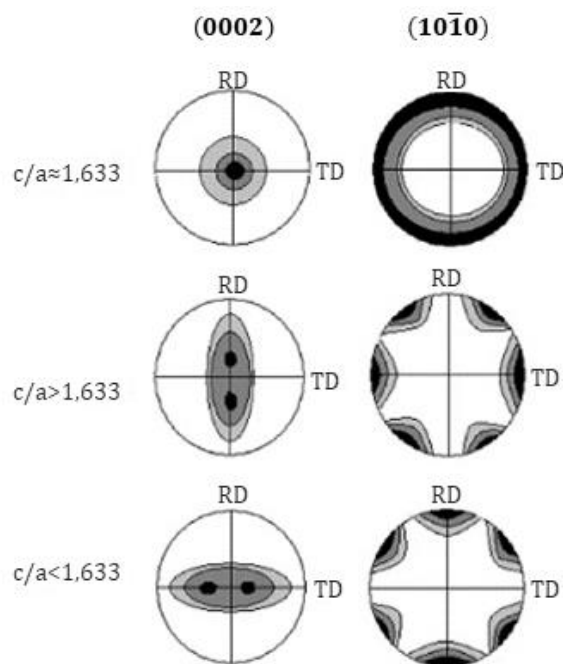


Figura 2.4: Texturas ideales obtenidas por laminación de materiales con estructura HCP y diferentes relaciones c/a ⁸

2.3.1. Representación de la textura cristalográfica

En la descripción de las orientaciones cristalográficas es necesario definir un sistema de coordenadas para la muestra (X^S) y uno para el cristal (X^C). Se entiende el término textura cristalográfica como la fracción de volumen con cristales en la muestra que tienen una orientación determina g . Se han propuesto diferentes convenciones para definir la orientación del sistema de referencia del cristal con respecto al sistema de referencia de la muestra (Kelly et al., 2000). Los ángulos de Euler es de la representación más difundida y

⁸ Adaptado de Wang et al. (2003)

determina una triada de ángulos que describen tres rotaciones sucesivas necesarias para hacer coincidir los ejes coordenados del sistema X^S con los del sistema X^C . Si bien existen varias opciones para referenciarse a los ángulos de Euler, la más utilizada es la propuesta por Bunge (1982). De este modo, la orientación g de cristales queda determinada por:

$$g = (\varphi_1, \phi, \varphi_2), \quad (2-1)$$

donde $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ representan las tres rotaciones consecutivas en orden necesarias para hacer coincidir el sistema de referencia de la muestra ($X_1^S - X_2^S - X_3^S$) con el sistema de referencia de cristal ($X_1^C - X_2^C - X_3^C$). El tamaño máximo del espacio de Euler es el definido cuando φ_1 y φ_2 varían de 0° a 360° y ϕ varía de 0° a 180° . Sin embargo, el espacio de Euler se reduce si se consideran las simetrías de las diferentes estructuras cristalinas. En particular para materiales con estructura HCP el espacio de Euler queda definido por $0^\circ \leq \varphi_1 \leq 90^\circ, 0^\circ \leq \phi \leq 90^\circ, 0^\circ \leq \varphi_2 \leq 60^\circ$.

La base del análisis de texturas es la descripción de la probabilidad de encontrar granos (fracción del volumen del material) con una orientación g a una distancia angular Δg con respecto a una orientación específica g_0 , a partir de la función de distribución de orientaciones (ODF) del material. De este modo, la ODF queda definida por la ecuación:

$$f_{(g)} = \frac{dV_g/V}{dg}, \quad (2-2)$$

donde dV_g engloba los elementos de volumen de la muestra que tiene una orientación g . Si, por ejemplo, $f_{(g)} = 2$ entonces la probabilidad de encontrar granos con la orientación g es el doble que en un policristal con una distribución aleatoria de los cristales.

Una *figura de polo directa* es la 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. El polo queda determinado por el vector normal al plano en el espacio tridimensional. Suponiendo un hemisferio que rodea una celda unitaria, entonces un polo interseca al hemisferio en algún punto del espacio tridimensional. La ubicación de la intersección se puede proyectar en un gráfico bidimensional utilizando una variedad de esquemas de proyección. Un ejemplo de una figura polar se muestra en la Figura 2.5, esta figura polar muestra los polos (0002) y $\{10\bar{1}0\}$ para un cristal hexagonal. Se debe considerar,

que sólo hay un polo para el plano (0002) y tres para el prismático $\{10\bar{1}0\}$. De la simetría del cristal surgen un polo adicional para el plano (0002) y tres para $\{10\bar{1}0\}$ que se muestra sombreado en gris en ambos casos. Es simple de interpretar que si la proyección corresponde a un material monocristalino se observa puntos correspondientes a los diferentes planos, sin embargo, cuando se trata de un material policristalino se observa una “nube” de puntos o proyecciones. Asimismo, se han desarrollado métodos matemáticos que permiten calcular la ODF a partir de los datos numéricos obtenidos mediante las figuras de polo.

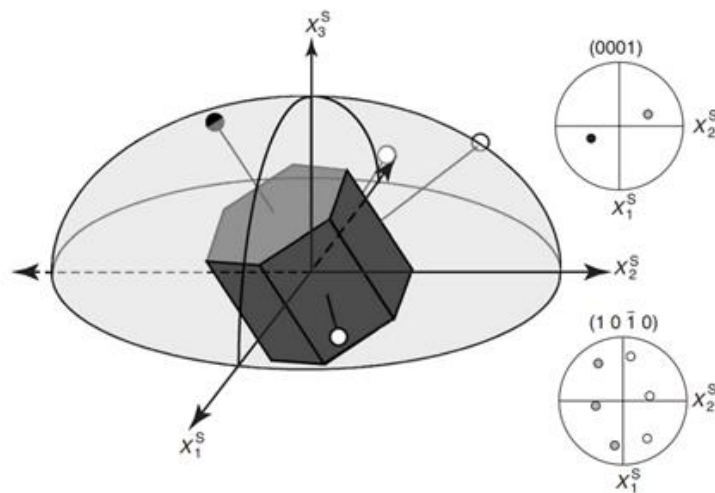


Figura 2.5: Representación esquemática de las orientaciones de un cristal hexagonal con sus correspondientes figuras de polo de los planos (0001) y (10 $\bar{1}$ 0)⁹

Existen diferentes maneras de representar la proyección de los polos. La figura 2.6 muestra tres "esquemas de proyección" comunes que se encuentran en la literatura (Wright y Hielscher, 2016). 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. Vale aclarar que el esquema de igual ángulo no es una proyección en el sentido estricto, sino un mapeo del ángulo polar. De esta forma, para escanear una figura de polo determinada se mide la intensidad difractada a distintos pares de (α, β) teniendo presente la siguiente consideración: debido a la inclinación decreciente de la superficie de la muestra respecto al rayo incidente, éste cubre un área mayor cuanto mayor es α , lo cual se conoce como defocussing y debe ser corregido en el procesamiento de los datos. Vale aclarar que solo es posible medir de manera confiable hasta

⁹ Wright (2005)

$\alpha = 80^\circ$ y la intensidad decrece hacia los bordes de la figura, a lo que se conoce como figuras de polo incompletas. A pesar de esto, los métodos desarrollados para calcular la ODF permiten hacerlo a partir de figuras de polo incompletas, introduciendo las correcciones necesarias, y una vez calculada la ODF se pueden recalculan las figuras de polo completas. En particular, la figura de polo (0002) es la más representativa para los materiales con estructura HCP aunque no brinda información suficiente ya que no permiten ver la distribución de los planos prismáticos y piramidales, por lo que para tener una descripción completa, es necesario recurrir a las figuras de polos $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ y $\{10\bar{1}2\}$.

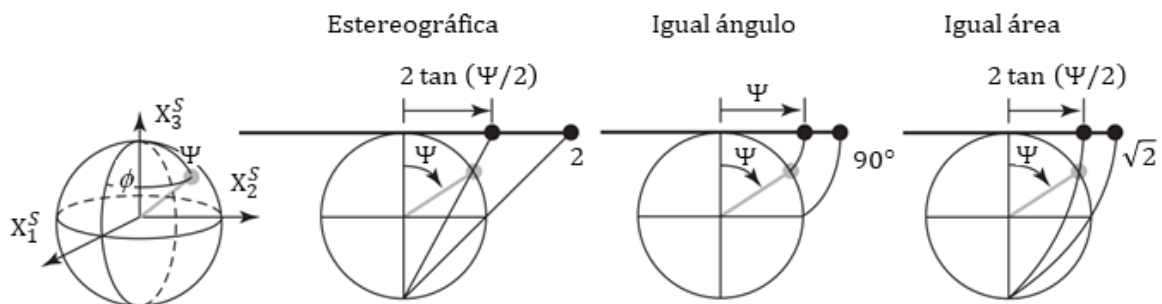


Figura 2.6: Diferentes esquemas de proyecciones de figuras de polo⁷

De manera complementaria a la figura de polo directa se tiene la *figura de polos inversa* que muestra la distribución de ejes cristalográficos con respecto a un eje determinado de la muestra. Mientras que en figuras polares inversas se selecciona la dirección de interés de la muestra, facilitando en algunos casos la interpretación de la orientación de los cristales.

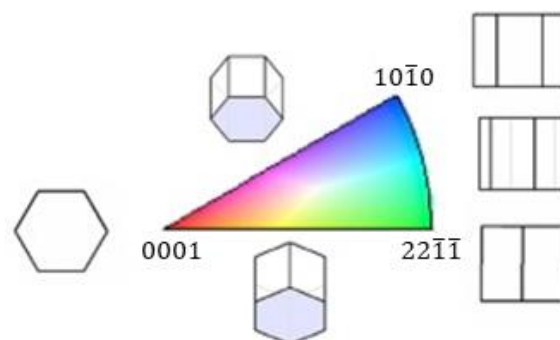


Figura 2.7: Representación de la orientación de la estructura hexagonal indicada por cada posición en la figura de polos inversa¹⁰

¹⁰ Adaptada de Vera et al. (2017)

Los métodos más usuales para la medición experimental de la textura se basan en las técnicas de difracción de haces electromagnéticos de baja longitud de onda, como los rayos X, los haces de neutrones y los de electrones. En general, las técnicas de difracción de rayos X o de neutrones interactúan con un volumen relativamente grande de material, recolectando datos de una gran cantidad de granos de la muestra policristalina. Las técnicas basadas en difracción de haces electrónicos, en cambio, proveen información de cristales individuales dentro de una superficie relativamente pequeña, y permiten correlacionar la distribución de orientaciones con la topología de la microestructura (Wenk y Van Houtte, 2004). Entre los métodos más difundidos para la medición de la textura cristalográfica se encuentran la difracción de rayos X (XRD, por sus siglas en inglés) con goniómetro de texturas, y la difracción de electrones retrodifundidos (EBSD) mediante microscopía electrónica de barrido (SEM).

2.3.2. Difracción de rayos X

Una de las técnicas más empleadas para determinar la textura cristalográfica de un material es la difracción de rayos X que emplea un goniómetro de textura. El método consiste en hacer incidir un haz de rayos X sobre el material en estudio y emplea la técnica de interacción por reflexión desarrollada por Schulz (1949) para rayos X monocromáticos, aprovechando el principio de difracción definido por la ley de Bragg:

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta, \quad (2-3)$$

donde 2θ es el ángulo entre los haces de rayos x incidentes y los difractados, λ es la longitud de onda del haz incidente monocromático, n un entero que define el orden de la difracción y d_{hkl} es la separación entre planos hkl . Esta ley permite determinar la orientación de un cierto plano cristalino en un dado cristal, mediante una disposición angular tal que, al incidir el haz sobre el cristal, ocurre difracción con interferencia constructiva (Figura 2.8). En el caso de un policristal, la intensidad detectada para una orientación particular de la muestra es proporcional a la fracción de volumen de granos cuyos planos cristalinos se encuentran en condición de difracción.

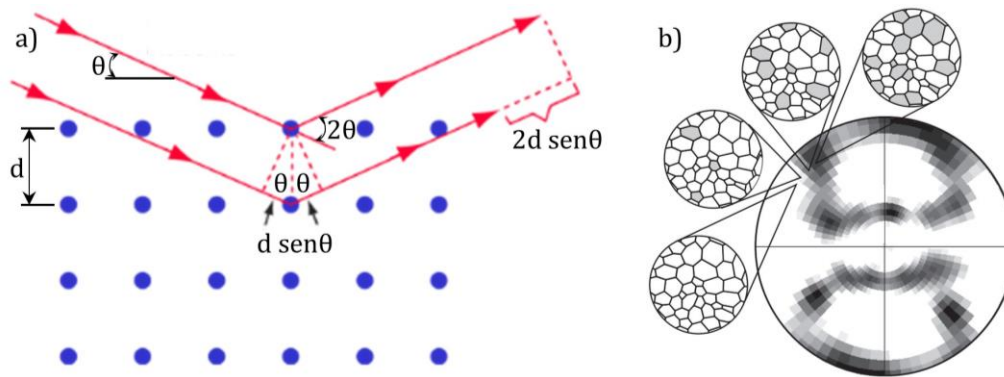


Figura 2.8: a) Esquema de representación de la ley de Bragg con puntos azules representado sitios de la red a medir y líneas rojas los haces de rayos x incidentes y difractados b) Esquema de intensidad detectada de cristales en condición de difracción de un material policristalino

Para determinar la figura de polo para un plano de reflexión dado, se utiliza en general un goniómetro de Schulz (1949). El difractómetro por reflexión con goniómetro permite posicionar la muestra policristalina en el ángulo correspondiente a cada plano cristalino de interés, y rotar la muestra con ángulos α y ϕ de forma tal de medir la fracción de dichos planos orientados favorablemente (Figura 2.9). A partir de la intensidad del haz de rayos X difractado por determinadas familias de planos en un volumen de material, es posible determinar las figuras de polo calculando la función de densidad de polos, P_h , donde $\mathbf{h} = (hkl)$ es un vector unitario fijo en el sistema de referencia de la red cristalina. Esta función, que es proporcional a la intensidad del haz difractado, representa la fracción de volumen de cristales cuyo vector es paralelo a una determinada dirección en el sistema de referencia de la muestra es decir, cuyo haz de planos (hkl) en condición de difracción y comúnmente se denota por $P_{h(y)}$. La ODF se calcula de forma analítica a partir de un conjunto adecuado de figuras de polo y se relaciona con $P_{h(y)}$ de la siguiente manera:

$$P_{h(y)} = \frac{1}{2\pi} \int_{h/y} f(g) dg, \quad (2-4)$$

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

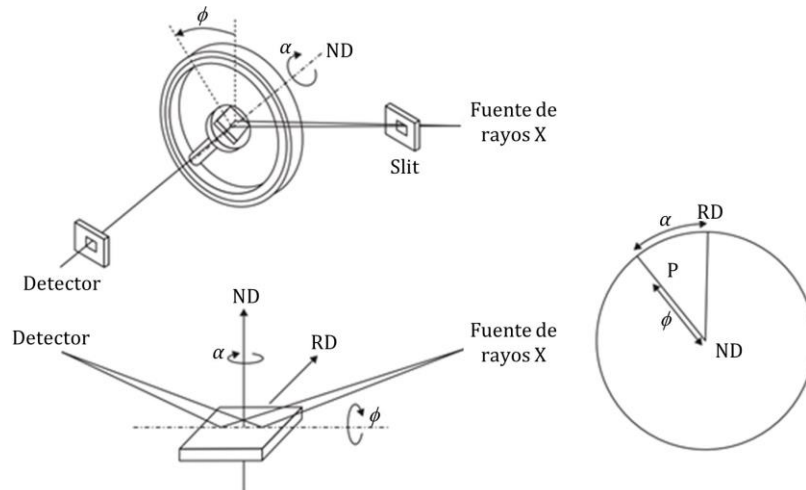


Figura 2.9: Dispositivo de medición de la textura con rayos X

2.3.3. Difracción de electrones retro-difundidos

La difracción de electrones retro-difundidos (Figura 2.10) es una técnica muy utilizada en el análisis cristalográfico y microestructura de materiales en ingeniería. La técnica EBSD se basa en el estudio de patrones de difracción conocidos como líneas, bandas o patrones de Kikuchi, que están directamente relacionadas con la estructura reticular de la red cristalina del material analizado. Estas líneas son bandas de alta intensidad obtenidas por la difracción de electrones retro-difundidos que resultan cuando la superficie del material en estudio es impactada con un haz de electrones, interactuando con los átomos ubicados en los planos atómicos favorecidos por la ley de Bragg (Ec. 2-3), haciendo que muchos de ellos sufran difracción (Randle, 1992). La información obtenida a través del detector de electrones retro-difundidos se analiza mediante el software del sistema para calcular aspectos relacionados con la cristalografía del material: textura cristalográfica, morfología de grano y distribución topológica de los mismos. Los sistemas de EBSD proveen un indicador numérico de la calidad de indexación del patrón Kikuchi de cada orientación, basado en la cantidad de bandas detectadas y su ponderación con la cantidad de bandas empleadas en la totalidad del barrido. En algunos sistemas el indicador es llamado contraste de bandas (BC, *band contrast*); otros usan un indicador similar llamado calidad de la imagen (IQ, *image quality*). Un valor relativamente bajo del parámetro BC indica una calidad de indexación pobre, lo que puede asociarse a la presencia de una distorsión importante en la red cristalina. De esta manera, asignando una escala de grises al rango de valores del BC permite relacionar la morfología del grano con su orientación cristalográfica y su ubicación en el área observada, ya que los colores más oscuros (que representan los valores de BC más bajos) tienden a delinear los

bordes de grano de alto y bajo ángulo, como así también las distorsiones intragranulares relacionadas con la deformación plástica (Engler y Randle, 2010; Wright et al., 2011). Una descripción más detallada de la técnica puede encontrarse en Suwas y Ray (2014). El uso de la técnica EBSD exige que la superficie de las muestras que van a ser analizadas sea preparada muy cuidadosamente para evitar efectos topográficos (relacionados con la rugosidad) y para garantizar la obtención de patrones fuertes. Esto se debe a que la técnica utiliza información de las primeras capas de átomos de la superficie por lo que cualquier imperfección o deformación va en detrimento de la calidad de los patrones obtenidos.

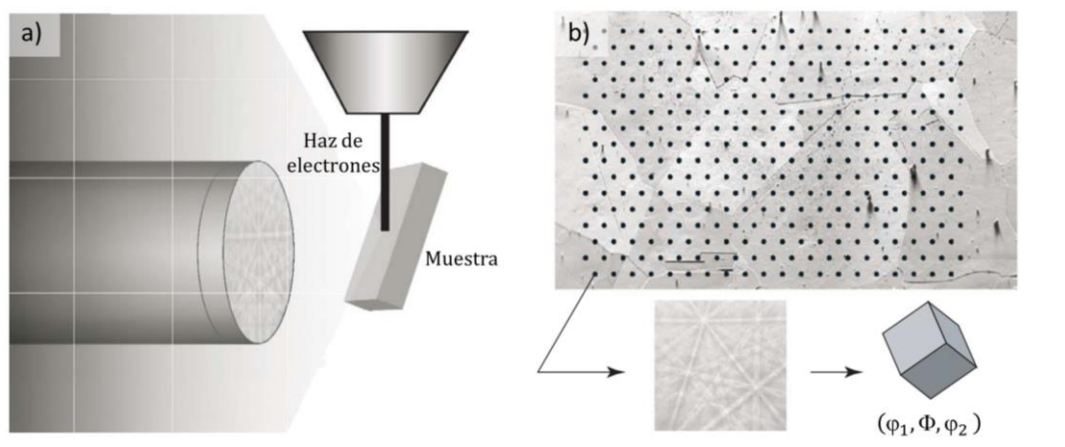


Figura 2.10: a) Esquema de difracción por electrones retro-difundidos automatizada. b) Por lo general, el haz se escalona a través de la muestra para formar una cuadrícula de escaneo regular donde se obtienen los patrones de Kikuchi de cada orientación del cristal⁷

2.3.4. Recristalización dinámica continua (CDRX) en aleaciones de Zn

En dos estudios recientes (Schlosser et al., 2019 y Leonard et al., 2020) demostraron que la chapa de aleación de Zn-Cu-Ti sufre un proceso de refinación de grano durante la deformación por tracción que puede clasificarse como recristalización dinámica continua (CDRX). Leonard (2016-2022) estudió los mapas de IQ (Figura 2.3) correspondientes al material de partida y luego de un ensayo de tracción en la dirección coincidente con la RD (UAT-RD). Observó que el tamaño de grano se reduce en comparación con la muestra del material recibido y el desarrollo de abundantes subgranos de bajo ángulo (representados por bordes blancos) particularmente dentro de los granos más grandes. Este cambio estructural lo relacionó con la plasticidad extendida observada (Leonard et al., 2019) en ensayos de tracción uniaxial (UAT) realizados en dos etapas. De este modo, dado material de análisis en la presente tesis tiene una composición química comparable, el espesor de chapa y la

evolución de la textura¹¹ cristalográfica son similares, y considerando que las curvas¹² de carga bajo las mismas condiciones presentan una plasticidad extendida cuando el ensayo de tracción se realiza en dos etapas, se infiere que presente cambios estructurales similares.

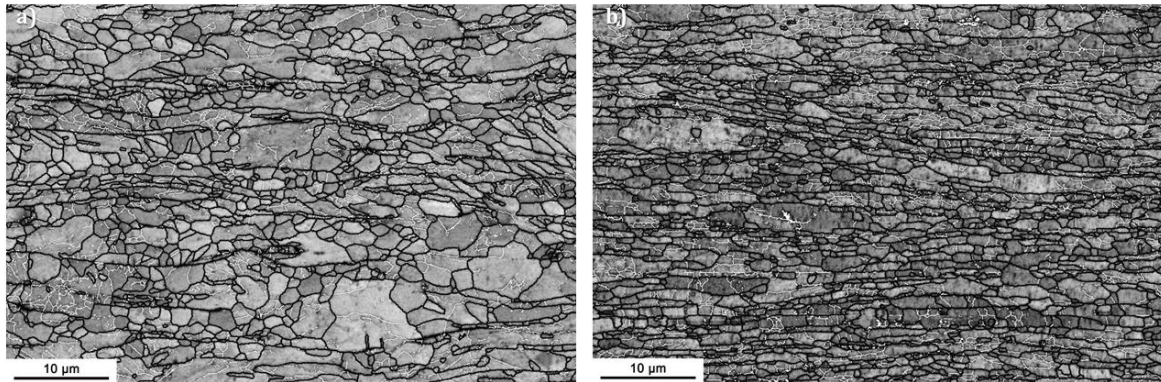


Figura 2.11: Límites de grano y subgrano trazados sobre el mapa de calidad de imagen (IQ) de los datos EBSD tomados de una sección longitudinal de la chapa de Zn-Cu-Ti: a) en condición de recepción y b) después del ensayo UAT a lo largo de RD (RD horizontal, ND vertical). Líneas negras: límites de ángulo alto (>12°); líneas blancas: límites de ángulo bajo (entre 2° y 12°)¹³

2.4. CORRELACIÓN DIGITAL DE IMÁGENES

La correlación digital de imágenes (DIC por sus siglas en inglés) es un método óptico que emplea técnicas de seguimiento y registro de imágenes para mediciones en dos y tres dimensiones de los cambios entre imágenes. Su popularidad hizo que su utilización se extienda a una amplia variedad de materiales: biológicos (Dickinson et al., 2011; Zhang et al., 2002; Franck et al., 2011; Wang et al., 2014), aleaciones metálicas (Carroll et al., 2013; Tong, 1997; Rehrl et al., 2011), aleaciones con memoria de forma (Daly et al., 2007; Reedlunn et al., 2013) y polímeros (Jerabek et al., 2010). En particular, en el ámbito de la ingeniería este método a menudo se utiliza para la medición de desplazamientos y cálculos de deformaciones en donde, si lo comparamos con las conocidas galgas extensométricas, la cantidad de información recopilada y detalles de deformación durante los ensayos mecánicos aumenta debido a la capacidad de proporcionar datos locales y promedio. De acuerdo con Pan et al. (2009) esta técnica ha incrementado su uso dado que presenta varias ventajas respecto a otros métodos ópticos interferométricos para la medición de desplazamientos y

¹¹ La evolución de la textura cristalográfica bajo diferentes estados de carga es estudiada en el capítulo 4

¹² En el capítulo 5 se los efectos de cambios de deformación en la chapa de Zn-Cu-Ti

¹³ Leonard, M. (2016-2022)

deformaciones: el montaje necesario es sencillo, la luz necesaria para la realización de los ensayos puede ser luz natural, aunque en ocasiones se utiliza fuentes de luz externas para mejorar la calidad de las imágenes, es versátil y puede alcanzar 0,01 pixel de precisión para la medición de desplazamientos y 0,01% para deformaciones, los algoritmos implementados necesarios para el procesamiento tienen bajos costos computacionales.

Si bien la cantidad de software disponibles para tal fin ha ido en crecimiento con el transcurso de los años, el principio de funcionamiento de cada uno de ellos es similar. La técnica de DIC consiste en adquirir imágenes equiespaciadas en el tiempo sobre la superficie de la probeta a analizar. Previo al ensayo, se requiere que la superficie de interés a fotografiar (superficie en la que se desea medir desplazamientos y calcular deformaciones) tenga una distribución aleatoria de intensidades en la escala de grises. Para lograr esto, se cubre con una base de pintura de color blanco y posterior a esto se aplica un speckle (manchas aleatorias) con pintura de color negro. Las imágenes capturadas durante el ensayo son convertidas a escala de grises y posteriormente procesadas con un software de correlación de imágenes. Entre los softwares disponibles, Ncorr (Blaber et al., 2015) es un código de DIC de acceso libre que se implementa a través de Matlab.

Para la medición de los desplazamientos Ncorr divide la superficie de la probeta en regiones denominadas subconjuntos, cuyo radio es determinado por el usuario. Además, el usuario define una región de interés para el cálculo de deformaciones denominada ROI. Para encontrar la deformación de un subconjunto, los algoritmos implementados por Ncorr encuentran el límite de una función de correlación determinada por intensidades de la escala de grises en la región observada.

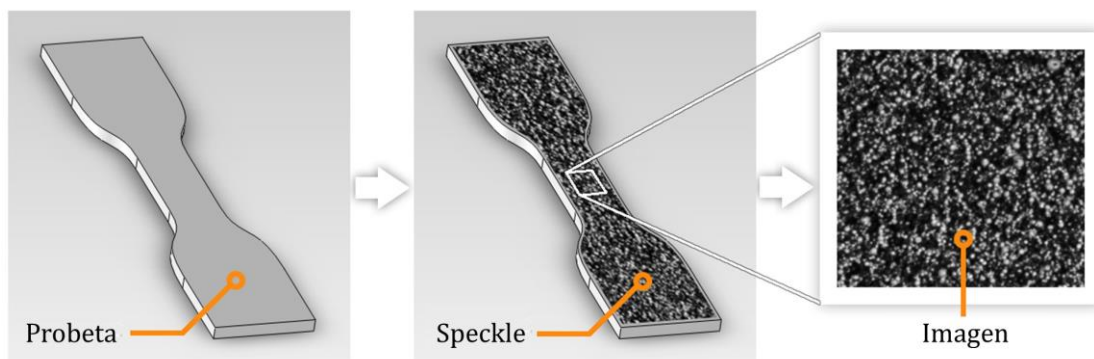


Figura 2.12: Esquema speckle aplicado en una probeta de tracción para el posterior procesamiento¹⁴

¹⁴ Adaptado de Blaber et al. (2015)

La Figura 2.12 muestra un esquema de este proceso. En Ncorr se utilizan dos criterios de correlación diferentes para encontrar una interacción inicial y su posterior refinamiento. La suposición inicial se encuentra calculando la correlación cruzada normalizada y produce campos de desplazamiento con baja precisión, el siguiente paso utiliza un optimizador no lineal para refinar estos resultados. El método general se muestra en las Figura 2.13. El cálculo comienza seleccionando un punto que determina la ubicación del centro del subconjunto de referencia inicial utilizado en el análisis y se observa como una cruz verde denominada “semilla” (Figura 2.14). Este es el único subconjunto que utiliza una estimación para la iniciación del proceso, mientras que para el resto de los subconjuntos usarán información de subconjuntos vecinos para la suposición inicial. Después de calcular los parámetros de deformación correspondientes y la función de optimización para la intensidad de escalas de grises para el punto semilla este se desactiva, y continúa el cálculo para los puntos vecinos. Los parámetros de deformación y la ubicación del centro del subconjunto se almacenan, y serán utilizados en la siguiente iteración del cálculo. A continuación, se analizan los cuatro puntos materiales circundantes, si es que aún no fueron analizados y pertenecen a la ROI.

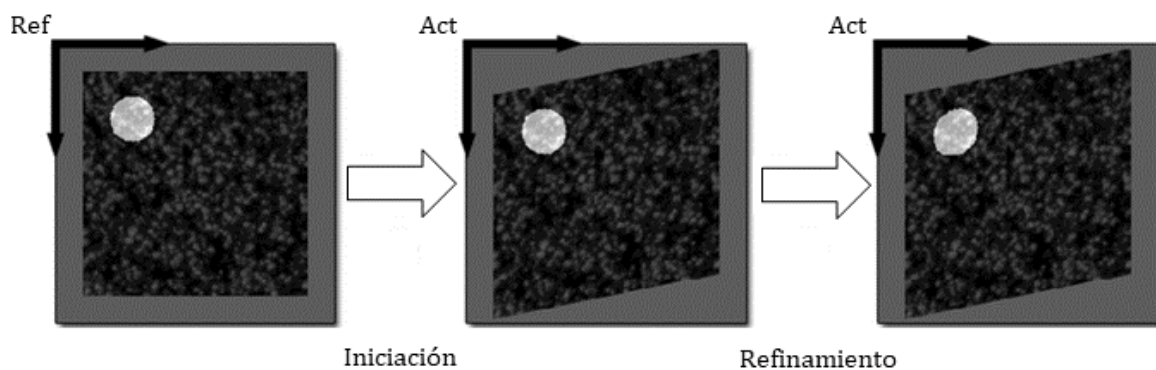


Figura 2.13: Etapas básicas del algoritmo DIC implementado in Ncorr. En la primera etapa se encuentra la suposición inicial y es utilizada como dato de entrada para la optimización encontrando una solución refinada en el último paso¹⁴

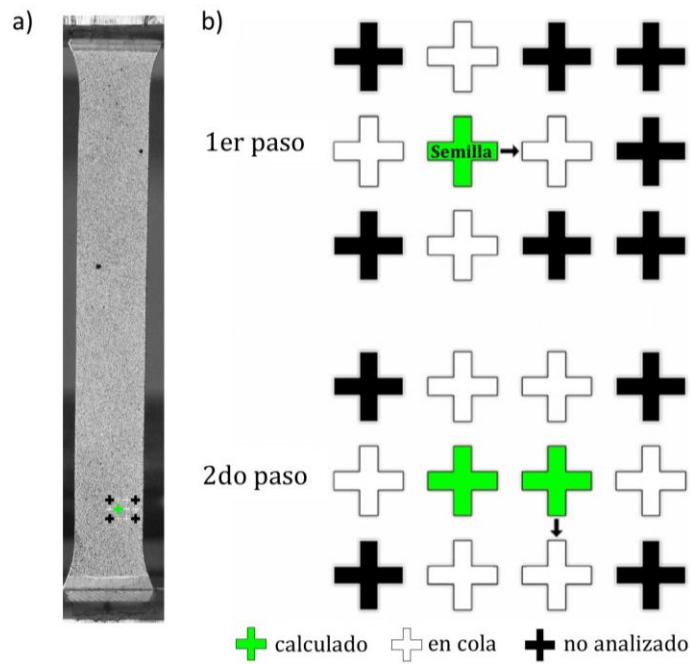


Figura 2.14: a) Probeta para ensayo de tracción uniaxial con speckle y en escala de grises. b) Primeros dos pasos del enfoque utilizado por Ncorr para la determinación de los parámetros de deformación para una cuadrícula dentro de la región de interés¹⁴

2.5. TÉCNICAS DE EVALUACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS

En esta sección se listan y describen los ensayos usados para caracterizar el comportamiento mecánico en la chapa de Zn-Cu-Ti. En relación a esto se discuten algunas características de cada método y sus limitaciones.

2.5.1. Tracción uniaxial

El ensayo de tracción es el más difundido para medir las propiedades elásticas y plásticas de los materiales como son el límite elástico (σ_e), el trabajo de endurecimiento, la tensión máxima (σ_{max}), deformación a la rotura, y la ductilidad. Por su relativa simplicidad con respecto a otros ensayos también ha sido utilizado para determinar la dependencia del comportamiento mecánico del material con la temperatura, su sensibilidad a la velocidad de deformación y la anisotropía mecánica (la dependencia con la orientación de la carga externa aplicada con respecto a la RD).

Para poder cuantificar las grandes deformaciones plásticas de los metales es necesario introducir el concepto de tensión y deformación verdadera. La tensión verdadera σ se define como la carga F aplicada dividida por el área de la sección transversal instantánea A de la probeta y es significativamente diferente a la tensión ingenieril s , en la cual la carga se afecta

por el área de la sección de la probeta previa al ensayo A_0 . Si l_0 es la longitud inicial y l la longitud instantánea de la probeta, la deformación ingenieril queda determinada por la relación:

$$e = \frac{(l-l_0)}{l_0}, \quad (2-5)$$

mientras que la deformación verdadera ϵ queda definida de tal manera que su incremento $d\epsilon$ es igual a la relación $\frac{dl}{l}$, donde dl es el incremento correspondiente a la longitud. De esta manera, la deformación verdadera producida por un cambio en la longitud de l_0 a l durante la tracción es:

$$\epsilon = \ln \frac{l}{l_0} = \ln (1 + e), \quad (2-6)$$

En el rango plástico, a medida que se incrementa la deformación, σ se vuelve cada vez más alta que la tensión ingenieril s y ϵ es progresivamente más pequeña que e . El endurecimiento por deformación del material hace referencia al aumento progresivo de la tensión conforme aumenta la deformación en el rango plástico. Los ensayos de tracción llevados a cabo en este trabajo de tesis están de acuerdo a las normas ASTM-E8M y ASTM-E646. De los mismos, se derivan las características del material en estudio.

En los procesos de manufactura industrial, el comportamiento de los productos laminados está condicionado por su historia termomecánica. Un parámetro tecnológico que permite evaluar la respuesta anisótropa es el coeficiente de Lankford o coeficiente de anisotropía [Lankford et al., 1950] y representa la capacidad del material para acomodar la deformación plástica en el plano de la chapa bajo sollicitaciones de tracción uniaxial. El coeficiente del Lankford (r) queda determinado por la relación:

$$r = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t}, \quad (2-7)$$

donde ϵ_w y ϵ_t son la deformación en el ancho y espesor de la probeta respectivamente. Debido a las dificultades para medir deformaciones en el espesor con suficiente precisión, en

la práctica se recurre a la hipótesis de constancia de volumen durante la deformación plástica para cuantificar esta magnitud, de modo que puede escribirse:

$$\varepsilon_t = -(\varepsilon_l + \varepsilon_w), \quad (2-8)$$

siendo ε_l la deformación longitudinal. De esta manera reordenando la ecuación (2-7) con queda:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{-(\varepsilon_l + \varepsilon_w)}, \quad (2-9)$$

En materiales isótropos la deformación longitudinal es compensada de igual manera por la deformación en el ancho y el espesor, es decir que $r = 1$ y no presenta variaciones con las distintas orientaciones en que puede ensayarse la probeta con respecto a la RD, mientras que en materiales anisótropos, el valor de r se aleja de la unidad y se hace dependiente de la orientación de ensayo. Por ello, una caracterización práctica de la respuesta del material es llevada a cabo mediante la evaluación del coeficiente de Lankford según orientaciones características de la probeta respecto a la RD de la chapa. Esto deriva en dos índices complementarios R_m y Δr conocidos como anisotropía normal y planar respectivamente:

$$R_m = \frac{(r_0 + 2r_{45} + r_{90})}{4}, \quad (2-10)$$

$$\Delta r = \frac{(r_0 - 2r_{45} + r_{90})}{4}, \quad (2-11)$$

donde r_0 , r_{45} y r_{90} son los coeficientes de Lankford medidos en orientaciones a 0° , 45° y 90° con respecto a la RD, respectivamente. Vale aclarar que su determinación se restringe al rango de deformaciones comprendidas desde el comienzo de la plasticidad hasta el inicio de la estricción. Gilmour et al. (2004) observó que estos coeficientes presentan diferencias a distintos niveles de deformación por lo que resulta necesario indicar el nivel de deformación en el que se calculan. Lin et al. (1995), Vankudre y Date (1997) y Gilmour et al. (2004) proponen que deben ser calculados al mayor nivel de deformación posible dentro del rango de trabajo del material ya que de esta manera, se reduce la dispersión observada de los valores a niveles más bajos.

La curva de tensión deformación verdadera puede ser ajustada por medio de la siguiente ecuación:

$$P = A\varepsilon^B, \quad (2-12)$$

donde P es la carga sobre la probeta, ε es la deformación axial y, A y B son coeficientes a determinar en base a un ajuste de mínimos cuadrados. Realizando ensayos a diferentes velocidades y estableciendo la relación entre las velocidades $\frac{v_1}{v_2}$, la sensibilidad a la velocidad de deformación (m) puede ser calculada a partir de ensayos de tracción y queda definida por:

$$m = \frac{\log(P_1/P_2)}{\log(v_1/v_2)}, \quad (2-13)$$

Dado que m que es una propiedad que varía con la temperatura y el nivel de deformación, deben informarse las condiciones a la cual es obtenida (Comley, 2008).

2.5.2. Corte simple

2.5.2.1. Deformación por corte simple

Hoy en día existen numerosos ensayos dedicados a la caracterización del comportamiento plástico de chapas metálicas bajo cargas de corte. Usando este tipo de ensayos se puede registrar las curvas de endurecimiento sin limitaciones asociadas a la fricción, localización o estricción. Cada ensayo propuesto tiene una geometría de probeta particular. Iosipescu (1967) presentó una geometría con una entalla en V que continuó siendo desarrollada y documentada en la norma ASTM D5379 (ASTM, PA). Debido a la distribución no homogénea de la deformación inducida por los efectos de borde, (Bouvier et al., 2006) sugirió aumentar la relación de largo a ancho para generar un área central más grande. El ensayo propuesto por G'Sell et al. (1983) para determinar el comportamiento plástico de polímeros bajo grandes deformaciones fue adaptado por Rauch (1998) para estudiar la anisotropía plástica de chapas de metal y ha sido ampliamente utilizado por muchos autores debido a la ausencia de desarrollo de estricción, el alcance de niveles considerables de deformación homogénea, la sencillez geométrica de la probeta (Figura 2.15), y la posibilidad de invertir la dirección de la carga durante el transcurso del ensayo. Para obtener una distribución cuasi-homogénea de tensiones de corte en la parte media de la

probeta se deben tomar algunas consideraciones observadas por Hu (1992) y Bouvier et al. (2006) a saber: maximizar la relación entre la longitud y el ancho de la probeta, mantener la relación entre en ancho y el espesor en valores entre 2 y 10 para minimizar perturbaciones de la tensión y evitar pandeo. El dispositivo para realizar este ensayo fue diseñado para imponer un desplazamiento paralelo de dos zonas laterales. Se puede encontrar información para la construcción de dispositivos de ensayo en G'Sell et al. (1983) y Hu (1992).

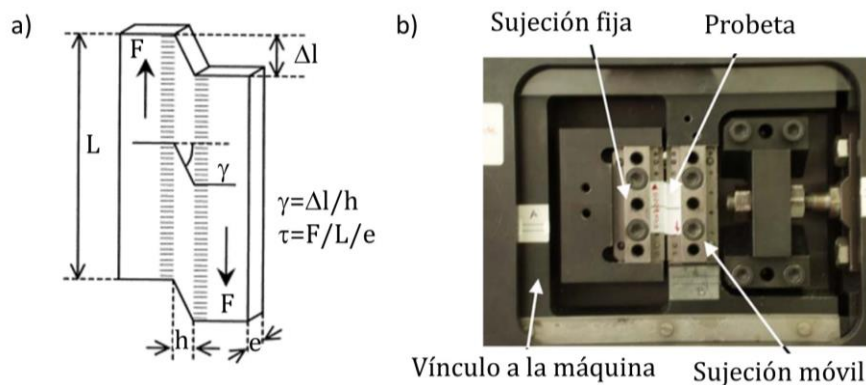


Figura 2.15: a) Probeta de ensayo de cortes simple propuesta por Rauch (1998) utilizada en el b) dispositivo de corte diseñado por Bouvier et al. (2006)

Miyauchi (1984) propuso un ensayo de corte simple con una muestra que tiene tres zonas de sujeción contiguas a dos zonas de corte (Figura 2.16). Mediante un movimiento lineal se aplica una carga uniaxial en la sujeción intermedia y ambas zonas de corte se deforman simétricamente. Los valores de deformación y de carga que se informan en el ensayo se obtienen promediando los datos experimentales de las dos zonas de corte. Si bien este enfoque evita la aplicación asimétrica de la carga en la zona de corte y proporciona una solución para la rotación de la probeta en la dirección de carga, crea un estado de deformación opuesto en las dos zonas de corte y, en consecuencia, puede que en algunos casos el promedio de los datos experimentales no represente la respuesta de un material anisótropo. Las entallas en las muestras ayudan a reducir la falla prematura debido a la concentración de tensiones generadas por el efecto de bordes libres. El estudio realizado por An et al. (2009) muestra que la anisotropía plástica tiene un menor efecto sobre la medida de la tensión de corte. Además, se encontró que la distribución de la deformación en la zona de corte tiene un efecto pronunciado sobre el endurecimiento por deformación. Por lo tanto, se debe tener especial cuidado en utilizar métodos de medición de deformación bien adaptados durante el ensayo. Se pueden encontrar estudios detallados sobre el efecto en las curvas de tensión-deformación de corte experimentales relacionado con la utilización de diferentes

geometrías de muestras del tipo Miyuchi en van Riel y van den Boogaard (2007), Merklein y Biasutti (2011), Zillmann et al. (2012).

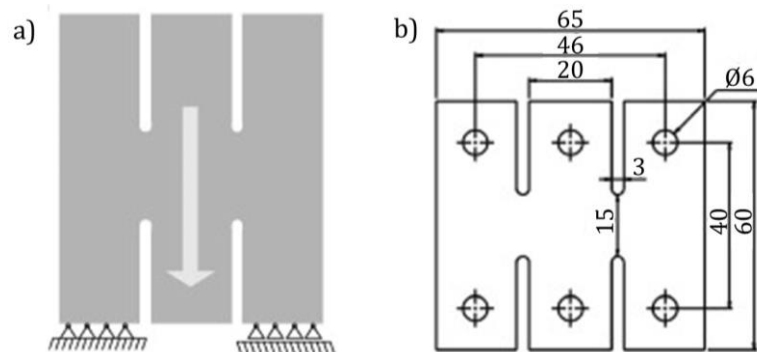


Figura 2.16: a) Esquema de aplicación de carga sobre b) la probeta utilizada en el ensayo de corte propuesto por Miyuchi

Otra norma dedicada a ensayos de corte es la ASTM B831-05 que se desarrolló principalmente para investigar el comportamiento de chapas de aluminio. La norma detalla una geometría simple de probeta de corte que puede ser directamente ensayada en una máquina de ensayos universales donde la tensión de corte es calculada a partir de la fuerza uniaxial desarrollada por la máquina con un dispositivo de fijación incorporado, como, por ejemplo, el desarrollado por Staud y Merklein (2009). La probeta diseñada tiene entallas diagonales que están dispuestas de tal manera para que en una pequeña zona se generen deformaciones de corte cuando se aplican cargas de tracción. Allwood y Shouler (2009) aplicaron este tipo de ensayos de corte para estudiar la formabilidad de materiales laminados. Sin embargo, en la probeta se genera un momento de fuerzas debido a la excentricidad de las cargas. Si bien la rotación se puede reducir aplicando una fuerza adecuada utilizando una herramienta de sujeción rígida, una fuerza en exceso puede dañar la muestra o resultar en una deformación indeseable y falla prematura cuando el dispositivo de sujeción no está completamente alineado en el mismo plano que la probeta. Merklein y Biasutti (2011) desarrollaron un ensayo de corte simple modificada (Figura 2.17) basada en la norma ASTM para facilitar la inversión de la dirección de la carga, lo cual hace posible la evaluación del comportamiento del material bajo carga de corte cíclico con el objetivo de describir el endurecimiento cinemático.

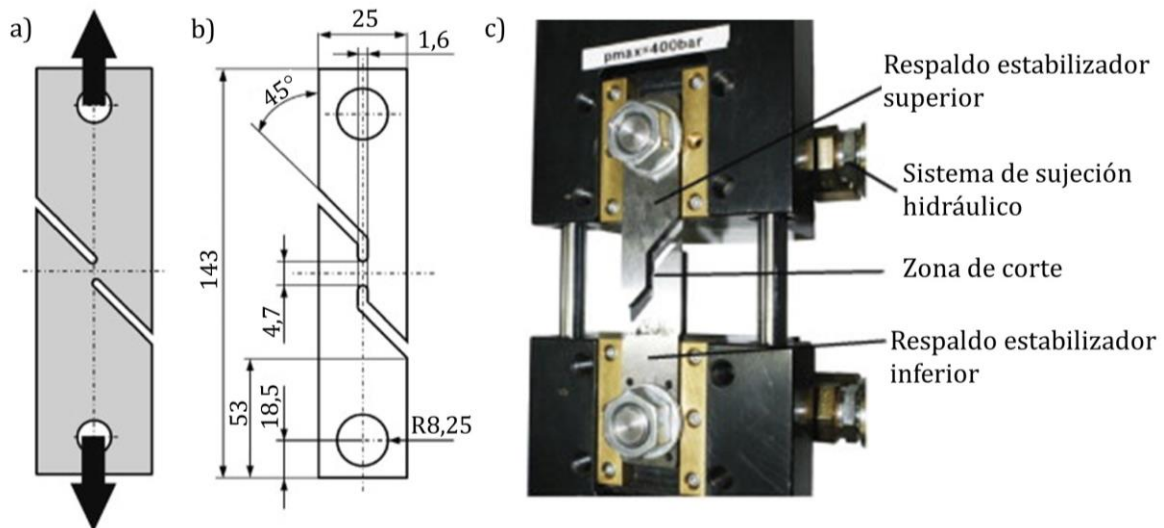


Figura 2.17: Ensayo de corte propuesto por Merklein y Biasutti (2011)

Marciniack (1961) optó por modificar el concepto de desplazamiento lineal para generar cargas de corte y propuso el ensayo de torsión en el plano el cual fue desarrollado y aplicado más adelante por Pöhlandt y Tekkaya (1985) y Bauer (1989). En ese sentido, Brosius et al. (2011) presentaron una geometría modificada con dos ranuras en la probeta circular y un orificio en el centro que se sujeta concéntricamente junto con su borde exterior. Mediante una rotación relativa entre su borde interno y externo, se crean dos zonas de corte donde se localiza la deformación (Figura 2.18a). A este ensayo lo denominaron de puente doble con la particularidad que las dimensiones de cada zona de corte quedan definidas por el radio, la altura y la longitud del arco de la geometría de las muestras (Figura 2.18b).

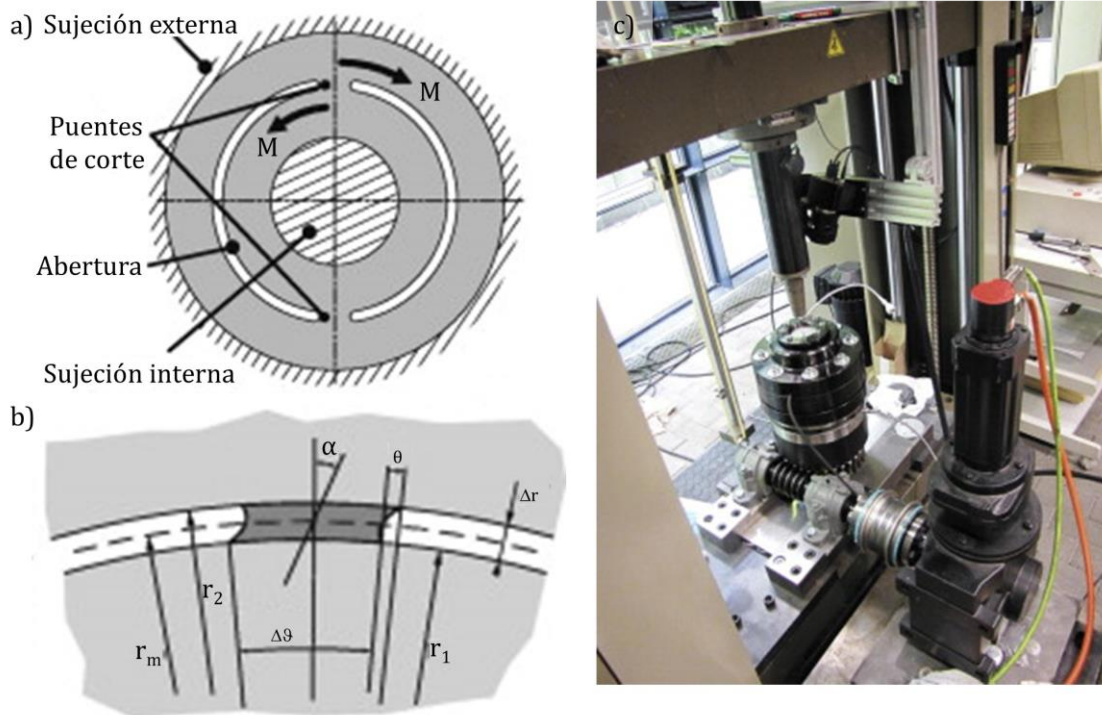


Figura 2.18: a) Probeta de ensayo de corte por torsión en el plano con b) variables geométricas que determinan el valor de deformación por corte Brosius et al. (2011) y máquina de ensayos utilizada Yin et al. (2014)

En síntesis, el ensayo de puente doble reduce efectos no deseados en el estado de deformación sobre la probeta, sin embargo, requiere de un especial cuidado en el control de carga y la utilización de un equipamiento especial para tal fin (Figura 2.18c). En contraposición a esto, el dispositivo diseñado por Miyauchi es relativamente sencillo de fabricar con la ventaja que puede ser adaptado para implementarse en la máquina de ensayos universales Instron 3382 (equipamiento disponible en el laboratorio de ensayos mecánicos del IFIR) las deformaciones de corte en el presente trabajo de tesis se llevarán a cabo con un dispositivo de diseño basado en este ensayo.

2.5.2.2. Ensayo de corte simple basado Miyauchi

Con el objetivo de caracterizar el comportamiento en chapas de aleación de Zn más allá del tradicional ensayo de tracción uniaxial, en el presente trabajo de tesis se diseñó un dispositivo y probeta de corte simple basado en Miyauchi (1984). Como se mencionó anteriormente, el dispositivo se diseña con la premisa de poder ser implementado con el equipamiento disponible en el IFIR, tanto para la realización del ensayo como de la obtención de datos para en análisis de resultados. Si bien es simple en su concepto, la realización de este tipo de ensayo requiere un cuidadoso trabajo de diseño y puesta a punto del dispositivo de

modo que garantice la repetibilidad de los resultados. En base a esto, el conjunto dispositivo-probeta se proyecta para ser montado sobre una base plana en reemplazo del cabezal inferior (fijo) de la máquina ensayos universales, configurando el desplazamiento del travesaño superior de la máquina hacia la misma base. Entre los aspectos más importantes a considerar hay que destacar la necesidad de un correcto apriete de la probeta para evitar el pandeo, la rotación, el deslizamiento relativo con el dispositivo y la obtención del mayor tamaño posible de la zona de deformación homogénea durante la realización del ensayo. La sujeción de la probeta al dispositivo se hace por medio de ocho mordazas ajustables con tres tornillos cada una (Figura 2.19). Si bien no existe una norma que estandarice y especifique la geometría para este tipo de ensayo, se toma como referencia las geometrías estudiadas en los trabajos dedicados a determinar relaciones óptimas que garanticen una deformación homogénea en la zona de corte. Una fuente de heterogeneidad conocida como efecto de borde libre fue observada por G'Sell y Boni (1983) al deformar probetas con una grilla cuadrículada trazada sobre la zona de corte. Los autores tomaron imágenes secuencialmente con el objetivo de determinar la evolución de la deformación por corte y notaron que la probeta tenía un comportamiento homogéneo en la zona de corte excepto en los bordes donde el movimiento de la muestra no se encontraba restringido generándose así, una rotación y provocando una zona de inhomogeneidad. En relación a esto, Genevois et al. (1990) y Manach (1989) analizaron el efecto de la geometría de la probeta sobre la inhomogeneidad generada durante el ensayo de corte y en las tensiones. Notaron que a lo largo de la zona a analizar se generan tensiones de corte y además, debido a la sujeción de las mordazas en las muestras, se generan tensiones tangenciales al desplazamiento de la muestra. Estas tensiones tangenciales pueden ser descompuestas en dos componentes, una homogénea y otra inhomogénea que sólo se genera en los bordes de la muestra y a la cual se le atribuye la deformación que provoca el efecto de borde libre. Bouvier et al. (2006) realizaron un análisis detallado de ensayos de corte simple sobre chapas haciendo hincapié en encontrar relaciones en las dimensiones geométricas de las probetas de manera que optimice el área a analizar durante el ensayo. Observaron la distribución de las deformaciones y tensiones de corte cuando la probeta es llevada a diferentes niveles de deformación y concluyeron que relación geométrica $\frac{l}{h} = 20$ entre la longitud (l) y el ancho (h) de la zona de corte minimiza el efecto de borde libre. Además, mediante simulaciones de elementos finitos determinaron que la relación entre h y el espesor de la probeta (e) tiene influencia en la distribución de tensiones, consiguiendo una distribución de deformación entre el centro y el borde de la probeta más homogénea cuando la relación toma valores menores (consideran un valor aceptable $\frac{h}{e} = 4$).

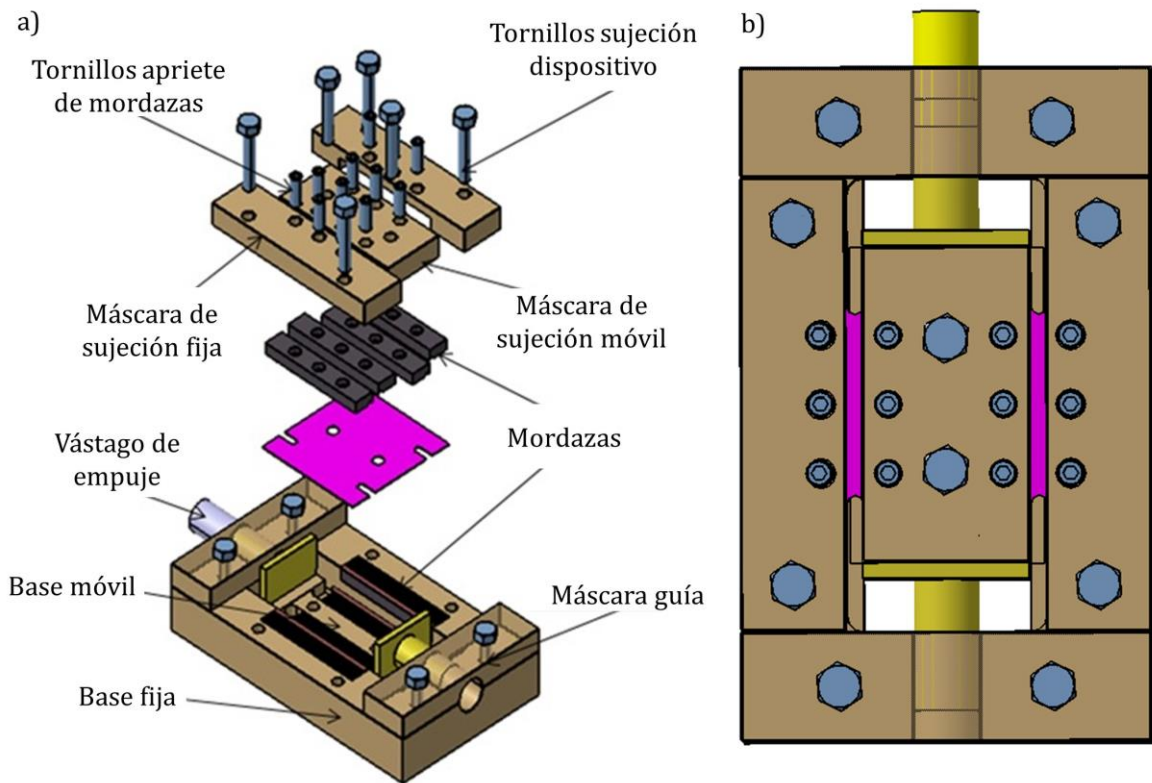


Figura 2.19: a) despiece y b) conjunto armado del dispositivo de corte simple diseñado basado en Miyauchi

Además, el diseño del dispositivo contempla dos ventanas en la zona de corte de la probeta para poder capturar imágenes de cada una de las zonas (aplicando speckle previamente) durante el ensayo y medir los desplazamientos mediante la utilización de la técnica de DIC. En la Figura 2.20 se observa la disposición del conjunto cámara-dispositivo de corte-máquina de ensayos.

Teniendo en cuenta estas consideraciones y para minimizar el efecto de bordes libres se diseñó la probeta con la geometría y las dimensiones principales que se indican en la Figura 2.21b.

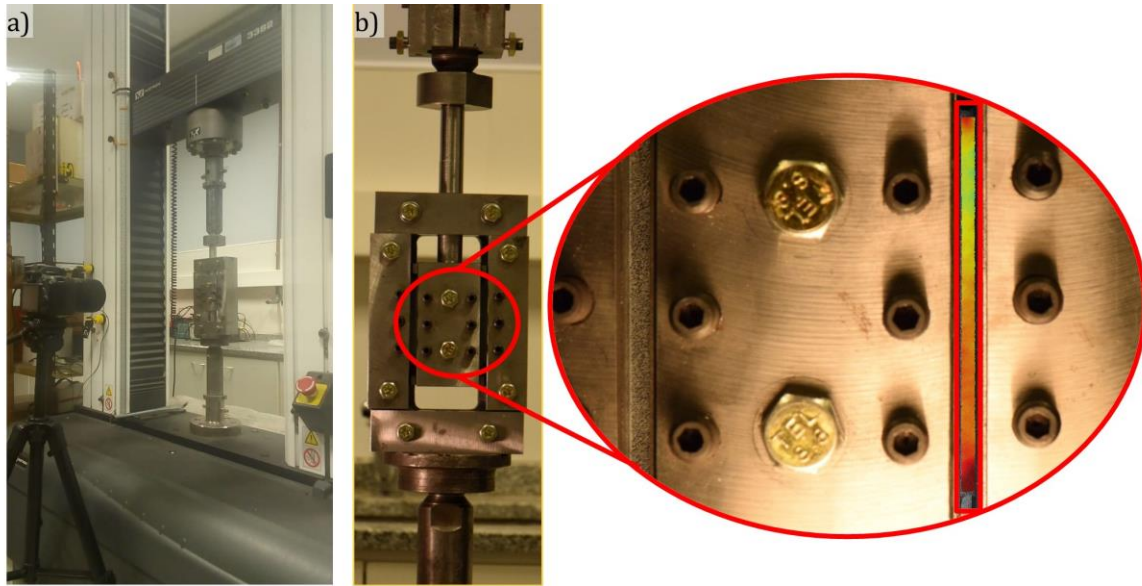


Figura 2.20: a) dispositivo de corte simple montado en máquina de ensayos universal con la cámara posicionada para el registro de imágenes y b) un detalle con zona de deformación donde se aplica DIC con el campo de deformación obtenido con el procesamiento de imágenes

Mediante la observación del campo de deformaciones calculado con DIC en los ensayos preliminares llevados a cabo con el dispositivo construido, se determina que la distribución se mantiene homogénea en las etapas iniciales del ensayo y hacia el final se encuentran heterogeneidades con una concentración mayor hacia los extremos de la zona de corte (Figura 2.21a). Se asume que este efecto está relacionado con el mencionado efecto de bordes libres. Los puntos abarcados en esas zonas son descartados en el cálculo del promedio de deformaciones que se muestra en la curva tensión-deformación de corte verdadera. Para el cálculo de tensiones se consideran los datos de cargas reportados por la celda de carga de la máquina y se lo divide por el área de corte, donde se asume que el espesor de la chapa se mantiene constante y que la distribución de cargas es homogénea en ambas zonas de corte y a lo largo del espesor. De esta manera, la tensión de corte τ queda determinada por la ecuación:

$$\tau = \frac{F}{2le}, \quad (2-14)$$

donde F es la fuerza acusada por la celda de carga.

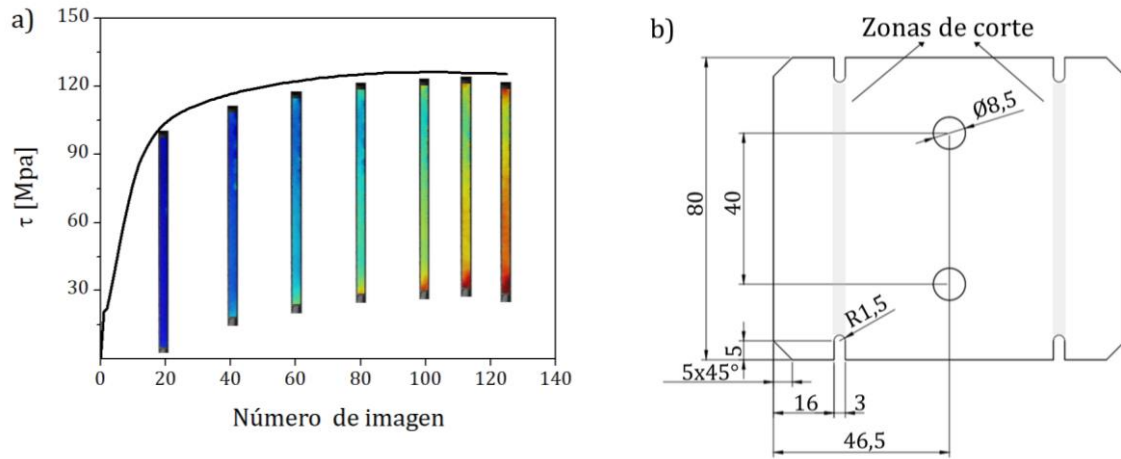


Figura 2.21: a) curva de tensión-deformación de corte verdadera junto con el campo de deformaciones en diferentes estadios y b) las dimensiones principales de la geometría de la probeta diseñada para el ensayo

2.5.3. Curva límite de conformado

Usualmente en la industria la formabilidad de una chapa se caracteriza a partir del diagrama límite de conformado (FLD, *forming limit diagram*), el cuál provee un par de valores de deformaciones principales (ϵ_I componente mayor y ϵ_{II} componente menor) para distintos estados de deformación (equibiaxial, biaxial, uniaxial, etc.) que permiten el trazado de la curva de conformado (FLC, *forming limit curve*) determinado de esta manera, el estado de deformación que es posible alcanzar en el material de manera segura (o que no es posible de alcanzar) sin estricción (Figura 2.22). En este sentido, los valores de la FLD deben cubrir tanto como sea posible el dominio de deformaciones que ocurren en los procesos industriales de conformado de chapas metálicas. Es decir, para la determinación de la FLD es necesario deformar probetas del material a analizar a lo largo de una trayectoria lineal de deformación, es decir la trayectoria que sigue la evolución de un par de puntos ϵ_I y ϵ_{II} hasta llegar al límite de deformación de ser una línea recta durante el ensayo, que van desde tensión equibiaxial balanceada ($\epsilon_I = \epsilon_{II}$) a corte puro ($\epsilon_I = -\epsilon_{II}$), aunque en la práctica nunca se excede el estado de tracción uniaxial ($\epsilon_I = -2\epsilon_{II}$, para materiales isotropos).

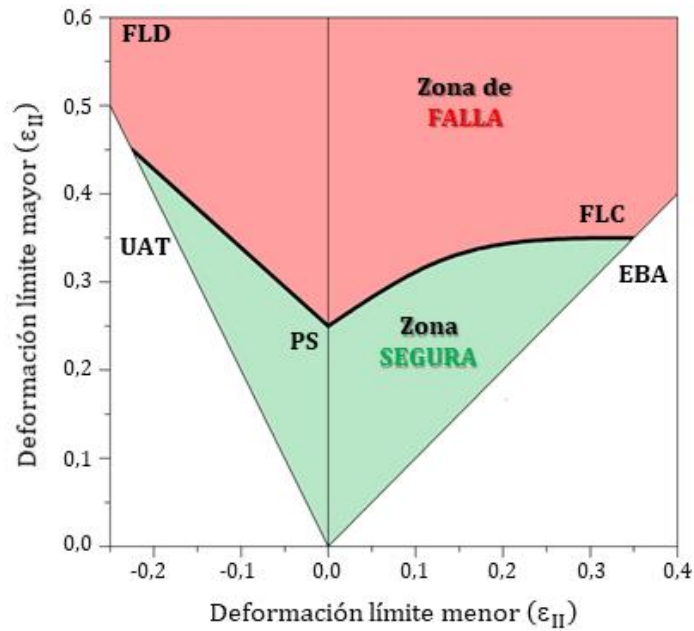


Figura 2.22: a) La curva límite de conformado delimita el estado de deformación sin estricción (zona segura) y con estricción (zona de falla) en el material. El esquema muestra las trayectorias lineales desde $\epsilon_I = \epsilon_{II} = 0$ hacia los estados de deformación de tracción (UAT= $\epsilon_I = -2\epsilon_{II}$), deformación plana (PS, $\epsilon_{II} = 0$) y equibiaxial balanceada (EBA, $\epsilon_I = \epsilon_{II}$)

Los valores de las deformaciones principales ϵ_I y ϵ_{II} pueden ser determinados por la medición de las deformaciones a la fractura sobre la chapa. Uno de los pioneros en las investigaciones en este campo fue Keeler (1957-1961), basado en las observaciones de Gensamer (1946) que en lugar de índices globales usó deformaciones locales para reportar resultados. En su trabajo, graficó la deformación principal mayor contra la deformación principal menor calculada a partir de la deformación de círculos impresos en la probeta cercanos a la fractura, que luego del estiramiento biaxial se convertían en elipses. Más tarde, Goodwin (1968) extendió el diagrama de deformación límite, utilizando probetas con geometrías que desarrollan deformaciones en el dominio $\epsilon_I > 0$ y $\epsilon_{II} < 0$. Los diagramas de Keeler y Goodwin en conjunto se denominan actualmente como FLD.

Los ensayos uniaxiales utilizados para el análisis de la deformación límite involucran probetas de diferentes geometrías. Las ventajas de la aplicación de estos ensayos radican en que las probetas son de relativa sencillez en su fabricación y en general pueden ser llevados a cabo por medio de una máquina de ensayos universales sin la necesidad de herramienta adicional. Además, el área de análisis de las probetas permanece plana, es decir que se genera un campo de deformaciones en dos dimensiones durante el ensayo facilitando de esta manera la medición. Sin embargo, el uso de este tipo de probetas se restringe a determinar el rango $\epsilon_{II} < 0$ y no resultan suficientes para determinar la FLD completa.

Los primeros ensayos dedicados a evaluar la formabilidad de materiales fueron realizados por Erichsen (1914). El ensayo consiste en estirar una muestra de la chapa por medio de un punzón hemisférico hasta que se produzca la fractura. La profundidad de la muesca del punzón en la muestra expresada en milímetros es el llamado índice de Erichsen (IE). Varios investigadores han analizado la precisión, los límites de aplicabilidad y los factores que influyen en los resultados (Kokkonen y Hygren, 1959; Kaftanoglu y Alexander, 1962; Yokai y Alexander, 1967). Olsen (1920) propuso el ensayo de Bulge en donde la probeta se sujeta en una matriz con una abertura elíptica y se deforma por acción de una presión hidráulica que produce un acopado en el material. Las condiciones de borde son impuestas por la relación de longitudes iniciales entre los ejes mayor y menor de la geometría de la abertura. La ventaja más importante del ensayo es la ausencia de fricción entre la matriz y la probeta, sin embargo con este tipo de ensayos solo puede ser determinada la FLD en el rango $\epsilon_{II} > 0$. Entre los ensayos de estirado con punzón Keeler (1961-1964) diseñó y utilizó un método que consiste en estirar una probeta sujeta entre un prensachapa y una base de apoyo con un punzón semiesférico elíptico. El estado de sollicitación en el material varía utilizando probetas de diferentes anchos, aunque en algunos diseños también contemplan la variación del radio del punzón y la utilización de distintos sistemas de lubricación o una combinación de ambos. Una de las desventajas del ensayo es que solo puede obtenerse deformaciones en el rango $\epsilon_{II} > 0$ y el radio del punzón influye en el cálculo de la deformación límite, por lo que la repetibilidad de ensayos requiere de una amplia disponibilidad de herramental. Nakazima et al. (1968) deformó probetas rectangulares con distintos anchos para conseguir diferentes estados de deformación con un punzón hemisférico y un soporte circular. Además, los caminos de deformación también pueden ser controlados de acuerdo con la lubricación utilizada durante en los ensayos. La posibilidad de obtener la FLD en todo su rango es una de las principales ventajas de este tipo de ensayos junto con la simplicidad de su herramental, aunque debe considerarse que presenta errores relacionados a la curvatura del punzón. En el ensayo de Hecker (1975) es necesario sólo un tipo de punzón y de probetas por lo que los diferentes estados de deformación se consiguen variando la lubricación, dominando de esta manera la fricción entre probeta-punzón, pero presenta como principal limitación que sólo provee la FLD en el rango $\epsilon_{II} > 0$. Con el objetivo de obtener una zona de deformación plana en la copa, el ensayo de Marciniak (Marciniak y Kuczynski, 1967) propone usar un punzón con cabeza plana e incorpora una máscara intermedia de otro material entre el punzón y la zona de trabajo de la probeta, con igual geometría que la probeta, pero con un agujero circular en el centro, para evitar el contacto con la probeta. Los diferentes caminos de deformación se obtienen utilizando probetas con diferentes diámetros de entallas logrando de esta manera conseguir estados de deformación en el rango completo de la FLD (Tadros y Mellor, 1977;

Raghavan, 1995). Debido a la utilización de un punzón con cabeza plana este método simplifica la medición de las deformaciones evitando errores de medición relacionados con la curvatura.

Cualquiera sea el ensayo adoptado, una vez obtenido el campo de deformaciones es necesario determinar la deformación límite. La determinación precisa ha sido históricamente un obstáculo para la utilización masiva de la FLC a niveles industriales, impulsando que los trabajos de muchas investigaciones se aboquen al desarrollo de técnicas y métodos experimentales tendientes a la estandarización de cálculos de modos que los resultados sean comparables. En este sentido, el procesamiento por DIC permitió el desarrollo de métodos más refinados, orientados a remover las perturbaciones subjetivas inducidas por el factor humano en el proceso de análisis, contribuyendo a aumentar la precisión en la deformación límite y a reducir la discrepancia entre datos experimentales obtenidos de diferentes laboratorios. Los más estudiados puede dividirse en dos categorías: dependientes de la posición y dependientes del tiempo.

El principio básico de la medición *dependiente de la posición* requiere del análisis de un único momento para determinar el campo de deformaciones sobre la muestra, usualmente en el instante de la fractura o en el momento previo a la iniciación de la grieta, y luego definir una manera de generar la FLC. Siguiendo con esta metodología de puede destacar el trabajo de Takashima et al. (1968), los autores desarrollaron una técnica llamada “método de los tres círculos”, que consistió en medir la elongación de tres círculos superpuestos cerca de la fractura, el cuál fue mejorado más tarde por Veerman et al. (1971). Hecker (1972) propuso otro método que permitía determinar deformaciones, a estricción y a rotura, por medio de la observación de la forma de la grilla alrededor de la zona de fractura y las mostró sobre el diagrama FLD, estableciendo la FLC entre los puntos afectados por la estricción y los puntos sanos. Bragard et al. (1972) definieron un método basado en la interpolación de la distribución de deformaciones principales a lo largo de varias secciones perpendiculares a la grieta de la probeta fracturada, para determinar la deformación al inicio de la estricción. El método fue mejorado posteriormente por d’Haeyer y Bragard (1975). Con el objetivo de definir las condiciones de ensayo y con base en las metodologías anteriormente descritas, se desarrolla la norma ISO 12004-2 que define un procedimiento unificado para la determinación de la FLC. Este procedimiento establece una metodología basada en el análisis de la distribución de deformaciones principales a través de diferentes líneas trazadas perpendicularmente a la grieta, mediante la aproximación polinómica de los datos en un cierto intervalo o ventana de ajuste, justo en el instante anterior a la aparición de la fractura. Más detalles pueden encontrarse en la norma.

Por otro lado, considerando que la FLC pretende informar sobre el estado de deformaciones al 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. En líneas generales, estas metodologías se basan en el análisis de la evolución temporal de alguna de las variables del proceso y en el establecimiento de una condición crítica para determinar el valor de deformación límite. Algunos métodos en esta línea se basan en la evolución temporal de la distribución de la deformación principal máxima (ϵ_I) y su gradiente espacial (Geiger y Merklein, 2003), de la velocidad de deformación principal máxima (Situ et al., 2007; Huang et al., 2008; Merklein et al., 2010; Li et al., 2013; Martínez-Donaire et al., 2014), de la diferencia de los incrementos de deformación máxima (Feldmann et al., 2009), de la deformación en el espesor (ϵ_{III}) y su derivada primera (Eberle et al., 2008; Volk y Hora, 2010), del análisis del cambio en altura de la topografía de la superficie de las probetas (Wang et al., 2014), entre otros. De acuerdo con el trabajo de Roatta et al. (2020) el análisis de Merklein es uno de los más prometedores ya que puede basarse únicamente en la deformación dentro de la inestabilidad y es de naturaleza puramente matemática, lo que elimina las interpretaciones y los errores humanos. Sin embargo, los resultados son inconsistentes de un ensayo a otro, lo que no permite tener repetitividad confiable entre ensayos y con diferentes caminos de tensión. Aplicando el análisis del coeficiente de correlación deslizante de Hotz et al. (2013) se obtuvieron mejores resultados, pero el ruido experimental en el coeficiente de correlación genera incertidumbre en la ubicación exacta de la curvatura máxima en la curva de aceleración de la deformación. Roatta et al. (2020) propusieron una técnica para suavizar los datos de deformación-tiempo para obtener una correspondencia entre los coeficientes de correlación calculados por las técnicas de Merklein et al. (2010) y Hotz et al. (2013).

2.5.3.1. Técnica de Bragard y Merklein-Hotz

La deformación límite se calcula utilizando la técnica clásica de tipo Bragard discutida en la norma ISO 12004-2. De las fotografías tomadas durante el ensayo, se selecciona la imagen previa a la aparición de la fractura, la cual es utilizada para el cálculo de los campos de deformación con la técnica DIC. De acuerdo con el método, se descarta la región central en la inestabilidad basándose en los máximos de la derivada segunda espacial calculada con los datos de deformación obtenidos sobre tres líneas trazadas perpendicularmente a la inestabilidad. Luego, se ajustan con polinomios inversos los datos restantes a ambos lados de la inestabilidad. Los valores máximos de estos polinomios determinan las dos componentes principales (ε_I y ε_{II}) de la deformación límite (Figura 2.23).

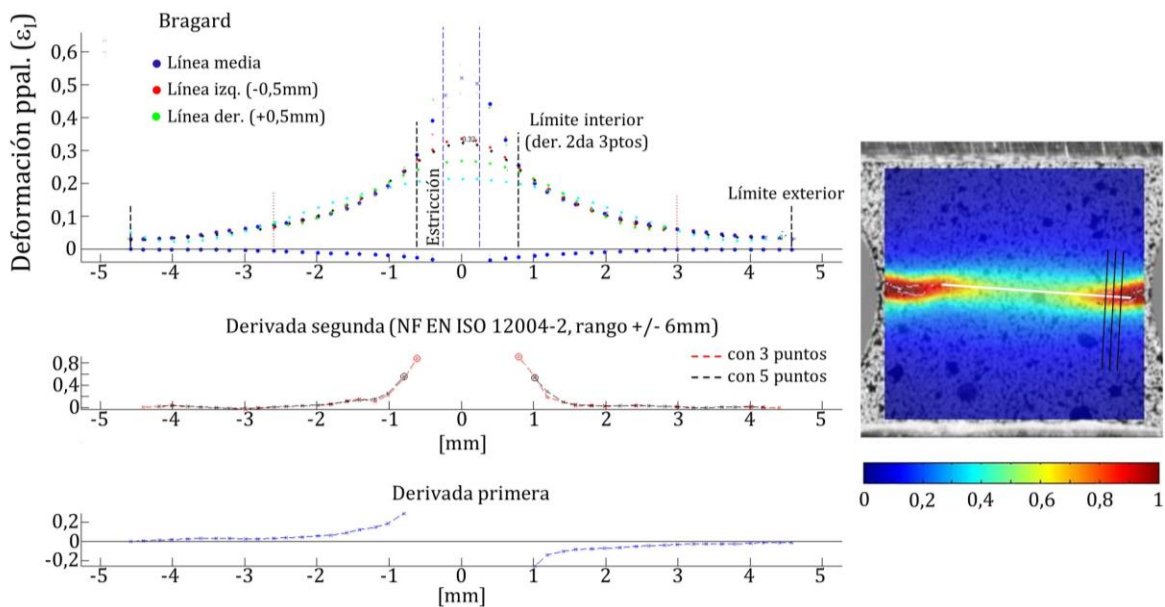


Figura 2.23: Cálculo de la deformación límite de acuerdo a la norma ISO 12004-2

La técnica propuesta por Roatta et al. (2020) suaviza los datos de deformación/tiempo para obtener una correspondencia entre los coeficientes de correlación de Merklein et al. (2010) y Hotz et al. (2013). La técnica de Merklein identifica una desviación de la linealidad en la segunda derivada de la deformación con respecto al tiempo o al número de imágenes (la aceleración de la deformación) en la zona de estrechamiento. El punto de desviación aparece como un pico en los datos del coeficiente de correlación/tiempo. La técnica de Hotz primero agrega una función lineal a los datos de deformación-aceleración y luego pasa una banda de puntos a través de los datos sumados. El coeficiente de correlación para el punto en el centro de la banda, llamado coeficiente de correlación deslizante, se calcula solo con esos puntos

dentro de la banda. De esta manera, la técnica de Hotz busca un máximo de curvatura en la curva aceleración/tiempo de la deformación suplementada. Este máximo se identifica por un valle en la curva de tiempo/coeficiente de correlación deslizante. Estas dos técnicas son independientes y, al suavizar los datos originales de deformación/tiempo antes de calcular las derivadas, se pueden hacer coincidir para dar un resultado de deformación límite único (Figura 2.24).

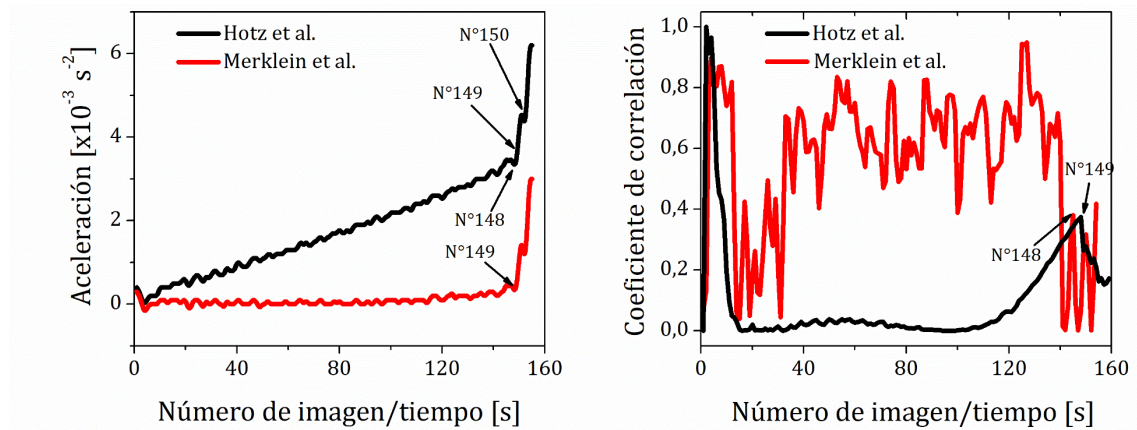


Figura 2.24: Cálculo de la deformación límite de acuerdo Roatta et al.

Tanto los métodos dependientes de la posición como los métodos dependientes del tiempo son ampliamente utilizados en la bibliografía, aunque los resultados obtenidos con ambas técnicas pueden diferir (Bertinetti et al., 2021). En particular, para una aleación de zinc (Zn-Cu-Ti) de 0,8 mm de espesor (Figura 2.25), los valores calculados con la técnica de Bragard son más conservadores que los calculados con la técnica de Merklein-Hotz. De este modo, la decisión en la utilización una técnica u otra debe ser analizada según el caso de aplicación.

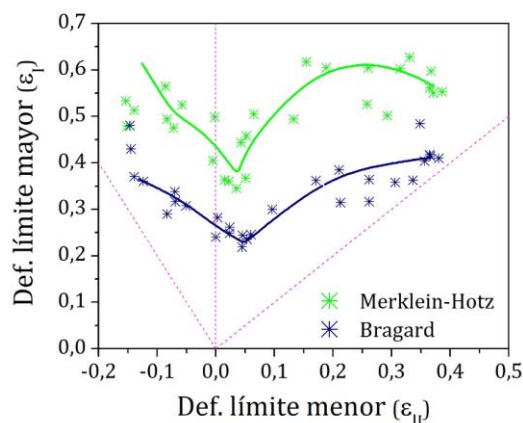


Figura 2.25: FLC calculadas con el método Merklein-Hotz y Bragard en una aleación de Zn-Cu-Ti de 0,8 mm de espesor en la orientación TD

2.5.4. Deformación severa de materiales

La deformación plástica severa (SPD) es uno de los métodos más efectivos para obtener materiales con estructura de granos ultrafinos (UFG) (Song et al., 2006). Las técnicas más utilizadas para lograr aplicar SPD son la extrusión por canal angular de sección constante (ECAE) o presión por canal angular (ECAP) y consisten en forzar al material a atravesar un canal angular por medio de una extrusión o presión, respectivamente. Estos métodos han logrado imponerse por sobre otras técnicas por su éxito y sus ventajas de aplicación; deformación uniforme a través de la sección transversal del material, eficiencia en el refinamiento de grano y la posibilidad del control microestructural usando diferentes rutas de procesamiento. Numerosos trabajos han aplicado este procesamiento para mejorar propiedades mecánicas especialmente sobre aluminio y magnesio. Sin embargo, estas técnicas no estaban disponibles para materiales laminados.

Saito et al. (1999) propusieron un ensayo para aplicar deformaciones a chapas de aluminio. El proceso consiste en colocar dos lonjas de material una encima de la otra con las superficies de contacto entre ambas previamente tratadas. Ambos materiales se unen por medio de un proceso de unión por laminación convencional. Luego el material laminado se corta en dos lonjas, se preparan las superficies de contacto, se apilan y se laminan nuevamente, repitiendo el ciclo. Este método requiere precalentar el material por debajo de la temperatura de recristalización para favorecer la unión. Los autores destacan que una de las principales ventajas es la alta productividad y la viabilidad de producir materiales con tamaños de granos finos a escalas industriales. Aunque este procesamiento no requiere de un

equipamiento sofisticado es necesario controlar la temperatura del material. En la Figura 2.26 se observa un esquema del proceso descrito.

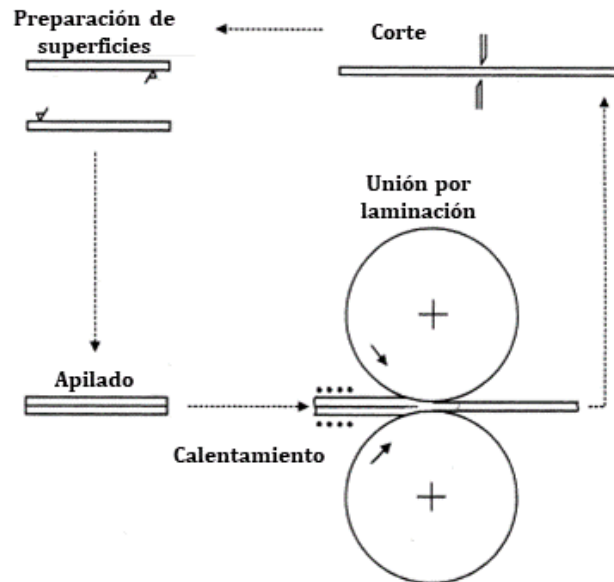


Figura 2.26: Esquema representativo del proceso de unión por laminando en varias etapas (ARB, *accumulative roll-bonding*) propuesto por Saito. et al. (1999)

Saray et al. (2009) propusieron una metodología de procesamiento ECASE (extrusión de chapas por canal angular de sección constante) y lo aplicaron en chapas de aceros IF. Su diseño fue muy simple colocando una máscara para desplazar el material del plano de laminación previo al contacto con los rodillos de laminación. De esta manera la chapa en contacto con el rodillo y con la máscara se genera esfuerzos de corte en un ángulo de 120° con respecto al plano de laminación generando una deformación a través del espesor del material. Zisman et al. (2006) diseñaron un dispositivo para ser montado en una máquina de ensayos universales y lo denominaron laminado angular por canal de sección constante (ECADS). Este proceso con dos y cuatro pases por el ECADS, lo aplicaron a una chapa de Al y estudiaron el efecto sobre la respuesta mecánica, la evolución de la textura y microestructura. Además, determinaron que el principal modo de deformación fue por corte simple complementando por un alargamiento longitudinal del material procesado. Por último, concluyeron que los resultados microestructurales y propiedades son similares a las que se obtienen con deformaciones comparables a las técnicas más avanzadas de SPD.

2.6. CONCLUSIONES

Se identificaron diferentes factores que influyen en la formabilidad y plasticidad de las chapas, enfocados en materiales que presentan estructura HCP y en particular en aleaciones de Zn. En este sentido se presentaron técnicas para la caracterización, descripción y la cuantificación de diferentes factores inherentes a los procesos termomecánicos: microestructura, textura cristalográfica y comportamiento mecánico.

La técnica de DIC en conjunto con el paquete de cálculo Ncorr permite ampliar la información de los ensayos mecánicos ya que calcula campos de deformaciones completos y detallados que no es posible con los métodos de medición convencionales, siendo de gran utilidad en la descripción de la homogeneidad o heterogeneidad de la distribución de la deformación en la probeta.

Se estudiaron ensayos no convencionales para la caracterización de la plasticidad del material más allá de la deformación por tracción uniaxial, como corte simple y la aplicación de deformación severa. En relación al ensayo de corte se realizó una revisión de distintos métodos desarrollados en el ámbito científico para la aplicación de este tipo de cargas. En base a esto se diseñó y fabricó un dispositivo para ser utilizado con el equipamiento disponible en el laboratorio de ensayos mecánicos del IFIR y que permita deformar chapas aleadas de Zn. El diseño se contempla el uso de la técnica DIC para la medición de los desplazamientos.

Se presentaron diferentes técnicas que permiten el cálculo de la FLD que se resumen en los métodos dependientes del tiempo y de la posición. Si bien ambos métodos son ampliamente utilizados en la bibliografía y permiten en trazado de la FLC, presentan diferencias notorias en los valores calculados, sobretodo en materiales con alta sensibilidad a la velocidad de deformación como es el caso del zinc. Si bien las dos técnicas resultan confiables, la propuesta de Bragard es más conservadora y es aún hoy en día la única normalizada.

2.7. REFERENCIAS

- Achulz, L. G. (1949). A direct Method of Determining Preferred Orientation of a Flat Reflection Sample Using a Geiger Counter X-Ray Spectrometer, *Journal of Applied Physics* 20, 1030–1033, <https://doi.org/10.1063/1.1698268>
- Allwood, J. M. Shouler, D. R. (2009). Generalised forming limit diagrams showing increased forming limits with non-planar stress states, *International Journal of Plasticity*, 25, 7, pp. 1207-1230. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.11.001>.
- ASTM. (2004). E8/E8M: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM Book of Standards. doi:10.1520/E0008

ASTM E646 (200) Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n-Values) of Metallic Sheet Materials. ASTM Book of Standards

ASTM D5379, 1993. Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method, ASTM Book of Standards.

Bell, R. L., y Cahn, R. W. (1957). The dynamics of twinning and the interrelation of slip and twinning in zinc crystals. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 239(1219), 494-521. doi:10.1098/rspa.1957.0058

Bertinetti, M. A., Roatta, Analía, Nicoletti, Emanuel, Leonard, Martín E., Stout, Michael, y Signorelli, Javier W. (2021). How Strain-Rate Sensitivity Creates Two Forming-Limit Diagrams: BragardType Versus Instability-Strain, Correlation-Coefficient-Based Temporal Curves. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(6), 4183-4193. doi:10.1007/s11665-021-05745-w

Blaber, J, Adair, B, y Antoniou, A, 2015. Ncorr: Open-Source 2D Digital Image Correlation Matlab Software. *Experimental Mechanics*, 55(6), 1105-1122. doi:10.1007/s11340-015-0009-1

Bouvier, S., Haddadi, H., Levée, P., y Teodosiu, C. (2006). Simple shear tests: Experimental techniques and characterization of the plastic anisotropy of rolled sheets at large strains. *Journal of Materials Processing Technology*, 172(1), 96-103. doi:10.1016/j.jmatprotec.2005.09.003.

Bragard, A., Baret, J. C., y Bonnarens, H. (1972). A simplified technique to determine the FLD at the onset of necking. *Rapport Centre de Recherche de la Metallurgie*, 33 (December), 53-63.

Britton, T. B., Dunne, F. P. E., y Wilkinson, A. J. (2015). On the mechanistic basis of deformation at the microscale in hexagonal close-packed metals. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 471(2178), 20140881. doi:10.1098/rspa.2014.0881

Brosius, A., Yin, Q., Güner, A., Tekkaya, A.E. (2011). A new shear test for sheet metal characterization. *Steel Research International*, 82, 323–328.

Bunge, H. J. (1982). *Texture Analysis in Materials Science*, London, Butterworths.

Carroll, J.D., Abuzaid, W., Lambros, J. Sehitoglu, H. (2013). High resolution digital image correlation measurements of strain accumulation in fatigue crack growth. *Int J Fatigue* 57:140–150

Comley, P, 2008. ASTM E2448—A Unified Test for Determining SPF Properties, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 17(2), pp. 183-186.

Conrad H., Demeri M.Y., Bhatt D., 1978. Effects of material parameters including strain-rate sensitivity of the flow stress on the stretch formability of sheet metal. In: Hecker SS, Ghosh AK, Gegel HL (eds) *Formability: Analysis modeling and experimentation*. Metal Society of AIME, New York, 208–231.

Daly S, Ravichandran G, Bhattacharya K, 2007. Stress-induced martensitic phase transformation in thin sheets of Nitinol. *Acta Mater* 55(10):3593–3600

d'Hayer R., Bragard A.. (1975). Determination of the limiting strains at the onset of necking. *Centre for Research in Metallurgy* 42, 33-35

Dickinson A S, Taylor A C, Ozturk H, Browne M, 2011. Experimental validation of a finite element model of the proximal femur using digital image correlation and a composite bone model. *Engineering, Journal of Biomechanical*.

Dieter G.E., 1967. *Metalurgia Mecánica*. Aguilar, S.A. Askeland

- Eberle, B., Volk, W., Hora, P. (2008). Automatic approach in the evaluation of the experimental FLC with a full 2D approach based on a time depending method. In: Proc. 7th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes, Numisheet, Interlaken, Switzerland, 279-284.
- Engler, O., y Randle, V. (2010). Introduction to Texture Analysis (2nd. Ed.). Boca Raton, FL.: CRC Press.
- Erichsen AM (1914) A new test for thin sheets. Stahl und Eisen 34, pp. 879–882 (en alemán).
- Feldmann, P., Schatz, M., Aswendt, P. (2009). Automatic FLC-value determination from 4D strain data. In: Proc. Biennial Congress of the IDDRG, Colorado, USA, 533-546.
- Franck C, Maskarinec S A, Tirrell D A, Ravichandran G., 2011. Three-dimensional traction force microscopy: a new tool for quantifying cell-matrix interactions. PLoS One 6(3):e17833
- Geiger, M., Merklein, M. (2003). Determination of forming limit diagrams. In: Proc. Annals of CIRP 51, 213-216.
- Genevois, P., Teodosiu, C., Moussy, F. (1990). The test of simple shear: experimental techniques and application to the identification of constitutive laws for metal sheet. Proceedings of the 16th International Congress IDDRG'90, Borlange, Sweden.
- Gensamer, M. (1946). Strength and ductility. Transactions of the American Society for Metals 36:30–60.
- Gilman, J. J. (1956). Plastic anisotropy of zinc monocrystals. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 206, 1326-1336.
- Gilmour K R, Leacock A G, Ashbridge M.T.J., 2004. The influence of plastic strain ratios on the numerical modelling of stretch forming. Journal of Materials Processing Technology 152, 11.
- Goodwin, G.M. (1968). Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop. Society of Automotive Engineers No. 680093, 380–387.
- Graf A.F., Hosford W.F., 1994. The influence of strain-path changes on forming limit diagrams of Al 6111 T4. International Journal of Mechanical Sciences 36, 897-910.
- Grumbach M., Sanz G., 1972. Influence of various parameters on forming limit curves. Revue de Metallurgie 61, 273–290.
- G'Sell, C., Boni, S. & Shrivastava, S. (1983) Application of the plane simple shear test for determination of the plastic behaviour of solid polymers at large strains. Journal of Materials Science, 18, 903–918. <https://doi.org/10.1007/BF00745590>
- Hecker S.S., 1975. Simple technique for determining forming limit curves. Sheet Metal Industries 52, 671-676
- Hirsch, J., y Al-Samman, T. (2013). Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications. Acta Materialia, 61(3), 818-843. doi:10.1016/j.actamat.2012.10.044.
- Hotz, W., Merklein, M., Kuppert, A., Friebe, H., Klein, M. (2013). Time Dependent FLC Determination: Comparison of Different Algorithms to Detect the Onset of Unstable Necking Before Fracture, Key Engineering Materials, 549, p 397–404
- Hu, Z., Rauch, E. F., Teodosiu, C. (1992). Work-hardening behavior of mild steel under stress reversal at large strains, International Journal of Plasticity, 8, 7, 839-856, ISSN 0749-6419, [https://doi.org/10.1016/0749-6419\(92\)90006-X](https://doi.org/10.1016/0749-6419(92)90006-X).

Huang, G., Sriram, S., Yan, B. (2008). Digital image correlation technique and its application in forming limit curve determination. In: Proceedings of the IDDRG 2008 International conference, Olofstrom, Sweden, 153–162.

Iosipescu, N, 1967. New accurate procedure for single shear testing of metals, *Journal of Materials*, 2.

Jansen Y., 2013. Modélisation et optimisation du processus de formage de pièces en zinc. Tesis Doctoral. Centre de Mise en Forme des Matériaux (CEMEF), l'École nationale supérieure des mines de Paris (en Francés).

Jerabek M, Major Z, Lang R, 2010. Strain determination of polymeric materials using digital image correlation. *Polym Test* 29(3): 407–416

Kaftanoglu, B., Alexander, J.M. (1962). An investigation of the Erichsen test. *Journal of the Institute of Metals* 90, pp. 457–470

Keeler, S. P. (1961). Plastic instability and fracture in sheet stretched over rigid punches, PhD Thesis, Massachusetts Institute of Technology, Boston, MA.

Keeler S.P., Backofen W.A., 1963. Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches. *ASM Transactions* 56, 25-48

Keeler S.P., 1965. Determination of Forming Limits in Automotive Stampings. Society of Automotive Engineers, Technical paper No. 650535.

Kelly, A., Groves, G. W. and Kidd, P., 2000. *Crystallography and Crystal Defects*. Chichester, John Wiley & Sons Ltd.

Kokkonen, V., Hygren, G. (1959). Investigation into the accuracy of the Erichsen cupping test. *Sheet Metal Industries* 36, pp. 167–178.

Lankford, W T, Snyder, S C, y Bausher, J A, 1950. New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets. *Transactions of the American Society of Metals*, 42, 1197–1205.

Leonard, M, Nicoletti, E, Roatta, A, Stout, M, Bolmaro, R y Signorelli, J W, 2019. Estudio de la anisotropía mecánica en chapas de zinc y su relación con la textura cristalográfica. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, S8(1), 43–47.

Leonard, M., Moussa, C., Roatta, A., Seret, A., y Signorelli, J.W. (2020). Continuous dynamic recrystallization in a Zn–Cu–Ti sheet subjected to bilinear tensile strain. *Materials Science and Engineering: A*, 789, 139689/1–11.

Li, J., Carsley, J., Stoughton, T., Hector, Jr. L., Hu, L. (2013). Forming limit analysis for two-stage forming of 5182-O aluminum sheet with intermediate annealing. *International Journal of Plasticity* 45, 21-43.

Lin S B, Ding J L , Brem J C, 1995. Experimental study of the plastic yielding of rolled sheet metals with the cruciform plate specimen. *International Journal of Plasticity* 11, 583-604.

Luque, A., Ghazisaeidi, M. y Curtin, W. A., Deformation modes in magnesium (0 0 0 1) and (0 1-1 1) single crystals: simulations versus experiments, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 21, 045010, doi:10.1088/0965-0393/21/4/045010

Manach, P.Y. (1989). Analyse par simulations numeriques des non-homogénéités au cours d'essais mecaniques, *Memoire de DEA Mécanique*, INPG, Grenoble, France (en francés).

Marciniak, Z. (1961). Influence of the sign change of the load on the strain hardening curve of a copper test subject to torsion, *Archives of Mechanics Stosowanj*, 13:743–51.

- Marciniak, Z., y Kuczyński, K. (1967). Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal. *International Journal of Mechanical Sciences*, 9(9), 609-620. doi:10.1016/0020-7403(67)90066-5
- Marciniak Z., Duncan J.L., Hu S.J., 2002. *Mechanics of sheet metal forming*, 2^o ed. Butterworth-Heinemann
- Martínez-Donaire, A.J., García-Lomas, F.J., Vallellano, C. (2014). New approaches to detect the onset of localised necking in sheets under through-thickness strain gradients. *Materials & Design* 57, 135-145.
- Merklein, M., Kuppert, A., Geiger, M. (2010). Time dependent determination of forming limit diagrams. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 59, 295-298.
- Merklein, M., Biasutti, M. (2011). Forward and reverse simple shear test experiments for material modeling in forming simulations, Special Edition: 10th International Conference on Technology of Plasticity, ICTP, pp. 702-707.
- Merklein, M., Schaper, M., Halle, T., Brosius, A. (2014). An experimental and numerical investigation of different shear test configurations for sheet metal characterization. *International Journal of Solids and Structures*, 51, 5, 1066-1074, <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2013.12.006>.
- Miyauchi, K. (1984). A proposal of a planar simple shear test in sheet metals. *Sci. Papers Inst. Phys. Chem. Res.*, 78(3)(1984), 27-40.
- Nakazima, K., Kikuma, T., y Hasuka, K. (1968). Study on the formability of Steel Sheets. *Yawata Technical Report*, (264), 141-154
- Olsen, T.Y. (1920). Machines for ductility testing. *Proceedings of the American Society for Testing and Materials* 20, pp.398-403
- 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, 062001. doi 10.1088/0957-0233/20/6/062001
- Percy J.H., 1980. The effect of strain rate on the FLD for sheet metal. *Annals of CIRP* 29, 151-152
- Pieła, K. (2006). Modes of plastic flow of Zn-Cu single crystals compressed along the [1120] direction. *Archives of Metallurgy and Materials*, 51(3), 475-480
- Pöhlndt, K., Tekkaya, A.E. (1985). Torsion testing – plastic deformation to high strains and strain rates, *Materials Science and Technology*, 1, 972-977.
- Randle V., 1992. *Microtexture determination and its applications*. London: The Institute of materials.
- Rauch, E.F. (1998). Plastic anisotropy of sheet metals determined by simple shear tests. *Materials Science and Engineering: A*, 241, 1-2, 179-183, ISSN 0921-5093, [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00486-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00486-3).
- Reedlunn B, Daly S, Hector L, Zavattieri P, Shaw J, 2013. Tips and tricks for characterizing shape memory wire part 5:full-field strain measurement by digital image correlation. *Exp Tech* 37(3):62-78
- Rehrl C, Kleber S, Antretter T, Pippan R, 2011. A methodology to study crystal plasticity inside a compression test sample based on image correlation and EBSD. *Mater Charact* 62(8):793-800. doi: 10.1016/j.matchar.2011.05.009
- Raghavan K.S., 1995. A Simple Technique to Generate In-Plane Forming Limit Curves and Selected Applications. *Metallurgical and Materials Transactions A* 26, 2075-2084.

- Roatta, A., Leonard, M. E., Nicoletti, E., y Signorelli, J. W. (2020). Modeling texture evolution during monotonic loading of Zn-Cu-Ti alloy sheet using the viscoplastic self-consistent polycrystal model. *Journal of Alloys and Compounds*, 860, 158425. doi:10.1016/j.jallcom.2020.158425.
- Saito Y., Utsunomiya H., Suzuki H. (1999). Novel ultra-high straining process for bulk materials-development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. *Acta Materialia*, 47, 2, pp. 579-583.
- Saray, O., Purcek, G., Karaman, I. (2010). Principles of equal-channel angular sheet extrusion (ECASE): Application to IF-steel sheets. *Reviews on Advanced Materials Science*, 25, pp. 42-51.
- Schlosser, F., 2018. Desarrollo de la modelización multiescala en agregados policristalinos HCP bajo sollicitación mecánica inducida en curso de procesos de conformado. Validación experimental en chapas de zinc texturado. Tesis Doctoral, Universidad Nacional del Sur.
- Schlosser, F, Signorelli, J W, Leonard, M, Roatta, A, Milesi, M, y Bozzolo, N, 2019. Influence of the strain path changes on the formability of a zinc sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 271, 101-110.
- Serenelli M.J., 2013. Textura, anisotropía y formabilidad límite. Una extensión del modelo de Marciniak-Kuczynski basada en plasticidad cristalina. Tesis Doctoral, Universidad Nacional de Rosario.
- Situ, Q., Jain, M., Bruhis, M. (2007). Further experimental verification of a proposed localized necking criterion. In: *Proc. Numerical Methods in Industrial Forming Processes, NUMIFORM 2007*, Porto, Portugal, 907-912.
- Song, R., Ponge, D., Raabe, D., Speer, J.G., Matlock, D.K. (2006). Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. *Materials Science and Engineering A*, 441, pp. 1-17.
- Staud, D., Merklein, M., 2009. Zug-Druck-Versuche an Miniaturproben zur Erfassung von Parametern für kinematische Verfestigungsmodelle. *Tagungsband Werkstoffprüfung, Düsseldorf*, pp. 211-218 (en alemán)
- Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W., 2009. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements*. Springer Publishing Company, Incorporated.
- Suwas, S., Ray, R. K., 2001. Effect of rolling on textures of primary and secondary α_2 produced by thermomechanical processing of the intermetallic alloy Ti-24Al-11Nb. *Scripta Materialia* 44 (2), pp. 275-280
- Tadros A.K., Mellor P.B. (1978). An experimental study of the in-plane stretching of sheet metal. *International Journal of Mechanical Sciences* 20, 121-134.
- Takashima K., Herai T., Komorida H., Horita T. (1968). Relation between the manufacturing conditions and the average strain according to the scribed circle tests in steel sheets. *La Metallurgica Italiana* 8: 757-765.
- Tonda, Hideki, y Ando, Shinji. (2002). Effect of temperature and shear direction on yield stress by {11- 22} slip in HCP metals. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33(13), 831-836. doi:10.1007/s11661-002-1015-3.
- Tong, W, 1997. Detection of plastic deformation patterns in a binary aluminum alloy. *Exp Mech* 37(4):452-459. doi:10.1007/ BF02317313.
- Vacher, P., Haddad, A., Arrieux, R. (1999). Determination of the Forming Limit Diagrams Using Image Analysis by the Correlation Method, *Annals of the CIRP*, Vol. 48.

- Vankudre H V, Date P P, 1997. Some investigations on the variation of the normal anisotropy during the forming of sheet metal. Proc. of the Shemet Conference, 167-178.
- Veerman C., Hartman L., Peels J.J., Neve R.F. (1971). Determination of appearing and admissible strains in cold-reduced sheets. Sheet Metal Industries 48, 687-694.
- 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 TiO₂ anodic coatings at 60V. Materials Characterization 131, pp. 348-358.
- Volk. W., Hora. P. (2010). New algorithm for a robust user-independent evaluation of beginning instability for the experimental FLC determination. International Journal of Material Forming 4, 339-346.
- von Mises R.V., 1928. Mechanik der plastischen formänderung von Kristallen. Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik 8, 161–185 (en alemán)
- Wagoner R.H., Chan K.S., Keeler S.P., 1989. Forming Limits Diagrams: Concepts, Methods and Applications, TMS-AIME.
- Wang H, Lai W, Antoniou A, Bastawros A, 2014. Application of digital image correlation for multiscale biomechanics. In: Corey Neu GG (ed) CRC handbook of imaging in biological mechanics. CRC Press, Oxfords, pp 141–151
- Wang, K., Carsley, J.E., He, B., Li, J., Zhang, L. (2014). Measuring forming limit strains with digital image correlation analysis. Journal of Materials Processing Technology 214, 1120-1130.
- Wang, Y. N., y Huang, J. C. (2003). Texture analysis in hexagonal materials. Materials Chemistry and Physics, 81(1), 11-26. doi:10.1016/S0254-0584(03)00168-8.
- Wenk, H.-R., van Houtte, P., 2004. Texture and anisotropy. Rep. Prog. Phys. 67, 1367–1428.
- Wright, S. I, 2005, Orientation Texture, Encyclopedia of Condensed Matter Physics, Elsevier, Pages 221-233, ISBN 9780123694010, doi.org/10.1016/B0-12-369401-9/00696-3.
- Wright, S. I., Hielscher, R., 2016. Structures: Orientation Texture. Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, Elsevier.
- Wright, S. I., Nowell, M. M., y Field, D. P. (2011). A Review of Strain Analysis Using Electron Backscatter Diffraction. Microscopy and Microanalysis, 17(03), 316-329. doi:10.1017/S1431927611000055
- Yin, Q., Zillmann, B., Suttner, S., Gerstein, G., Biasutti, M., Tekkaya, A. E., Wagner, M. F.-X.,
- Yokai, M., Alexander, J.M. (1967). A further investigation of the Erichsen test. Sheet Metal Industries 44, pp. 466–475.
- Zhang D, Eggleton C, Arola D, 2002. Evaluating the mechanical behavior of arterial tissue using digital image correlation. ExpMech 42(4):409–416. doi:10.1007/BF02412146
- Zisman, A.A., Rybin, V.V., Van Boxel S., Seefeldt, M., Verlinden, B. (2006). Equal channel angular drawing of aluminium sheet, Materials Science and Engineering: A, 427, 1–2, pp. 123-129, https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.007.

Formulación del modelo viscoplástico policristalino autoconsistente VPSC

RESUMEN

En el presente capítulo se realiza una descripción de la plasticidad del cristal simple y de las leyes que rigen la evolución del endurecimiento de los mismos, junto con los modelos de homogeneización más utilizados y desarrollados para la descripción del comportamiento mecánico y evolución de la textura cristalográfica del material. En este sentido, se describe el modelo policristalino viscoplástico autoconsistente (VPSC) utilizado para aproximar el estado de deformación con el que se calculará el correspondiente estado de tensión en cada punto del policristal¹⁵. Al modelo VPSC incorpora el modelo con efecto de corto alcance (VPSC-SRE).

Palabras claves: modelado computacional, plasticidad cristalina, VPSC

¹⁵ Parte de este trabajo fue presentado en: Roatta, A., Leonard, M., **Nicoletti, E.**, y Signorelli, J.W. (2020). Modeling texture evolution during monotonic loading of Zn-Cu-Ti alloy sheet using the viscoplastic self-consistent polycrystal model. *Journal of Alloys and Compounds*, 860, 158425.

3.1. INTRODUCCIÓN

En el modelado de materiales policristalinos se distinguen principalmente dos tipos de modelos constitutivos de plasticidad: 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 (RVE, *Representative Volume Element*) 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 modelar y describir el comportamiento plástico de materiales hexagonales, 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 tensión 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 y que este comportamiento microscópico está íntimamente relacionado al comportamiento mecánico macroscópico. De esta manera, el modelado constitutivo de materiales policristalinos 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. 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 (1938), el de 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.

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, puede causar una alta concentración de tensiones con la consecuencia de 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 significantes 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 modelos con algunas modificaciones del de Sachs que solucionan las deficiencias del modelo original, y han sido utilizados principalmente para predecir texturas tipo brass (Leffers y Ray, 2009) y en 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 Lucke (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 granos vecinos. 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 se asume 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 efectivo homogéneo (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). 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. Estas observaciones están en mejor acuerdo con lo que se observa experimentalmente.

En lo que respecta a zinc, Sztwiertnia et al. (1985) utilizaron los modelos de Taylor y Sachs para estudiar la deformación de una chapa de zinc sometidas a laminado y tensión uniaxial. 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. 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. Los autores concluyen que el modelo de Taylor es una buena suposición para la aleación Zn-Cu-Ti ya que la presencia de la fase intermetálica alineada alrededor de los granos induce deformaciones locales similares en cada grano. De esta manera, considerando los mecanismos de deslizamiento basal, piramidal-II y maclado mecánico simularon el laminado en frío hasta un 80% de reducción, y obtuvieron resultados aceptables 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 evolución del tamaño de grano y la deformación de los mismos no es homogénea. 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 RD no coincidan, las condiciones de Taylor dejan de ser válidas.

Luego, Fundenberger et al. (1997) utilizaron el mismo modelo para calcular la tensión de fluencia y el coeficiente de Lankford en la misma aleación de 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 datos experimentales y los calculados utilizando el modelo de Taylor. Sin embargo, observaron que 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. Basándose en estos resultados, Zhang et al. (2004) propusieron calcular el historial de deformaciones ocurrido en la chapa mediante un modelo de línea de flujo elastoplástico. De este modo los incrementos de deformación sucesivos obtenidos se utilizaron como datos de entrada a un modelo de Taylor, para simular la evolución de la textura correspondiente a una chapa Zn-Cu-Ti con laminación asimétrica. Beyerlein y Tomé (2007) propusieron una ley de endurecimiento extendida a la Voce. En base a esto Borodachenkova et al. (2015) simuló ensayos de predeformación de corte simple sobre el plano de la chapa y en la dirección RD, seguida de una reversión del sentido de la carga en una chapa de Zn-Cu-Ti. Para la implementación del modelo, los autores utilizaron la linealización secante y la actividad de los modos basal, prismático, piramidal-II y maclado, sin ninguna mención a la posible evolución de la microestructura por DRX. Las texturas obtenidas son comparables con las experimentales, aunque la simulación predice componentes basales paralelas al plano de la chapa más marcadas que en la textura real. Sin entrar en la discusión sobre el modelo de endurecimiento, llama la atención que la actividad del sistema piramidal-II resulte en todo momento sensiblemente superior a la del modo basal. En trabajos previos del grupo (Schlosser y Signorelli, 2014; Schwindt et al., 2015; Schlosser, 2018) se utilizó el modelo VPSC con linealización tangente y adoptando una la ley de endurecimiento de tipo Voce para simular la respuesta mecánica en tracción, la evolución de textura y la formabilidad de una aleación Zn-Cu-Ti. En líneas generales, el modelo logra capturar adecuadamente la anisotropía en la tensión de fluencia y predecir cualitativamente la anisotropía plástica en términos de los coeficientes de Lankford, aunque en este caso se obtienen valores que sobreestiman los valores experimentales. Con un enfoque similar, Cauvin et al. (2018) estudiaron la posibilidad de simular la plasticidad de una chapa Zn-Cu-Ti adoptando la linealización afín. Lograron un buen ajuste de la respuesta mecánica y una predicción razonable de los coeficientes de Lankford calibraron los parámetros de endurecimiento de Voce mediante ensayos de tracción en RD, DD y TD. Sin embargo, al observar las figuras de polo simuladas surge el mismo problema: una intensidad sobreestimada y la separación de los polos basales en TD.

En otros materiales con estructura HCP se han desarrollado y propuesto extensiones multisitio del modelo VPSC, como son la formulación de 2-sitios (Lebensohn et al., 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 VISCOPLÁSTICO AUTOCONSISTENTE

3.2.1. Cinemática de la plasticidad y comportamiento constitutivo

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

$$\mathbf{L} = \dot{\mathbf{F}} : \mathbf{F}^{-1} = \dot{\mathbf{R}}^* : \mathbf{R}^{*T} + \mathbf{R}^* : \mathbf{L}^p : \mathbf{R}^{*T}, \quad (3-1)$$

donde \mathbf{R}^* es el tensor de rotación del cristal que transforma entre los sistemas de referencia inicial y final del cristal y en este caso representa el efecto del deslizamiento de las dislocación en la deformación de un cristal. Notando que $\mathbf{L}^p = \dot{\mathbf{F}}^p : \mathbf{F}^{p-1}$ es el gradiente de velocidad plástica que resulta del movimiento de dislocaciones sobre planos y direcciones específicas del cristal:

$$\mathbf{L}^p = \sum_s (\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s) \dot{\gamma}^s, \quad (3-2)$$

donde $\dot{\gamma}^s$ es la velocidad de deformación por corte simple aportada por cada sistema de deslizamiento, mientras que \mathbf{n}^s y \mathbf{b}^s corresponden al vectores normal al plano de deslizamiento y el vector de Burgers, respectivamente. La descomposición del tensor de Schmid ($\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s$) del sistema de deslizamiento en sus componentes simétrica (\mathbf{m}^s) y anti-simétrica (\mathbf{q}^s):

$$\mathbf{m}^s = \frac{1}{2}(\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s + \mathbf{b}^s \otimes \mathbf{n}^s), \quad (3-3)$$

$$\mathbf{q}^s = \frac{1}{2}(\mathbf{n}^s \otimes \mathbf{b}^s - \mathbf{b}^s \otimes \mathbf{n}^s), \quad (3-4)$$

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

$$\mathbf{L}^p = \mathbf{D}^p + \mathbf{W}^p, \quad (3-5)$$

siendo:

$$\mathbf{D}^p = \sum_s \mathbf{m}^s \dot{\gamma}^s, \quad (3-6)$$

$$\mathbf{W}^p = \sum_s \mathbf{q}^s \dot{\gamma}^s, \quad (3-7)$$

La deformación plástica se produce cuando un sistema de deslizamiento es activado. En un cristal simple, la mecánica de deformación por deslizamiento está gobernada por la ley de la tensión de corte crítica (Schmid, 1924; Frank, 1988), la cual se conoce como *Ley de Schmid* y describe el comportamiento plástico de un cristal simple en términos de la activación de los sistemas de deslizamiento cristalográfico. Un cristal fluirá plásticamente en un sistema s si la tensión de corte resuelta τ_r^s alcanza el valor crítico τ_c^s (CRSS) (Ec. 3-8). 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:

$$\tau_r^s = \pm \tau_c^s, \quad (3-8)$$

de acuerdo con la ley de transformación de tensores, la tensión de corte resulta sobre un dado sistema de deslizamiento puede escribirse:

$$\tau_r^s = \mathbf{m}^s : \boldsymbol{\sigma}' = \tau_c^s, \quad (3-9)$$

y si el sistema permanece bajo carga a medida que evoluciona la tensión

$$\mathbf{m}^s : \dot{\boldsymbol{\sigma}}' = \dot{\tau}_c^s, \quad (3-10)$$

donde $\boldsymbol{\sigma}'$ es el tensor de tensiones deviatorias. Para el caso de tracción uniaxial \mathbf{m}^s se reduce al producto $\cos\Phi\cos\lambda$, donde Φ y λ son los ángulos entre la dirección de la tensión aplicada con la normal al plano y la dirección de deslizamiento (Figura 3.1). El producto interno $\mathbf{m}^s : \boldsymbol{\sigma}'$ es, por lo tanto, la proyección de la tensión aplicada en la dirección de deformación de un sistema de deslizamiento particular.

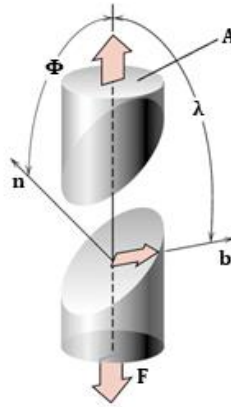


Figura 3.1: Esquema de la ley de Schmid para un ensayo de tracción uniaxial

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 resulta aplicada:

$$\dot{\gamma}^s = \dot{\gamma}_0^s \left| \frac{\tau_r^s}{\tau_c^s} \right|^n \left(\frac{\tau_r^s}{\tau_c^s} \right), \quad (3-11)$$

$$\dot{\gamma}^s(x) = \dot{\gamma}_0^s \left| \frac{\mathbf{m}^s(x) : \boldsymbol{\sigma}'(x)}{\tau_c^s(x)} \right|^n, \quad (3-12)$$

donde $\dot{\gamma}_0^s$ es una velocidad de corte simple de referencia y n es la sensibilidad a la velocidad de deformación. Esta ley potencial determina una velocidad de deformación distinta de cero en todos los sistemas, pero despreciable en aquellos donde la tensión resuelta es levemente

menor que la tensión crítica. De esta manera, el *comportamiento constitutivo viscoplástico* en cada punto del material (x) puede ser descrito por medio del tensor de velocidad de deformación deviatoria $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(x)$:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(x) = \sum_s \mathbf{m}^s(x) \dot{\gamma}^s(x) = \dot{\gamma}_0 \sum_s \mathbf{m}^s(x) \left| \frac{\mathbf{m}^s(x) : \boldsymbol{\sigma}'(x)}{\tau_c^s(x)} \right|^n \times \text{sgn}(\mathbf{m}^s(x) : \boldsymbol{\sigma}'(x)), \quad (3-13)$$

La suma de la ecuación anterior se realiza sobre todos los sistemas potencialmente activos. Reordenando la ecuación resulta:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(x) = \dot{\gamma}_0 \sum_s \frac{\mathbf{m}^s(x) \otimes \mathbf{m}^s(x)}{\tau_c^s(x)} \left| \frac{\mathbf{m}^s(x) : \boldsymbol{\sigma}'(x)}{\tau_c^s(x)} \right|^{n-1} : \boldsymbol{\sigma}'(x), \quad (3-14)$$

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

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(x) = \mathbf{M}^{(C)}(x) : \boldsymbol{\sigma}'(x) + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{0(C)}(x), \quad (3-15)$$

donde $\mathbf{M}^{(C)}$ es el módulo viscoplástico del cristal y $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{0(C)}$ un término independiente resultado de la linealización. Los valores de ambos dependen de la estrategia de linealización elegida. Tomando el promedio volumétrico del cristal se obtiene:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{(C)} = \mathbf{M}^{(C)} : \boldsymbol{\sigma}'^{(C)} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{0(C)}, \quad (3-16)$$

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

A nivel macroscópico, la respuesta del policristal se asume descrita por una ecuación análoga a la ecuación (3-15). Siendo $\dot{\mathbf{E}}$ el tensor deviatorio de la velocidad de deformación y $\boldsymbol{\Sigma}'$ el tensor deviatorio tensión, del policristal:

$$\dot{\mathbf{E}} = \mathbf{M}:\Sigma' + \dot{\mathbf{E}}^0, \quad (3-17)$$

La ecuación (3-17) 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 del policristal. Cada grano, también caracterizado por su módulo viscoplástico $\mathbf{M}^{(C)}$ y su velocidad de deformación de referencia $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{0(C)}$ es un cambio considerando 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 Eshelby. Mediante esta metodología, 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), $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^*$, que provoca la misma tensión en la inclusión y su alrededor que la inhomogeneidad. Considerando las ecuaciones (3-15) y (3-17) la condición que debe cumplir $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^*$ dentro del dominio de la inclusión es:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(x) = \mathbf{M}:\boldsymbol{\sigma}' + \dot{\mathbf{E}}^0 + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{*(C)}, \quad (3-18)$$

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

$$\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} - \dot{\mathbf{E}}, \quad (3-19)$$

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}}' = \boldsymbol{\sigma}' - \Sigma', \quad (3-20)$$

Reemplazando las ecuaciones (3-19) y (3-20) en la (3-18) y considerando la (3-17) se obtiene la siguiente relación:

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}}' = \mathcal{L}:(\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}} - \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^*), \quad (3-21)$$

donde $\mathcal{L}=\mathbf{M}^{-1}$. Combinando la ecuación (3-21) con la condición de equilibrio lleva a:

$$\sigma_{ij,j} = \tilde{\sigma}_{ij,j} = \tilde{\sigma}'_{ij,j} + \tilde{\sigma}_i^m, \quad (3-22)$$

donde σ_{ij} y σ^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:

$$\tilde{\epsilon}_{ij} = \frac{1}{2}(\tilde{V}_{ij} + \tilde{V}_{ji}), \quad (3-23)$$

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

$$\begin{cases} \mathcal{L}_{ijkl}\tilde{V}_{k,lj} + \tilde{\sigma}_i^m + \varphi_{ijkl}=0 \\ \tilde{V}_{k,k}=0 \end{cases}, \quad (3-24)$$

donde:

$$\varphi_{ij} = -\mathcal{L}_{ijkl}\dot{\epsilon}_{kl}^*, \quad (3-25)$$

define una heterogeneidad denominada *campo de polarización*. Su divergencia $\varphi_{ij,j}$ es un campo de fuerza ficticia volumétrica. El sistema (3-24) consiste de cuatro ecuaciones diferenciales con cuatro incógnitas: tres son las componentes del vector desviación de la velocidad \tilde{V}_i , y la restante es la desviación media de la tensión $\tilde{\sigma}^m$. Un sistema de N ecuaciones diferenciales con un sistema de 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:

$$\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{(C)} = \mathbf{S} : \boldsymbol{\varepsilon}^{*(C)}, \quad (3-26)$$

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

3.2.2. Ecuaciones de interacción y localización

Si se toman los promedios volumétricos sobre todo el dominio de la inclusión en cada término de la ecuación (3-21) se obtiene la *ecuación de iteración*:

$$\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{(C)} = -\tilde{\mathbf{M}} : \tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{(C)}, \quad (3-27)$$

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

$$\tilde{\mathbf{M}} = (\mathbf{I} - \mathbf{S})^{-1} : \mathbf{S} : \mathbf{M}, \quad (3-28)$$

donde \mathbf{I} es el tensor de identidad de cuarto orden. Al reemplazar las ecuaciones constitutivas de la inclusión y el medio homogéneo en la ecuación de interacción (3-27), y posteriormente trabajar la expresión algebraicamente, se obtiene la ecuación de localización:

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{(C)} = \mathbf{B}^{(C)} : \boldsymbol{\Sigma}' + \mathbf{b}^{(C)}, \quad (3-29)$$

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

$$\mathbf{B}^{(C)} = (\mathbf{M}^{(C)} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}}), \quad (3-30)$$

$$\mathbf{b}^{(C)} = (\mathbf{M}^{(C)} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\dot{\mathbf{E}}^0 + \boldsymbol{\varepsilon}^{0(C)}), \quad (3-31)$$

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 en general 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 por ejemplo mediante un método de punto fijo.

Si se reemplaza la ecuación de localización (3-29) en la ecuación constitutiva local del grano (3-14) se llega a:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{(C)} = \mathbf{M}^{(C)} : \mathbf{B}^{(C)} : \boldsymbol{\Sigma}' + \mathbf{B}^{(C)} : \mathbf{b}^{(C)} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{0(C)}, \quad (3-32)$$

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 expresa como:

$$\dot{\mathbf{E}} = \langle \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{(C)} \rangle, \quad (3-33)$$

Por medio de la ecuación constitutiva macroscópica (3-16) se obtienen las *ecuaciones autoconsistentes* del módulo viscoplástico y el término independiente del HEM:

$$\mathbf{M} = \langle \mathbf{M}^{(C)} + \mathbf{B}^{(C)} \rangle, \quad (3-34)$$

$$\mathbf{M} = \langle \mathbf{M}^{(C)} : \mathbf{b}^{(C)} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{0(C)} \rangle, \quad (3-35)$$

Las ecuaciones (3-34) y (3-35) muestran que el módulo viscoplástico y el término independiente del policristal son dados por el promedio de los valores de los cristales, ponderados por la fracción en volumen, y los tensores de localización. Como $\mathbf{B}^{(C)}$ es función de \mathbf{M} tanto de manera explícita como mediante la dependencia de $\tilde{\mathbf{M}}$ con \mathbf{M} , la ecuación (3-34) es una ecuación implícita de la cual \mathbf{M} deber ser obtenido de manera autoconsistente.

Análogamente sucede con la ecuación (3-35) y el término independiente $\dot{\mathbf{E}}^0$. La figura x representa esquemáticamente y de manera muy simplificada el principio de la modelización autoconsistente.

El algoritmo para el proceso de cálculo comienza con un primer paso siguiendo un cálculo de Taylor, esto es $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{(c)} = \dot{\mathbf{E}}$ 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 (3-18) y luego se obtienen valores iniciales de $\mathbf{M}^{(c)}$ y $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{0(c)}$ 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 (3-8), 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 \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 (3-26) y (3-27). 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 (3-21). 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:

$$\dot{\gamma}^{s(c)} = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\mathbf{m}^{s(c)} : \boldsymbol{\sigma}^{(c)}}{\tau_0^s(x)} \right|^n \times \text{sgn}(\mathbf{m}^{s(c)} : \boldsymbol{\sigma}^{(c)}), \quad (3-36)$$

Algoritmo viscoplástico autoconsistente

1. Paso incremental $\mathbf{L}, \Delta t$

Primer paso (cálculo tipo Taylor)

Cálculo de: $\boldsymbol{\sigma}'(x), \mathbf{m}^s, \mathbf{M}$

2. Cálculo del tensor de Eshelby¹⁶ (partes simétrica y anti-simétrica): \mathbf{S} y $\mathbf{\Pi}$

Cálculo del tensor de interacción: $\tilde{\mathbf{M}} = (\mathbf{I} - \mathbf{S})^{-1} : \mathbf{S} : \mathbf{M}$

Cálculo del tensor de localización: $\mathbf{B}^{(c)} = (\mathbf{M}^{(c)} + \tilde{\mathbf{M}})^{-1} : (\mathbf{M} + \tilde{\mathbf{M}})$

Cálculo del módulo secante macroscópico: $\mathbf{M} = \langle \mathbf{M}^{(c)} : \mathbf{B}^{(c)} \rangle$

3. Resolución de las condiciones de borde: $\boldsymbol{\Sigma}' = \mathbf{M}^{-1} \dot{\mathbf{E}}$

Evaluación de $\langle \mathbf{S} \rangle$ y $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{(c)}$ (necesarios para el cálculo de más de un elipsoide)

$$\langle \boldsymbol{\sigma}' \rangle^* = \langle \mathbf{B} \rangle^{-1} \langle \boldsymbol{\sigma}' \rangle$$

$$\dot{\mathbf{E}}^* = \mathbf{M} \langle \mathbf{B} \rangle^{-1} \boldsymbol{\Sigma}'$$

Cálculo de las tensiones microscópicas $\boldsymbol{\sigma}'$: $\dot{\gamma}_0 \sum_s \mathbf{m}^s \left| \frac{\mathbf{m}^s \cdot \boldsymbol{\sigma}'}{\tau_c^s} \right|^n - \dot{\mathbf{E}}^* = \tilde{\mathbf{M}}(\boldsymbol{\sigma}' - \langle \mathbf{S} \rangle^*)$

Evaluación de $\dot{\gamma}^s, \dot{\boldsymbol{\epsilon}}, \mathbf{M}^{(c)}$

Verificación global: $\dot{\boldsymbol{\epsilon}} \|\langle \dot{\boldsymbol{\epsilon}} \rangle - \dot{\mathbf{E}}\| \leq tol?$

$\dot{\boldsymbol{\sigma}} \|\langle \boldsymbol{\sigma}' \rangle - \boldsymbol{\Sigma}'\| \leq tol?$

NO \rightarrow Volver a 2

$\dot{\boldsymbol{\sigma}} \|\boldsymbol{\sigma}' - \text{propuestas } \boldsymbol{\sigma}'\| \leq tol?$

4.

Cálculo de las velocidades de rotación locales $\dot{\boldsymbol{\omega}}^{(c)} = \dot{\boldsymbol{\Omega}} + \tilde{\boldsymbol{\omega}}^{(c)} + \dot{\boldsymbol{\omega}}^{p(c)}$

Cálculo de las reorientaciones $\mathbf{R}^* = \mathbf{R}_{ant}^* \exp(\dot{\boldsymbol{\omega}} \Delta t)$ y nuevas formas de grano

$$\mathbf{V}^2 = \mathbf{F} \mathbf{F}^T$$

Actualización de las CRSS

Siguiente paso incremental

3.2.3. Actualización de orientaciones y forma de grano

Las velocidades de deformación de corte simple de cada cristal se utilizan para calcular la velocidad de rotación de la red cristalina asociado a la evolución de la textura:

$$\dot{\boldsymbol{\omega}}^{(c)} = \dot{\boldsymbol{\Omega}} + \tilde{\boldsymbol{\omega}}^{(c)} + \dot{\boldsymbol{\omega}}^{p(c)}, \quad (3-37)$$

siendo:

¹⁶ En el caso de un material bifásico se debe calcular un tensor de Eshelby por fase.

$$\tilde{\boldsymbol{\omega}}^{(c)} = \boldsymbol{\Pi} : \mathbf{S}^{-1} : \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}^{(c)}, \quad (3-38)$$

$$\tilde{\boldsymbol{\omega}}^{p(c)} = \sum_s \mathbf{q}^{s(c)} \dot{\gamma}^{s(c)}, \quad (3-39)$$

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 granos.

La forma de grano es aproximada a un elipsoide donde se forma y orientación puede cambiar en función de la sollicitación aplicada. El cambio de la forma y orientación puede describirse considerando la evolución del tensor gradiente de deformación $\dot{\mathbf{F}}$. Asumiendo que $\mathbf{F} = \mathbf{I}$, el cambio del gradiente de deformación, sobre la trayectoria dada se caracteriza por el tensor gradiente de velocidad \mathbf{L} (3-1). En esta forma \mathbf{F} contiene la información tanto de la deformación como de la rotación:

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}_{ant} + \dot{\mathbf{F}}_{ant} \Delta t = (\mathbf{I} + \mathbf{L} \Delta t) \mathbf{F}_{ant}, \quad (3-40)$$

3.2.4. 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.

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

$$\mathbf{M}_{sec}^{(c)} = \dot{\gamma}_0 \sum_s \frac{\mathbf{m}^{s(c)} \otimes \mathbf{m}^{s(c)}}{\tau_c^{s(c)}} \left(\frac{\mathbf{m}^{s(c)} : \boldsymbol{\sigma}'^{(c)}}{\tau_c^{s(c)}} \right)^{n-1}, \quad (3-41)$$

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{sec}^{0(c)} = 0, \quad (3-42)$$

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

$$\mathbf{M}_{aff}^{(C)} = n\dot{\gamma}_0 \sum_s \frac{\mathbf{m}^{s(C)} \otimes \mathbf{m}^{s(C)}}{\tau_c^{s(C)}} \left(\frac{\mathbf{m}^{s(C)} \cdot \boldsymbol{\sigma}'^{(C)}}{\tau_c^{s(C)}} \right)^{n-1}, \quad (3-43)$$

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{aff}^{0(C)} = (1-n)\dot{\gamma}_0 \sum_s \left(\frac{\mathbf{m}^{s(C)} \cdot \boldsymbol{\sigma}'^{(C)}}{\tau_c^{s(C)}} \right)^n \times sgn(\mathbf{m}^{s(C)} \cdot \boldsymbol{\sigma}'^{(C)}), \quad (3-44)$$

En la *aproximación tangente* (Molinari et al., 1987; Lebensohn y Tomé, 1993), los módulos son, formalmente, iguales a los de la aproximación afín: $\mathbf{M}_{tg}^{(C)} = \mathbf{M}_{aff}^{(C)}$ 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 (3-41) 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:

$$\tilde{\mathbf{M}} = (\mathbf{I} - \mathbf{S})^{-1} : \mathbf{S} : \mathbf{M}_{tg} = n(\mathbf{I} - \mathbf{S})^{-1} : \mathbf{S} : \mathbf{M}_{sec}, \quad (3-45)$$

Cualitativamente la ecuación (3-45) 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 ∞ , 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.

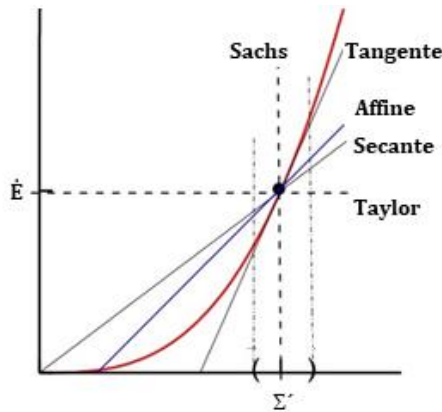


Figura 3.2: Representación esquemática unidimensional de la linealización de la tensión contra la velocidad de deformación en la vecindad de las magnitudes macroscópicas ($\dot{\mathbf{E}}, \dot{\Sigma}$) para diferentes tipos de suposiciones de interacción.

3.2.5. Endurecimiento por deformación

La deformación plástica 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):

$$\hat{\tau}_c^s = \tau_0^s + (\tau_1^s + \theta_1^s \gamma_{tot}) \left(1 - \exp\left(-\gamma_{tot} \left| \frac{\theta_0^s}{\tau_1^s} \right| \right) \right), \quad (3-46)$$

donde τ_0^s es la tensión de corte crítica resuelta inicial, θ_0^s la velocidad de endurecimiento inicial, θ_1^s la velocidad de corte asintótica y $(\tau_0^s + \tau_1^s)$ la tensión de corte crítica extrapolada. Por otro lado, γ_{tot} es la deformación de corte simple acumulada en el cristal:

$$\gamma_{tot} = \int_0^t \sum_s |\dot{\gamma}^s| dt, \quad (3-47)$$

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:

$$\Delta\tau^s = \frac{d\hat{\tau}_c^s}{d\gamma_{tot}} \sum_{s'} h^{ss'} \Delta\gamma^{s'}, \quad (3-48)$$

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

$$\frac{d\hat{\tau}_c^s}{d\gamma_{tot}} = \left[\theta_1 + \left(\left| \frac{\theta_0}{\tau_1} \right| \tau_1 - \theta_1 \right) \exp\left(-\gamma_{tot} \left| \frac{\theta_0}{\tau_1} \right| \right) + \left| \frac{\theta_0}{\tau_1} \right| \theta_1 \gamma_{tot} \exp\left(-\gamma_{tot} \left| \frac{\theta_0}{\tau_1} \right| \right) \right], \quad (3-49)$$

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

$$h^{ss'} = h \quad \text{si} \quad s = s', \quad (3-50)$$

$$h^{ss'} = qh \quad \text{si} \quad s \neq s', \quad (3-51)$$

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.

3.3. INTEGRACIÓN DEL EFECTO DE CORTO ALCANCE AL MODELO VPSC (VPSC-SRE)

Los antecedentes discutidos acerca del modelado de la plasticidad de la chapa Zn-Cu-Ti, sugieren que el efecto de la fragmentación granular por CDRX debe ser contemplado en la evolución microestructural de esta aleación, al menos en lo que respecta a la textura cristalográfica. El mecanismo de fragmentación por CDRX, con su correspondiente efecto de corto alcance sobre la textura, puede ser empíricamente emulado forzando la continuidad del campo de rotación reticular entre grupos de orientaciones elegidas aleatoriamente. Esta idea se basa en una propuesta implementada originalmente para simular la evolución promedio de los ángulos de misorientación de un metal FCC bajo corte puro (Bolmaro et al., 2000). El mismo concepto fue luego adoptado para simular el efecto de la co-rotación intergranular en la anisotropía mecánica de aluminio laminado y recristalizado (Tomé et al., 2002); heterogeneidades en la evolución de textura de alambres de Cu-Fe trefilados (Bolmaro et al., 2006) y deformación plástica severa de aleaciones de Al (Signorelli et al., 2006). Más recientemente, Takajo et al. (2019) aplicaron este esquema de granos vecinos para la simulación de acero de ultra-bajo carbono durante laminado en frío, y hallaron que la predicción de la intensidad de las fibras de textura es superior que cuando el modelado no contempla esta interacción entre los granos.

Basándonos en estos antecedentes, y con la premisa de mantener el modelo lo más simple posible, la velocidad de rotación reticular asociada a cada grano [ecuación (3-37)] es modificada de manera *ad-hoc* con el fin de describir el efecto de corto alcance (SRE) debido a la CDRX. De esta manera, la velocidad de rotación efectiva de la red cristalina de cada grano se expresa como:

$$\dot{\omega}_i^{(C)} = \dot{\Omega} + \frac{1}{N} \sum_{k=1}^N \tilde{\omega}_k^{(C)} + \frac{1}{N} \sum_{k=1}^N \sum_s \mathbf{q}_k^{s(C)} \dot{\gamma}_k^{s(C)}, \quad (3-52)$$

donde $i = 1, \dots, N$ comprende al conjunto de orientaciones asumidas como vecinas. Recordemos que el primer término de esta ecuación es la velocidad de rotación macroscópica impuesta (rotación rígida del agregado); el segundo corresponde a la acomodación de la inclusión elipsoidal con el medio efectivo; y el tercero es la rotación plástica provocada por los mecanismos de deslizamiento y maclado al interior del cristal. Normalmente, el valor de N es limitado a dos o tres como máximo. Similarmente, y para lograr la mayor simplicidad en el modelo, este valor fue mantenido constante durante el proceso de deformación. En la Figura 3-3 se ilustra el concepto del modelo mediante un esquema que considera dos orientaciones “vecinas” ($N=2$). Cabe realizar dos observaciones importantes sobre este esquema en relación a la evolución estándar de la orientación en el modelo tradicional: (i) granos distintos con la misma orientación inicial podrán reorientarse de forma diferente dependiendo de la asignación de vecinos; y (ii) la misorientación entre los granos agrupados permanece inalterada. La validación del esquema VPSC-SRE para emular el efecto en la evolución de la textura del fenómeno de CDRX se discutirá en el Capítulo 4.

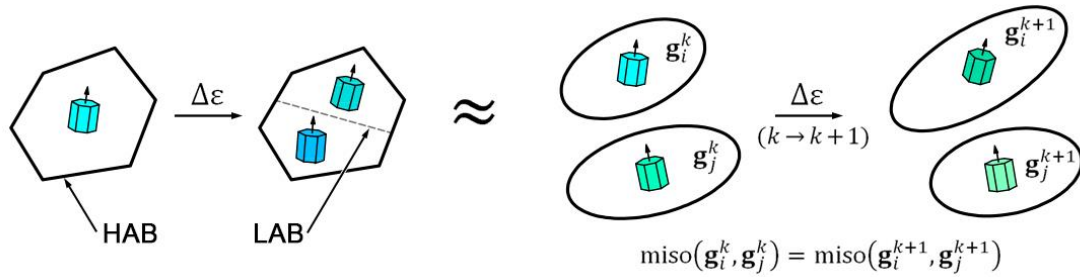


Figura 3.3: Representación esquemática del modelo VPSC-SRE (considerando $N=2$). El efecto sobre la textura de la fragmentación de un grano por CDRX en dos subgranos (izquierda) es emulada en el modelo VPSC (derecha) al imponer una misorientación relativa constante entre dos orientaciones (g_i y g_j), en cada paso incremental de deformación (k)¹⁷.

¹⁷ Leonard, M. (2016-2022)

3.4. CONCLUSIONES

En el modelo VPSC la heterogeneidad originada por los granos en el policristal es representada por el HEM que se comporta igual que el policristal en promedio. Los trabajos mencionados han encontrado al modelo VPSC como 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. Su uso se hizo extendido debido a que permite considerar la anisotropía del material en términos de mecanismos de deformación a nivel del cristal simple, textura cristalográfica y morfológica del policristal, características de las aleaciones Zn-Cu-Ti.

Se observó que con el modelo VPSC diferentes autores han conseguido una buena aproximación de la respuesta mecánica del material tanto en términos de curvas de carga como en coeficientes de Lankford. En los trabajos consultados, se aplicó fundamentalmente la ley de endurecimiento del tipo Voce con diferentes parámetros utilizando fundamentalmente la estrategia de linealización tangente. Si bien algunos autores han intentado reproducir las texturas experimentales obtenidas luego de diferentes ensayos el esquema utilizado ha mostrado ciertas limitaciones, siendo el caso de UAT-TD el más notorio. Esto último sugiere que en las aleaciones Zn-Cu-Ti es necesario contemplar el efecto de la fragmentación de granos por CDRX en la evolución microestructural, al menos en lo que respecta a la textura cristalográfica.

3.5. 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.
- Beyerlein, I. J., y Tomé, C. N. (2007). Modeling transients in the mechanical response of copper due to strain path changes. *International Journal of Plasticity*, 23(4), 640-664. doi:10.1016/j.ijplas.2006.08.001.
- Bolmaro, R. E., Fourty, A., Roatta, A., Bertinetti, M. A., Turner, P. A., Signorelli, J. W. (2000). A new approach to crystal spin calculation during deformation texture development. *Scripta Materialia*, 43(6), 553-559. doi:10.1016/S1359-6462(00)00432-2.
- Bolmaro, R. E., Fourty, A., Signorelli, J. W., Brokmeier, H. G. (2006). Development of wire drawing textures in Cu-Fe: the influence of macroscopic and microscopic heterogeneities. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 14(1), 1-19. doi:10.1088/0965-0393/14/1/001.
- Borodachenkova, M., Wen, W., Barlat, F., Pereira, A., y Grácio, J. (2015). Modeling of the mechanical behavior and texture evolution in Zn alloys during reverse shear loading. *Journal of Materials Processing Technology*, 224, 143-148. doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.04.021.

- 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.
- Cazacu, O., Plunkett, B., Barlat, F. (2006). Orthotropic yield criterion for hexagonal closed packed metals. *International Journal of Plasticity*, 22 (7), pp. 1171-1194.
- Cauvin, L., Raghavan, B., Bouvier, S., Wang, X., y Meraghni, F. (2018). Multi-scale investigation of highly anisotropic Zinc alloys using crystal plasticity and inverse analysis. *Materials Science and Engineering: A*, 729(February). doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.038>.
- 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.
- 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., y Esling, C. (1997). Modelling and prediction of mechanical properties for materials with hexagonal symmetry (Zn, Ti and Zr alloys). *Acta Materialia*, 45(10), 4041-4055. doi:10.1016/S1359-6454(97)00099-2.
- 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. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 193(1033), 281-297. doi:10.1098/rspa.1948.0045.
- Hill, R. (1965). Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 13 (2), pp. 89-101.
- Hill, R. (1990). Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 38(3), 405-417. doi:10.1016/0022-5096(90)90006-P.
- 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, Heinz, y Mecking, Heinrich. (1981). Analysis of the deformation texture at different rolling conditions. *En Proc. ICOTOM (Vol. 6)*, pp. 347-355).
- 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.
- Karafilis, 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.
- 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.

- Kocks, U., Chandra, H. (1982). Slip geometry in partially constrained deformation. *Acta Metallurgica*, 30, pp. 695-709.
- Kocks U., Tomé C., Wenk R., 1998. *Texture and anisotropy: preferred orientations in polycrystals and their effect on materials properties*. Cambridge University Press, Cambridge, UK, 405-408.
- Kröner, E. (1958). Berechnung der elastischen konstanten des vielkristalls aus den konstanten des einkristalls. *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., y Canova, G. R. (1997). A self-consistent approach for modelling texture development of two-phase polycrystals: Application to titanium alloys. *Acta Materialia*, 45(9), 3687-3694. doi:10.1016/S1359-6454(97)00067-0.
- 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.
- 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). Selfconsistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity. *Acta Metallurgica*, 35 (12), pp. 2983-2994.
- 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.
- 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.
- Sachs, G. (1928). On the derivation of a condition of flowing. *Z Verein Deut Ing*, 72, 734-736.
- Schlosser, F., Signorelli, Javier W. (2014). Un Criterio Anisotrópico Basado En Deformación Para Predecir La Respuesta Mecánica Y La Formabilidad De Chapas De Zinc Texturadas. *Mecánica Computacional*, 33, 1271-1284.
- Schlosser, F. (2018). Desarrollo de la modelización multiescala en agregados policristalinos HCP bajo sollicitación mecánica inducida en curso de procesos de conformado. Validación experimental en chapas de zinc texturado. Tesis Doctoral, Universidad Nacional del Sur.

- Schmid E. (1924). Neuere Untersuchungen Metallkristallen. Proc. of the 1st Int. Congress for Applied Mechanics, Delft, The Netherlands, pp. 342-353.
- Schwindt, C., Schlosser, F., Bertinetti, M. A., Stout, M., y Signorelli, J. W. (2015). Experimental and Visco-Plastic Self-Consistent evaluation of forming limit diagrams for anisotropic sheet metals: An efficient and robust implementation of the M-K model. *International Journal of Plasticity*, 73, 62-99. doi:10.1016/j.ijplas.2015.01.005.
- 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., Turner, P. A., Sordi, V., Ferrante, M., Vieira, E. A., y Bolmaro, R. E. (2006). Computational modeling of texture and microstructure evolution in Al alloys deformed by ECAE. *Scripta Materialia*, 55(12), 1099-1102. doi:10.1016/j.scriptamat.2006.08.042.
- Solas, D. E., Tomé, C. N. (2001). Texture and strain localization prediction using a N-site polycrystal model. *International Journal of Plasticity*, 17(5), 737-753. doi:10.1016/S0749-6419(00)00030-9.
- Sztwiertnia, K., Mueller, H., Haessner, F. (1985). Interpretation of flow stress of textured zinc sheet. *Materials Science and Technology* 1, (5), pp. 380-384.
- Takajo, S., Vogel, S. C., y Tomé, Carlos N. (2019). Viscoplastic self-consistent polycrystal modeling of texture evolution of ultra-low carbon steel during cold rolling. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 27(4), 045003. doi:10.1088/1361-651X/ab0b92.
- Taylor, G. I. (1938). Plastic Strain in Metals. *Journal of the Institute of Metals*, 62, 307-324.
- 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.
- 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.
- Tomé, C. N. (2001). Mechanical response of zirconium-I. Derivation of a polycrystal constitutive law and finite element analysis. *Acta Materialia*, 49(15), 3085-3096. doi:10.1016/S1359-6454(01)00190-2.
- 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.

Zhang, F., Vincent, G., Sha, Y. H., Zuo, L., Fundenberger, J. J., y Esling, C. (2004). Experimental and simulation textures in an asymmetrically rolled zinc alloy sheet. *Scripta Materialia*, 50(7), 1011- 1015. doi:10.1016/j.scriptamat.2003.12.031.

Modelado del desarrollo de textura en chapas de Zn-Cu-Ti bajo cargas monótonas utilizando VPSC-SRE

RESUMEN

En el presente capítulo se caracteriza experimentalmente y se realizan simulaciones numéricas dentro del marco de la plasticidad cristalina de una chapa de aleación de Zn-Cu-Ti bajo cargas monótonas. El modelo propuesto VPSC-SRE se calibra utilizando linealización *afín* y *tangente* en base a tres ensayos de tracción uniaxial independientes a lo largo de RD, DD y TD. Se discute el efecto de la linealización empleada en la evolución de la textura y en la respuesta mecánica. Se analizan el aporte y limitaciones de la incorporación de un modelo de interacción de corto alcance (SRE) con la finalidad de tener en cuenta las interacciones locales ocasionadas por la creación de subgranos (fragmentos) debido a la ocurrencia de recristalización dinámica continua durante el proceso de deformación (CDRX).¹⁸

Palabras claves: textura, anisotropía, VPSC-SRE, CDRX

¹⁸ El análisis de la evolución de la textura bajo cargas monótonas fue adaptado del trabajo: Leonard, M., **Nicoletti, E.**, Roatta, A., Stout, M., Bolmaro, R. y Signorelli, J.W. (2019). Estudio de la anisotropía mecánica en chapas de zinc y su relación con la textura cristalográfica. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, S8(1), 43–47.

El efecto de corto alcance fue analizado en el trabajo: Roatta, A., Leonard, M., **Nicoletti, E.**, y Signorelli, J.W. (2020). Modeling texture evolution during monotonic loading of Zn-Cu-Ti alloy sheet using the viscoplastic self-consistent polycrystal model. Journal of Alloys and Compounds, 860, 158425.

Parte de los resultados del ensayo de corte simple también son adaptados del trabajo: Alister, F.; Celentano, D.; **Nicoletti, E.**; Signorelli, J.; Bouchard, P.-O.; Pino, D.; Pradille, M.; Cruchaga, M. (2022). Elastoplastic characterization of Zn-Cu-Ti alloy sheets: Experiments, modeling and simulation. Journal of Materials Engineering and Performance, 31, 2, pp. 1512 – 1529.

4.1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de zinc en forma de chapas son ampliamente utilizadas en la industria arquitectónica. Su muy buena maleabilidad y flexibilidad, junto con un excelente acabado superficial y resistencia a la corrosión, las hacen aptas para usos como revestimientos, cubiertas, canalizaciones pluviales, etc. (Porter et al., 1991; Milesi et al., 2014). Para obtener las propiedades mecánicas deseadas, la producción actual utiliza aleaciones ternarias de zinc-cobre-titanio (Zn-Cu-Ti) en lugar de aleaciones binarias de zinc-cobre (Zn-Cu), las cuales luego del proceso de colada son sometidas a procesos termomecánicos de laminación en caliente y frío hasta alcanzar el espesor final deseado. La incorporación de cobre y titanio afectan significativamente la microestructura y las propiedades mecánicas de estas aleaciones, así como al desarrollo de la textura cristalográfica y morfológica durante el proceso termomecánico (Philippe et al., 1994; Pantazopoulos et al., 2017). Dependiendo de la composición química, la microestructura del material cambia significativamente. A baja concentración, el cobre es completamente soluble en zinc, mientras que el titanio forma la fase intermetálica $TiZn_{16}$ (Vassilev et al., 2004). Faur y Cosmeleață (2006) demostraron que el aumento de cobre y titanio disminuye la cantidad de maclas y mejora el proceso de refinamiento del grano por la presencia de la fase secundaria $TiZn_{16}$, aspectos microestructurales que se correlacionan con un aumento del alargamiento uniaxial antes de la fractura. Además, el proceso de laminación conduce a una alineación preferencial de las partículas intermetálicas en la dirección de laminación, aunque también se han observado en forma dispersa según las condiciones particulares de laminación (Milesi et al., 2014; Schlosser et al. 2017).

Las chapas de zinc, como en general los metales de estructura hexagonal compacta (HCP), tienen un pronunciado grado de anisotropía plástica. En el caso del zinc, la alta relación axial de la red ($c/a = 1,856$) da como resultado bajos valores del coeficiente de Lankford (menores que la unidad), a diferencia de los metales de relación axial cercana al valor ideal, como Mg (Arul Kumar et al., 2018), o inferior, como Ti (Rogers et al., 1968). La chapa comercial de zinc de baja aleación (Zn20) en el rango de 0,5 a 1,0 mm de espesor muestra una alta concentración de direcciones basales comprendidas en el plano RD-ND a inclinaciones entre 20 y 25° con respecto a la normal al plano de la chapa. En uno de los primeros trabajos realizados sobre esta aleación por Sztwiertnia et al. (1985) se estudió, tanto experimental como teóricamente, la dependencia del límite elástico con la dirección de la tensión en el plano de una chapa de zinc texturada. Los autores mostraron en base al modelo de Taylor (1938) que la anisotropía resulta de la dependencia de la activación de los sistemas de deslizamiento basal y piramidal con la dirección de la carga. Philippe et al. (1991)

mostraron la influencia de la textura cristalográfica y la desorientación entre granos en la transición dúctil-frágil observada en chapas de aleación Zn-Cu-Ti, y la posibilidad de optimizar ambas características de orientación mediante una adecuada secuencia de laminación y/o tratamiento termomecánico. Utilizando el mismo modelo Philippe et al. (1994) describieron la evolución de la textura y microestructura en chapas de aleaciones Zn-Cu y Zn-Cu-Ti producidas por laminación en frío hasta un 80% de reducción, asumiendo como mecanismos de deformación plástica los sistemas de deslizamiento basal, prismático piramidal y maclado. La validez de la suposición de la hipótesis de Taylor se discute en términos de la presencia de una segunda fase dura alrededor de los granos que induce deformaciones locales similares en cada grano. Posteriormente Fundenberger et al. (1997), utilizando la misma aleación de zinc y marco teórico, simularon el límite elástico y el coeficiente de anisotropía planar encontrando una buena concordancia entre los valores observados experimentalmente y los obtenidos mediante las simulaciones. Los valores del límite elástico calculados en diferentes direcciones de carga concuerdan con la tendencia reportada en las mediciones. No obstante, los autores observan una subestimación a medida que aumenta el ángulo entre la dirección de laminación y el eje de tracción. Schwindt et al. (2015) mostraron la fuerte anisotropía en la respuesta mecánica de chapas de Zn-Cu-Ti a lo largo de tres direcciones de carga, y reproducen con éxito este comportamiento a través del modelo VPSC. Concluyeron que se observa un incremento en la actividad del sistema de deslizamiento piramidal $\langle c+a \rangle$ a medida que aumenta el ángulo entre las direcciones de carga y laminación. Sin embargo, los coeficientes de Lankford predichos son mayores que los reportados experimentalmente. Más recientemente, Cauvin et al. (2018) utilizando el modelo VPSC, calibraron los parámetros de endurecimiento de la ley de Voce de los diferentes modos de deformación considerados, ajustando el comportamiento a tracción de una chapa de Zn-Cu-Ti. Para ello utilizaron curvas de tensión-deformación obtenidas a 0° (RD – dirección de laminación), 45° (DD – dirección diagonal) y 90° (TD – dirección transversal) encontrando que las predicciones presentan buena concordancia con los valores experimentales de los coeficientes de Lankford. Comparando la evolución de la textura experimental y predicha, se observa que los autores capturan bien el caso RD; sin embargo, las figuras de polos simuladas al someter el material a ensayos de tracción según DD y TD presentan distribuciones de orientaciones que se diferencian cualitativamente de las medidas experimentalmente. Particularmente para el último caso, la predicción proporcionada por VPSC produce una división de los polos basales que no se observa experimentalmente. Por otro lado, el análisis de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) revela que la chapa de zinc bajo estudio presenta una clara disminución en el tamaño de grano durante la deformación a temperatura ambiente (Schlosser et al., 2019). Recientemente, Leonard et al. (2020) explicaron este

proceso de fragmentación de granos como un mecanismo de recristalización dinámica continua (CDRX), similar a otros procesos DRX encontrados para aleaciones HCP (Zhou et al. 2018; Zeng et al. 2019). Sin embargo, los modelos utilizados en los trabajos mencionados anteriormente no pueden capturar las heterogeneidades intracristalinas asociadas con estos fenómenos. El modelo VPSC, acomoda la deformación plástica a través de la activación de mecanismos de deslizamiento y maclado, asumiendo una deformación homogénea en la escala de grano (Lebensohn et al. 1993 y 2011). Teniendo en cuenta diferentes esquemas, algunas extensiones del modelo VPSC incorporan efectos como la fragmentación de granos/recristalización dinámica, incluida la rotación de subgranos, principalmente utilizando modelos probabilísticos (Zhou, et al., 2018; Signorelli et al., 2015; Zecevic et al., 2018). También, con el mismo fin, se desarrollaron modelos más complejos y refinados basados en métodos de campo completo (Quey, 2012; Nagra, 2020).

El presente capítulo se dedica a la simulación de la evolución de la textura y respuesta mecánica de una chapa de aleación de Zn-Cu-Ti (comercialmente conocida como Zn20) de 0,65 mm de espesor sometida a tensión uniaxial y corte simple teniendo en cuenta el efecto de fragmentación del grano debido a CDRX. Se discute la aplicación del modelo VPSC utilizando distintas estrategias de linealización (tangente y afín) y la utilización de un esquema empírico (SRE) con el objetivo de capturar el efecto de CDRX en la evolución de la textura. Las simulaciones se validan con resultados experimentales propios.

4.2. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL

4.2.1. Microscopía óptica

Muestras del material recibido fueron cortadas paralelas a los planos normales a los ejes RD, TD y ND. Las mismas se pulieron con papeles de desbaste de tamaño de grano decreciente (#320, #400, #600, #1000 y #1500) y a continuación se realizó un pulido fino en dos etapas: 5 min con pasta de diamante de 6 μm y finalmente con sílice coloidal. De acuerdo con Mongeon y Barnhurst (2004), la alta resistencia a la corrosión del zinc acarrea la dificultad para revelar los bordes de grano mediante un ataque químico. Diferentes autores han dedicado su atención a la utilización de distintos reactivos para conseguir mejores calidades en las muestras metalográficas en este tipo de materiales. Por ejemplo, Jansen et al. (2013) utilizaron una solución de ácido nítrico y agua oxigenada en glicerina (5% HNO_3 , 15% H_2O_2 , 80% glicerina [%vol.]). Siguiendo su uso, este reactivo nos permitió observar la distribución de intermetálicos, pero no revela con claridad los bordes de grano del material. Otra opción, explorada por Neumeier y Risbeck (1970) y Vander Voort (1999), es el reactivo conocido como Palmerton (solución de ácido crómico y sulfato de sodio diluido en agua, 20g

CrO_3 , 1,5g Na_2SO_4 , 100mL H_2O), el cual mejora la calidad en el revelado tanto bordes de grano como fases intermetálicas. Sin embargo, en ocasiones es insuficiente para obtener una micrografía óptica con claridad, por lo que puede recurrirse a métodos complementarios puramente ópticos para generar imágenes en color que emplean luz polarizada e iluminación de contraste de interferencia diferencial. De acuerdo a las experiencias de Loveland (1944) y Vander Voot (2004), el examen con luz polarizada es útil con fases o metales anisótropos que tienen estructuras hexagonales. En algunos casos, una muestra bien preparada responde a la luz polarizada, revelando la microestructura con bastante claridad, pero sin color apreciable. El contraste producido y la intensidad del color pueden ser una función tanto del grado de anisotropía del metal o aleación como de la calidad de la preparación de la muestra. En la Figura 4.1 se observan las micrografías ópticas de las muestras obtenidas en el plano de la chapa (plano RD-TD) que, luego del pulido mecánico, fueron atacadas con reactivo Palmerton y observadas en el microscopio óptico utilizando luz polarizada. Se revela un tamaño de grano homogéneo y una fase intermetálica dispuesta con una clara alineación preferencial a lo largo de RD (Figura 4.1a), lo cual se verifica en todo el volumen de la chapa observando las micrografías ópticas en los planos RD-ND y TD-ND (Figura 4.2). La micrografía obtenida en el plano RD-ND muestra una alineación de los intermetálicos en la dirección de laminación, mientras que en la micrografía sobre el plano TD-ND se observan regiones o colonias (conjuntos de “puntos”) de la fase intermetálica confirmando la tendencia a alinearse con dicha dirección. Sin embargo, la distribución de los intermetálicos no es homogénea en todo el material y en algunas zonas (Figura 4.1b) se observa una distribución aleatoria.

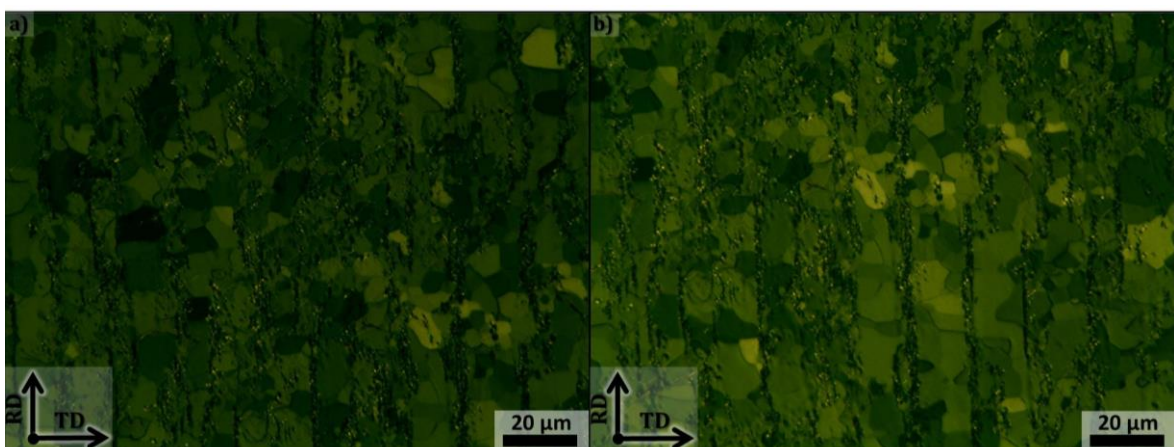


Figura 4.1: Micrografías ópticas atacadas con palmerton y utilizando luz polarizada sobre el plano RD-TD con a) distribución homogénea de la fase TiZn_{16} y b) distribución no homogénea en una zona cercana.

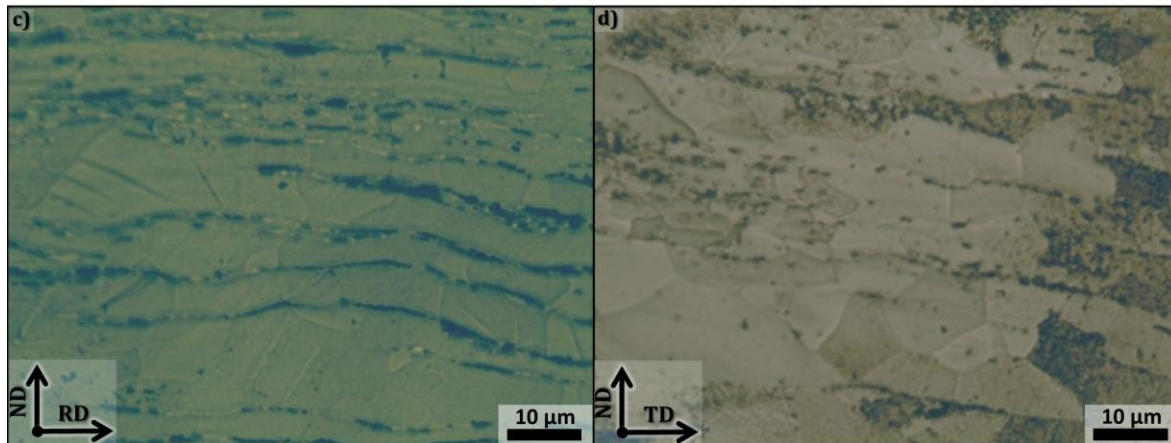


Figura 4.2: Micrografía óptica tomada en el plano a) RD-ND coherente con las distribución en colonias observadas en las micrografías en el plano b) TD-ND.

Esta característica también fue observada por otros autores en aleaciones similares de Zn-Cu-Ti laminadas (Schlosser et al., 2017; Schlosser et al., 2019).

4.2.2. Textura cristalográfica

La textura cristalográfica se caracterizó a partir de la determinación de figuras de polos incompletas $\{0002\}$, $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ y $\{10\bar{1}2\}$ obtenidas mediante difracción de rayos X en un equipo Phillips X'Pert Pro MPD equipado con un goniómetro de textura con fuente de radiación Cu K α y óptica policapilar, y se corrigieron por fondo y desenfoque. Para el cálculo de la función de distribución de orientación (ODF) se realizó un procedimiento posterior con el programa de código abierto MTEX (Bachmann et al., 2010) seleccionando la función De la Vallee Poussin (con un ancho medio igual a 5°) como kernel. Las direcciones del sistema de referencia de la muestra se tomaron paralelas a las direcciones TD, RD y ND de la chapa, como se indica en la Figura 4.3. El sistema de referencia del cristal asociado a la estructura HCP está compuesto por las tres direcciones del cristal: $[10\bar{1}0]//x$, $[\bar{1}2\bar{1}0]//y$, $[0001]//z$; y las orientaciones se representan en el espacio de Euler clásico $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$. La textura inicial (Figura 4.3) muestra una orientación preferencial de los planos basales $\{0002\}$ con la mayoría de los granos teniendo el eje c inclinado alejándose de la dirección normal a la chapa hacia RD alrededor de $\pm 22.5^\circ$. Además, se puede observar una componente secundaria formada por granos orientados con sus ejes c paralelos a RD y sus planos prismáticos paralelos al plano TD-ND de la chapa. La inclinación de la componente principal de los polos basales es compatible con los mecanismos de deslizamiento basal $\{0002\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ y piramidal $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$ ante sollicitaciones de tracción-compresión y tracción-tracción en el plano de la chapa (Philippe et al., 1994; Wang et al., 2003). La componente secundaria sólo

se ha informado en los casos en que el proceso de laminación en frío se llevó a cabo sin recristalización, ya sea estática o dinámica (Wang et al., 2003).

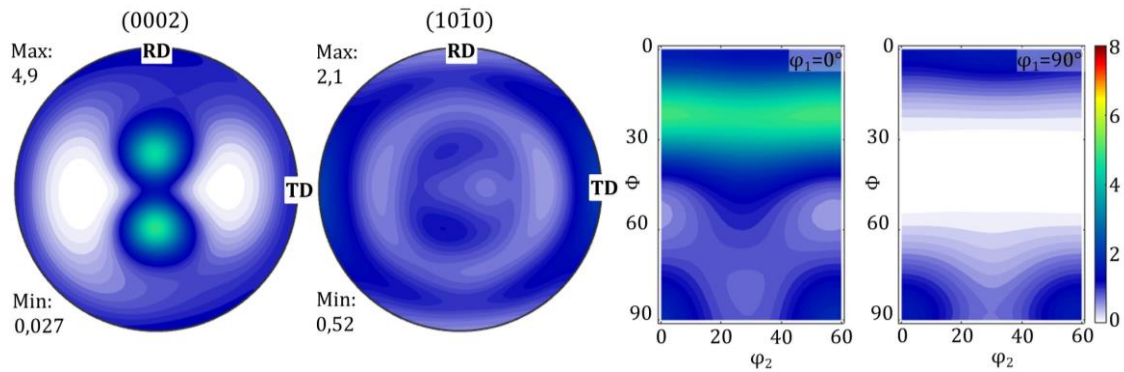


Figura 4.3: Figuras de polo recalculadas para la muestra de Zn-Cu-Ti en la condición en la que se recibió y secciones de la ODF $\varphi_1=0^\circ$ y $\varphi_1=90^\circ$

Las secciones $\varphi_1=0^\circ$ y $\varphi_1=90^\circ$ de la ODF muestran que las orientaciones basales inclinadas $\langle 0001 \rangle$ conforman una fibra uniforme en φ_2 , mientras que las orientaciones con eje c alineado a RD se intensifican para $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ paralelo a TD. Además, se puede observar en ODF para $\varphi_1=90^\circ$, $\Phi=90^\circ$, $\varphi_2=0^\circ$ y 60° componentes de menos intensidad de cristalitas orientados con el eje c paralelo a TD y $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ paralelo a RD.

La Figura 4.4 muestra las figuras de polos inversa (IPF) de la chapa, indicando la orientación con respecto a los ejes de simetría de la chapa en la parte superior. Se observa una banda que indica que en la posición de polos basales inclinados aproximadamente $22,5^\circ$ respecto de ND, los hexágonos que conforman la red están rotados, respecto de su eje longitudinal, en todas las orientaciones posibles, coincidiendo con lo observado en la ODF. Las figuras respecto de TD y RD complementan lo que muestran las PFs, ya que las bandas que se observan en ambas indican con claridad que los polos basales se encuentran concentrados en el plano RD-ND.

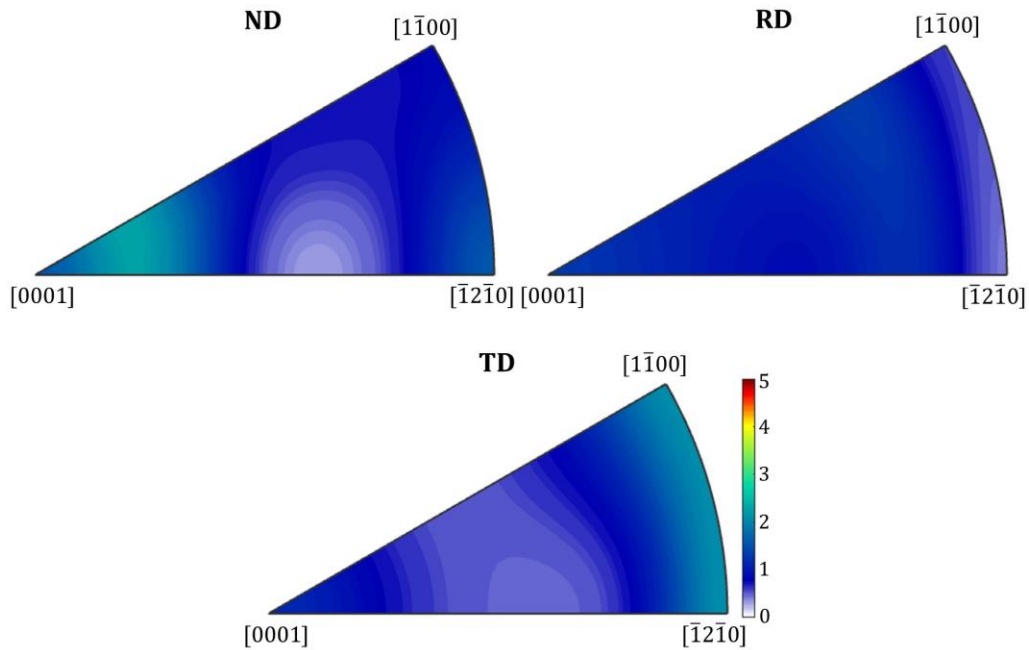


Figura 4.4: Figura de polos inversa en planos normales a los ejes ortotrópicos de la chapa

Hoy en día, la técnica EBSD permite obtener mapas precisos de las orientaciones de los granos y cuantificar las características microestructurales: tamaño de grano, desorientación promedio del grano (KAM) y dislocaciones geoméricamente necesarias (GND). Con este fin se empleó un microscopio electrónico de barrido (SEM) y la caracterización EBSD de las muestras se realizó sobre su plano RD-ND. La superficie de las muestras se preparó mediante esmerilado mecánico a un grano de 2500 y posterior pulido con pastas de diamante de 6 μm , 3 μm y 1 μm . Finalmente, fue necesario un pulido fino con sílice coloidal de 0,04 μm para obtener patrones Kikuchi claros y bien definidos. Los datos se adquirieron y procesaron utilizando el software TSL OIM 7.3b y luego fueron tratados con el paquete MTEX. Los granos que contenían menos de 2 píxeles dentro de sus límites se ignoraron en los diferentes análisis. La proporción máxima de puntos no indexados en los distintos mapas EBSD no superó el 8%. De esta forma, en los puntos no indexados fueron asignados valores a través de la rutina de dilatación de granos, considerando granos con un mínimo de 4 píxeles. Se analizaron áreas de 35 \times 35 μm^2 y 150 \times 150 μm^2 utilizando tamaños de paso de 0,03 μm y 0,25 μm , respectivamente. La Figura 4.5a muestra el mapa de figuras de polo inversas (IPF) en la dirección transversal (TD). Se evidencia la existencia de diferentes tamaños de grano y morfologías, debido a la presencia de 13% de fracción de área de maclas, principalmente las del tipo $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}01\bar{1}\rangle$. El tamaño medio de grano como diámetro equivalente incluyendo las maclas es de $(5,24 \pm 3,20)$ μm y sin maclas, $(6,88 \pm 3,95)$ μm . La naturaleza de los límites de grano demuestra, por la distribución del ángulo de misorientación (θ), que existe un

predominio de los límites de grano de ángulo alto (HAGB) (88 %) sobre los límites de ángulo bajo (LAGB) (12%). La alta fracción de HAGB se asocia a procesos de recristalización como fue observado por Leonard et. al. (2020). En la figura también se destaca la presencia de picos en la distribución de desorientación alrededor de 65° y 85°, que se corresponden con maclas del tipo $\{11\bar{2}2\}\{11\bar{2}3\}$ y $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}1\}$. Debido a la dirección de esfuerzos que experimenta el monocristal, ambas se denominan de compresión. El predominio de maclas $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}1\}$ es consecuencia de su baja tensión de corte crítica en comparación con otros tipos de maclas (Yoo, 2013) relacionada con la alta relación c/a del Zn. De esta forma, la distribución de los ejes de desorientación muestra que los LAGB ($< 15^\circ$) representan un comportamiento aleatorio. Por el contrario, en desorientaciones más altas ($15^\circ < \theta < 50^\circ$) los ejes de misorientación se orientan con mayor intensidad en la zona comprendida entre las direcciones $\langle 0001 \rangle$ y $\langle 10\bar{1}0 \rangle$. Mientras que, de acuerdo a las IPF, para las desorientaciones correspondientes a las maclas $\{11\bar{2}2\}\{11\bar{2}3\}$ ($64,62^\circ$) y $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}1\}$ ($84,78^\circ$), predominan las orientaciones con $\langle 0001 \rangle // TD$ y $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle // TD$, respectivamente.

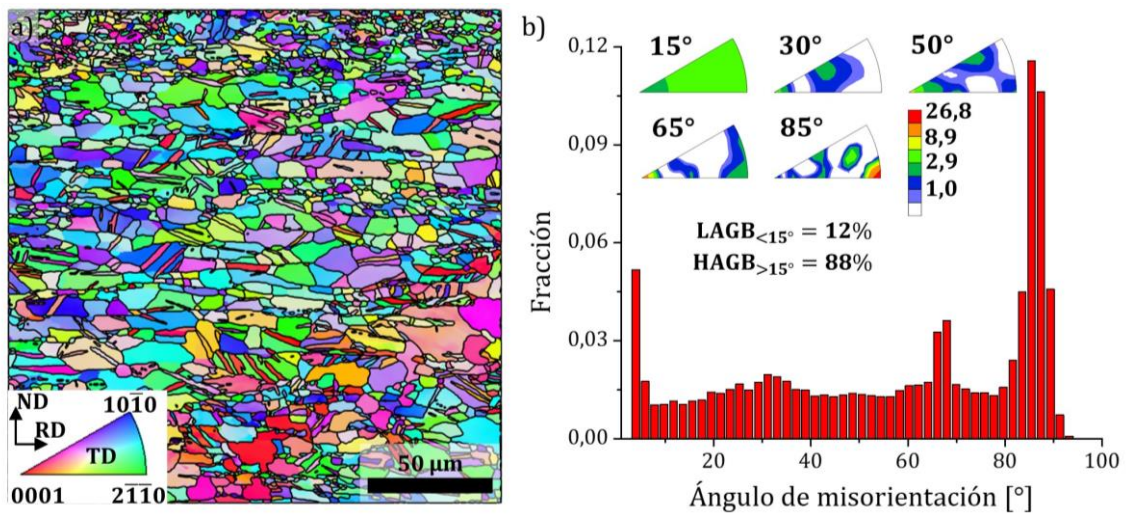


Figura 4.5: a) Mapa de IPF normal a TD, b) distribución del ángulo de misorientaciones junto con la distribución de los ejes de misorientación.

4.2.3. Caracterización bajo cargas uniaxiales

4.2.3.1. Respuesta mecánica en tracción

Los ensayos de tracción uniaxiales (UAT) se llevaron a cabo utilizando una máquina de ensayos universal Instron 3382 (capacidad máxima de 100 KN), en la cual se estableció una velocidad de travesaño constante de 0,063 mm/s, resultando una velocidad de deformación

ingenieril de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Las muestras se extrajeron en orientaciones cada 15° con respecto al RD desde 0° hasta 90° inclusive, empleando geometrías de las probetas especificada en la norma ISO 6892-1 (ancho 12,5 mm, longitud paralela 75 mm) tal como se observa en la Figura 4.6. Se realizaron un mínimo de dos ensayos válidos para cada dirección de carga.

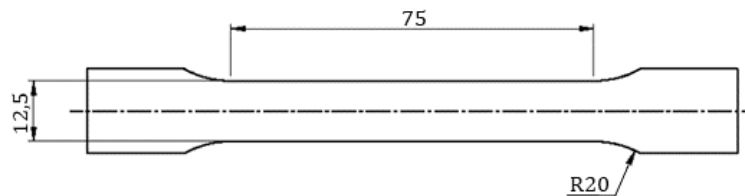


Figura 4.6: Probeta de tracción ISO

Se aplicó la técnica de correlación digital de imágenes (DIC) (Sutton et. al, 2009) para la medición de los desplazamientos. Las fotografías (~ 25 píxeles por mm) se tomaron a una frecuencia de una imagen por segundo usando una cámara Nikon D3300 con un lente Micro-Nikkor 85 mm f/3.5G. Los campos de desplazamiento y deformación se evaluaron por medio del código de fuente abierta Ncorr v1.2 (Blaber et al, 2015). Para esto se analizó el área de la probeta determinada por la longitud calibrada y calculando el promedio del campo de deformación real de cada muestra. Se adoptaron los siguientes parámetros para el análisis de la correlación: radio de subconjunto 50 píxeles; espaciado entre subconjuntos 5 píxeles y el radio de deformación se ajustó a 8 píxeles.

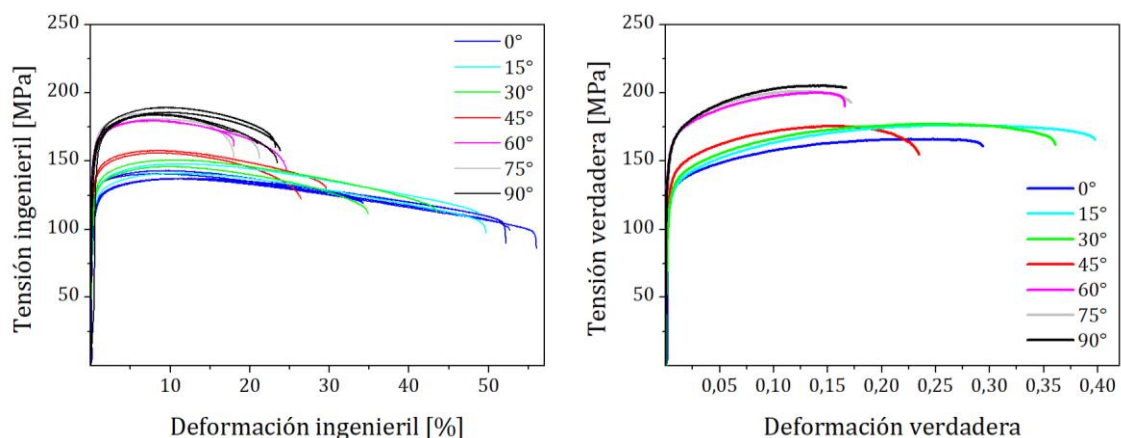


Figura 4.7: Curvas de tensión deformación ingenieril y verdadera en ensayos UAT realizados sobre muestras cortadas cada 15° con respecto a la RD

La Figura 4.7 muestra las curvas de tensión-deformación ingenieril y verdadera. Se observa una respuesta anisótropa del material tanto en tensión y deformación, aumentando la resistencia y disminuyendo la ductilidad conforme la dirección de carga se desalinea de la RD. Estos resultados también fueron reportados en trabajos previos sobre aleaciones similares (Schlosser et al., 2017; Fundenberger et al., 1997; Cauvin et al. 2018; Schlosser et al., 2019; Jansen et al., 2013), donde la anisotropía de las aleaciones de zinc se observa tanto en los distintos niveles de tensión máxima como de deformación a la rotura para cada dirección de carga. Particularmente, para velocidades de deformación similares, Schwindt et al. (2015) encontraron valores de tensión levemente mayores 233 MPa (0,23), 202 MPa (0,25) y 181 MPa (0,29) para las muestras a 90°, 45° y 0° respectivamente, donde entre paréntesis se informa la deformación a rotura. En el caso de chapas de mayor espesor, 0.80 mm, Roatta et al. (2021) midieron valores de 215 MPa (0,25), 194 MPa (0,35) y 181 MPa (0,45), para las muestras a 90° 45° y 0°, respectivamente. De acuerdo con Milesi et al. (2017) esto sugiere que en la aleación Zn-Cu-Ti, pequeñas variaciones de la concentración de los elementos aleantes y las condiciones de procesamiento del material, llevan a una dispersión en los valores de tensión y deformación encontrados. Un análisis más exhaustivo de la influencia de la composición de Zn, Cu, y Ti en la aleación sobre el comportamiento mecánico del material fue realizado por Jansen (2013). En su trabajo observó tres aleaciones comerciales de alto contenido de zinc (Zn20, Zn70 y Zn83), y reportó que pequeñas variaciones de las cantidades de los elementos aleantes, producen efectos sustanciales en la resistencia y capacidad de deformación del material, observando que el incremento de los porcentajes de Ti y Cu aumenta considerablemente la resistencia del material, pero disminuye fuertemente su ductilidad. Vale destacar, que estas aleaciones de zinc presentan la máxima resistencia a la tracción a deformaciones tempranas (en el rango de 0,075), sin embargo, esto no se corresponde con una localización de la deformación, la cual se mantiene homogénea por encima de estos valores de deformación. En la Figura 4.8 se muestran las curvas de tensión-deformación ingenieril y verdadera junto con la evolución del campo de deformación obtenido por DIC para ensayos UAT a 0° y 90°, observándose la localización tardía de la deformación con respecto a la tensión máxima y el comportamiento a la tracción claramente anisótropo. La tensión máxima de las muestras TD es aproximadamente un 30% superior a la muestra RD, mientras que la deformación correspondiente se reduce aproximadamente 40%.

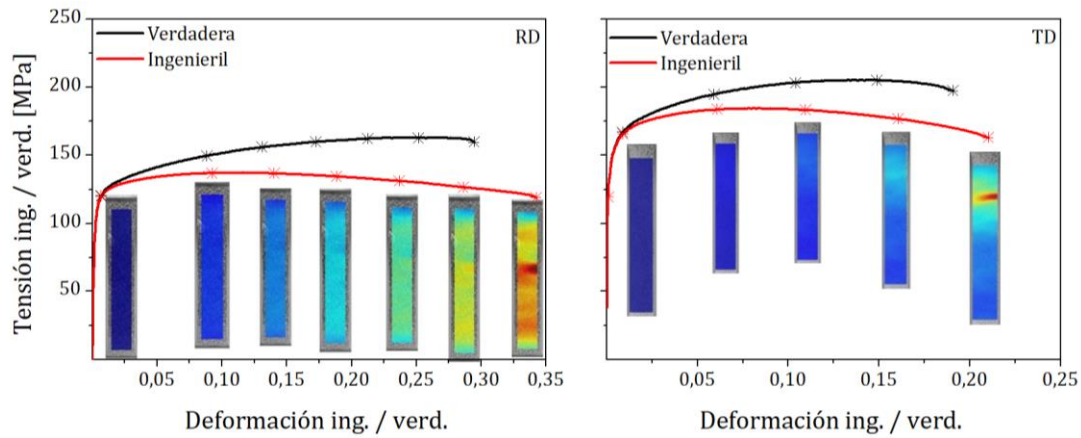


Figura 4.8: Evolución del campo de deformación en curvas de cargas ingenieriles y verdaderas en la muestra con orientación: a) RD y b) TD

Los coeficientes de anisotropía se calcularon a partir de la relación entre los incrementos de deformación en el ancho y el espesor (Ec. 2-9), considerando que las probetas conservan su volumen, para todo el rango plástico. La evolución con respecto a la deformación puede observarse en la Figura 4.9a. Estos valores se encuentran muy por debajo de la unidad y disímiles según la orientación evaluada. Los parámetros $\Delta r=0,065$ y $R_m=0,3$ se calcularon a un nivel de deformación verdadera de 0,15 y ratifican que el material presenta diferentes capacidades de deformación según la dirección evaluada. En la Figura 4.9b se observa la evolución del coeficiente de anisotropía respecto a la desalineación de la carga con respecto a la RD.

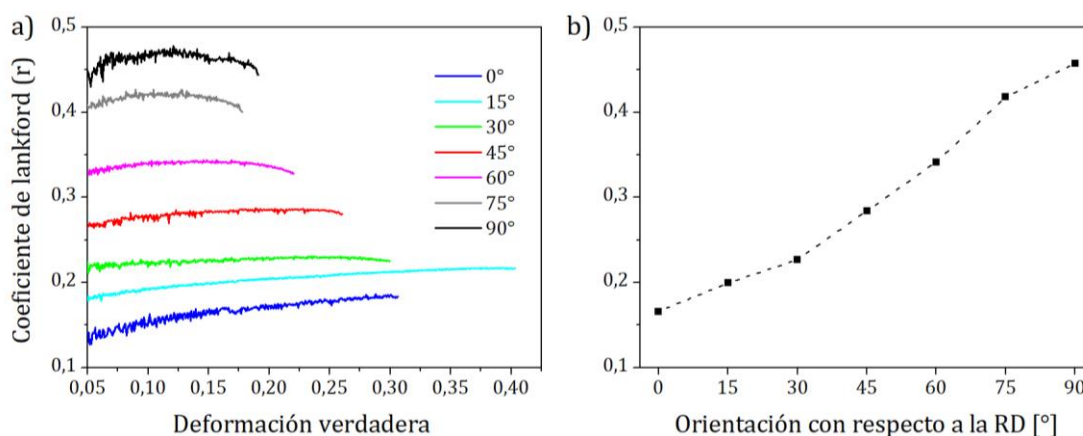


Figura 4.9: a) Curvas de tensión deformación verdadera de ensayos UAT realizados sobre muestras cortadas cada 15° con respecto a la RD y b) sus respectivos coeficientes de lankford calculados a al nivel de deformación 0,15

4.2.3.2. Evolución de la textura cristalográfica en UAT

En la Figura 4.10 se muestran las figuras de polo (0002) y $\{10\bar{1}0\}$, y las secciones ODF del material ensayado en UAT a lo largo de RD, DD y TD, medidas en una región de las muestras que alcanzó niveles de deformación de 0,30, 0,24 y 0,19, respectivamente. Se observa un ligero aumento de intensidad de la textura para las muestras UAT-RD y UAT-DD, mientras que en UAT-TD, este aumento es menos marcado. Schlosser et al. (2017) informaron cambios relativos similares en las intensidades. El componente principal de la textura mantiene la inclinación del eje c en un ángulo de $22,5^\circ$ desde la normal de la chapa hacia \pm RD en los casos UAT-DD y UAT-TD, y cambia a 18° en el ensayo UAT-RD. En todos los casos, la distribución de las orientaciones basales evoluciona a medida que aumenta la deformación. En el caso UAT-RD, la fibra alrededor de $\Phi = 18^\circ$ en la sección $\varphi_1 = 0^\circ$ aumenta la intensidad y muestra una mayor concentración de orientaciones junto a $\varphi_2 = 0^\circ$ y 60° , mostrando que la normal de los planos prismáticos tiende a alinearse con TD. Además, la presencia de orientaciones con $\varphi_1 = 0^\circ$, $\Phi = 0^\circ$ y $\varphi_2 = 0^\circ$ a 60° indica la existencia de cristales con el eje c alineado con ND.

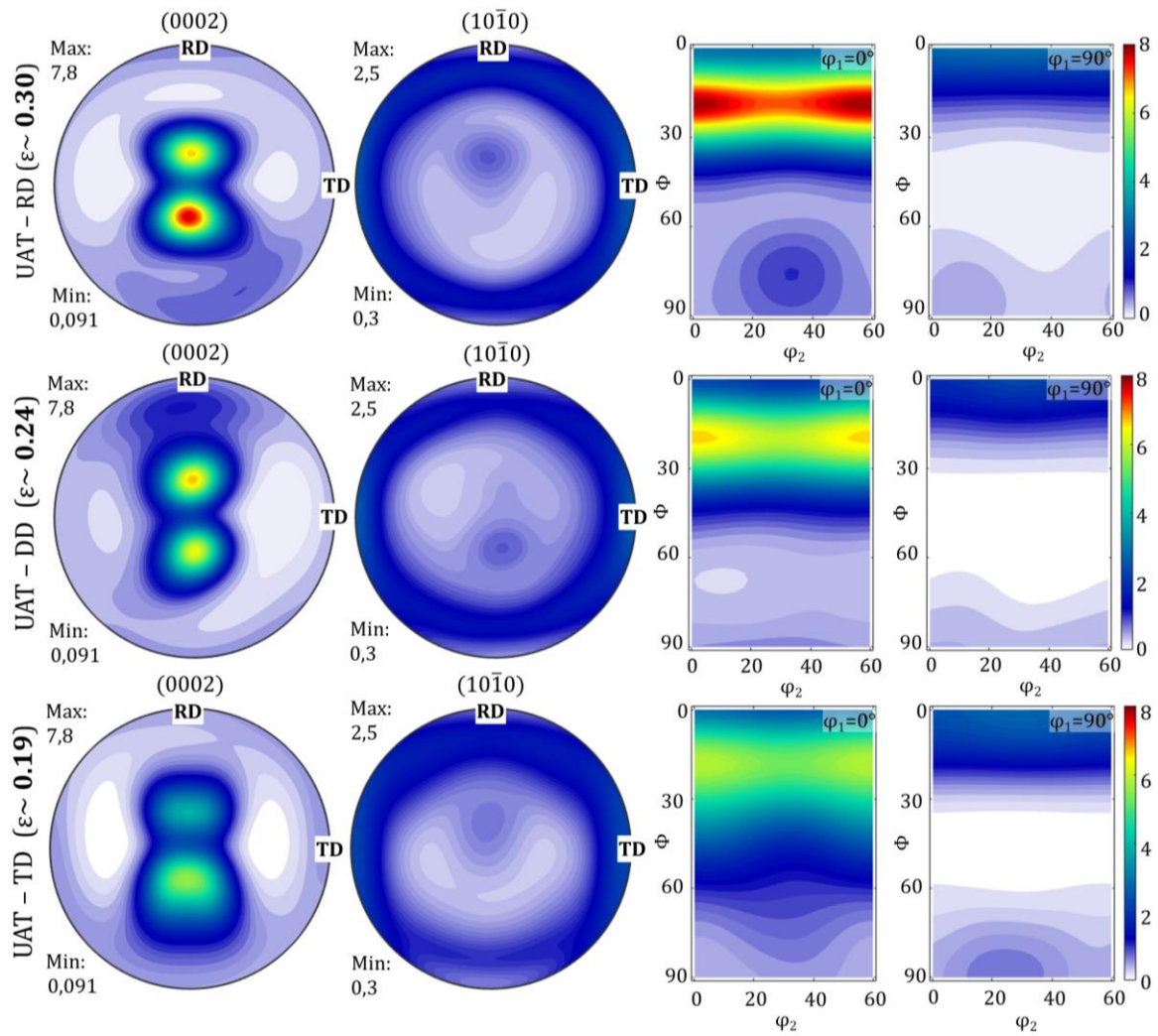


Figura 4.10: Figuras de polo y secciones ODF medidas a deformaciones avanzadas para ensayos de tracción con distintas orientaciones de muestras

4.2.3.3. Respuesta mecánica en corte simple

Los ensayos de corte simple se llevaron a cabo con el dispositivo presentado el *Capítulo 2 (sección 2.5.2.2)* montado en la máquina de ensayos universales Instron 3382. Las deformaciones calculadas en el borde del área de análisis son descartadas, como se mencionó en el apartado, debido al efecto de bordes libres. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente a una velocidad de deformación aproximada de $5,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, en dos direcciones de corte (SD) diferentes, a 0° y 90° con respecto a RD sobre el plano de la chapa, y con dos réplicas en cada ensayo. El plano de corte se identifica por su dirección normal (SPN), la cual es perpendicular a SD y ND. En la Figura 4.12 se presenten los ejes SD-SPN en la probeta de corte utilizada. Vale aclarar que en este ensayo no se alcanza la rotura del material, sino que el ensayo se interrumpe antes que en el campo de deformación se desarrollen regiones no homogéneas. Los datos de carga son tomados de la celda de carga de la máquina y se

asume que el espesor de la chapa no varía durante el ensayo. Para la medición de los desplazamientos y cálculos de deformaciones, por medio de DIC, se establecieron los siguientes parámetros: radio del subconjunto 13 píxeles; espacio entre subconjuntos 3 píxeles y radio de deformación 15 píxeles.

Las probetas con orientaciones en RD y TD presentan semejanzas en la respuesta mecánica hasta la fluencia. Este comportamiento ocurre en materiales anisótropos tal como fue observado por Rauch (1998), y la alta anisotropía observada en los ensayos UAT no está presente en los ensayos de corte. Vale aclarar que para materiales anisótropos el ensayo Miyauchi no permite caracterizar la curva de tensión-deformación de corte para orientaciones intermedios entre 0° y 90° con respecto a la RD con una única probeta, ya que en cada una de las zonas de análisis se generan estados de deformación diferentes con respecto a la RD.

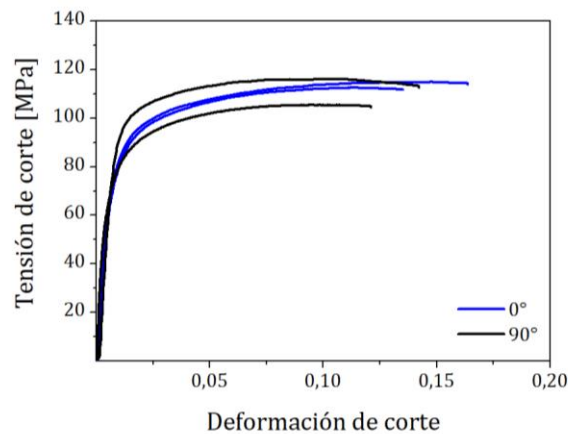


Figura 4.11: Curvas tensión-deformación de corte para orientaciones de 0° y 90° con respecto a la RD

4.2.3.4. Evolución de la textura cristalográfica en corte simple

La textura cristalográfica luego de los ensayos de corte se determinó mediante la medición de las figuras de polo (0002), $\{10\bar{1}0\}$, $\{10\bar{1}1\}$ y $\{10\bar{1}2\}$ en el plano SD-SPN. Debido a la estrechez del área deformada (3 mm), cada una de las zonas de ensayo se cortó en cuatro partes iguales y se montó una al lado de la otra para obtener una dimensión de escaneo adecuada (Figura 4.12). Las muestras fueron incluidas en frío con resina acrílica de autocurado (subiton) para evitar la posibilidad de recristalización. La textura se examinó en un sistema de referencia no rotado X//TD, Y//RD y Z//ND.

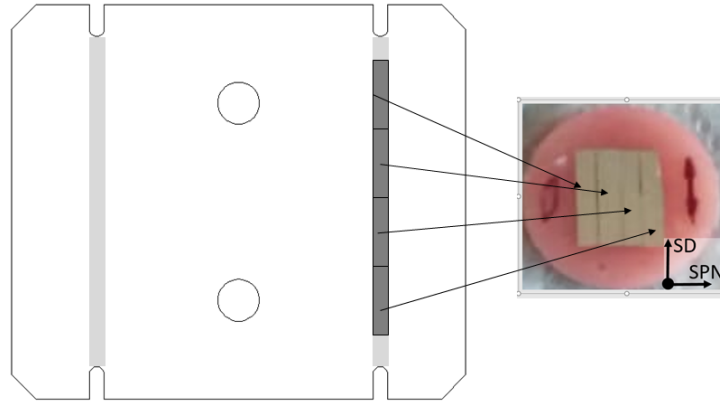


Figura 4.12: Preparación e inclusión de la probeta de corte simple en resina para la medición de textura

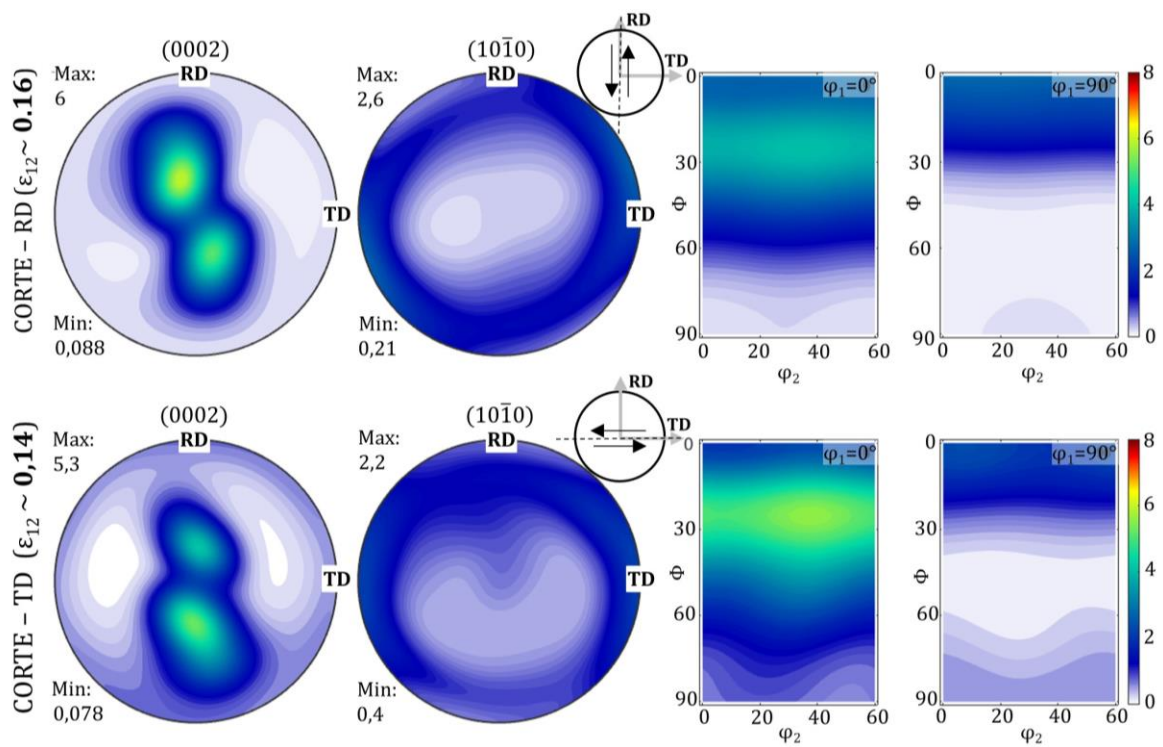


Figura 4.13: Figuras de polos experimentales medidas en muestra sometidas a deformaciones de corte simple con SD a 0° y 90° con respecto a RD. En las secciones de la ODF $\varphi_1 = 0^\circ$ se observaba la distribución de la fibra principal de orientaciones

Las figuras de polo **(0002)** y **{10 $\bar{1}$ 0}** se muestran en la Figura 4.13 para los ensayos con la SD inicialmente paralela a RD y TD, a deformaciones $\varepsilon_{12} = 0,16$, y $\varepsilon_{12} = 0,14$, respectivamente. A la derecha de cada figura de polos se indica el plano de corte mediante líneas de puntos. Una rotación macroscópica de toda la textura alrededor de ND, típica del corte simple, es claramente visible para todos los ensayos. El componente principal de la textura mantiene la inclinación de los ejes c con la normal a la chapa, observando un leve aumento de las intensidades. En complemento a esto, luego de los ensayos de corte la fibra

principal se extiende hacia los ángulos $\Phi = 0^\circ$ a 35° . Para el caso de SD // RD, una leve cantidad de cristales se ubican hacia para $\varphi_1 = 90^\circ$, $\varphi_2 \sim 0^\circ$. Para los casos SD // TD las intensidades en esas posiciones son similares, pero con rotaciones con respecto al eje c algo diferentes y más homogéneas en cuanto la distribución en el ángulo φ_2 que las texturas iniciales.

4.3. MODELADO UTILIZANDO VPSC-SRE

Como se dejó planteado en la introducción, los resultados encontrados en el trabajo realizado por Schlosser (2013-2018) haciendo uso del modelo VPSC junto con la linealización tangente presentan como principal limitación la descripción de la textura bajo sollicitación uniaxial en la dirección TD. En vista de los aportes experimentales que se presentaron previamente, los cuales nos permiten cuantificar la respuesta mecánica y la evolución de la textura cristalográfica de chapas de Zn-Cu-Ti ante diferentes direcciones de sollicitación, se analizarán algunas de las hipótesis que se han planteado para el desarrollo del presente trabajo de tesis: capacidad predictiva del modelo VPSC-*afín* y VPSC-*tangente* y la necesidad de disponer de un modelo que permita tener en cuenta, aún en forma simplificada, el efecto de la CDRX y su efecto sobre la evolución de la textura.

4.3.1. Calibración del modelo con linealización *afín*

Se asume que la deformación plástica se produce a través de modos de deslizamiento basal $\langle \mathbf{a} \rangle \{0002\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$, prismático $\langle \mathbf{a} \rangle \{10\bar{1}0\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$, piramidal-II de segundo orden $\langle \mathbf{c} + \mathbf{a} \rangle \{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$ y maclado por compresión (CTW) $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$. Las tensiones críticas asociadas a los sistemas de deslizamiento y maclado son las responsables de describir los efectos de la microestructura y su evolución en la respuesta mecánica del material. Siguiendo en línea con los trabajos previos desarrollados por el grupo (Schwindt et al., 2015; Roatta et al., 2020) se asume un valor del coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación de 0,1 ($n=10$). Un factor importante a tener en cuenta en la definición del marco de trabajo que se utilizará la linealización afín. Para la descripción del endurecimiento mecánico y evolución de la textura se utiliza la ley de Voce extendida (Capítulo 3).

Por medio de Mtex, la textura inicial de la muestra se describe mediante un conjunto de 10000 orientaciones, número suficiente para garantizar que la textura discretizada captura correctamente los componentes principales de la textura experimental (Figura 4.14) aunque con una disminución de las intensidades. Se adoptó una relación de aspecto igual a 3:1:0.3 (RD-TD-ND) asociado a la inclusión. Cabe destacar, que en nuestro caso dicha relación es forzada de modo de poder integrar en el modelo de forma simple, tal como fue discutido por

Schlosser et al. (2017), el efecto de la direccionalidad inducida por la presencia del compuesto intermetálico alineado preferentemente con la RD.

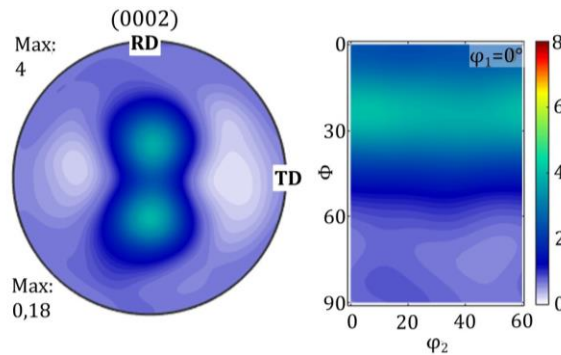


Figura 4. 14: Figura de polo basal y ODF calculadas a partir de las 10000 orientaciones que discretizan la textura medida

El procedimiento de calibración se lleva a cabo ajustando la respuesta UAT a lo largo de tres direcciones de ensayo (0° , 45° y 90°). Al tratarse de chapas, en todos los casos se asume que $\sigma_{33}=0$ y se imponen las siguientes condiciones de borde:

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

donde el superíndice * indica que la componente no es conocida y debe ser encontrada como parte de la solución del problema. El problema incremental se resuelve asumiendo pequeños incrementos de deformación $\Delta E_{11} = L_{11} \Delta t = 5 \times 10^{-3}$. Se fijó una tolerancia de 10^{-3} en la resolución de las iteraciones de punto fijo que involucra la resolución del problema autoconsistente.

El proceso de calibración involucra la determinación de cuatro parámetros de la ley de endurecimiento de Voce (Ec. 3-41) por cada uno de los modos de deslizamiento considerados potencialmente activo: τ_0 , θ_0 , θ_1 y τ_1 . En la literatura algunos autores han dedicado su trabajo a determinar valores experimentales de CRSS del sistema basal realizando ensayos de compresión, tracción y corte simple en monocristales de zinc puro y aleado como es caso de Adams y Vreeland (1998), Bell y Chan (1956) y Bosin et al. (1996). Los autores han encontrado valores de CRSS para el sistema basal en zinc puro 0,1; 0,3 y 0,5 MPa, respectivamente. De manera similar, existen otros trabajos para los sistemas de deslizamiento piramidales. Stofel (1963) en su tesis doctoral realizó ensayos de tracción y

torsión, y estudió el endurecimiento latente entre el sistema basal y los sistemas piramidales determinando que cuando no ha ocurrido un deslizamiento basal antes de que se active el deslizamiento piramidal, encontró valores de CRSS para $\tau_{crss}^{PyII} = 3$ MPa. De manera similar, Bell y Cahn (1956) encontraron al deslizamiento piramidal con mayor actividad luego del basal para ensayos de tracción con $\tau_{crss}^{PyII} = 10-15$ MPa. Philippe et al. (1994) compararon distintas relaciones de modos de deformación analizando la evolución de las texturas cristalográficas de Zn-Cu-Ti durante el proceso de laminado y concluyeron que los mejores resultados son obtenidos con relaciones $\tau_{crss}^{Pr}/\tau_{crss}^{Ba} = 15$, $\tau_{crss}^{PyI}/\tau_{crss}^{Ba} = 10$ y $\tau_{crss}^{CTW}/\tau_{crss}^{Ba} = 30$. En esta línea, Funderberger et al. (1997) utilizó las mismas relaciones y modelizó la tensión de fluencia aplicando el modelo de deformación plástica basado en Taylor-Bishop, que tiene en cuenta los mecánicos microscópicos combinados con la textura cristalográfica. Diot et al. (1998) evaluó y modelizó la evolución del gradiente de textura en el espesor durante el proceso de laminado. Para esto aplico el modelo de Taylor y como posibles modos de deformación activó el sistemas **Ba**, **Pr**, **PyI** y **PyII** con las siguientes relaciones de tensiones de corte critica resuelta: $\tau_{crss}^{Pr}/\tau_{crss}^{Ba} = 15$, $\tau_{crss}^{PyI}/\tau_{crss}^{Ba} = 30$ y $\tau_{crss}^{PyII}/\tau_{crss}^{Ba} = 10$. Delannay et al. (2004) propusieron un esquema de simulación numérica en el que se calcula el estado de tensión en la sección de la chapa aplicando diferentes leyes y suposiciones de deformación del policristal, tomando para sus simulaciones las mismas relaciones de CRSS adoptadas por Funderberger et al. (1997). Zhan et al. (2004) uso un modelo de flujo elastoplástico para estudiar el historial de deformaciones sufrido por una chapa de Zn-C-Ti durante el proceso de laminación asimétrica. En sus simulaciones activó el modo de deformación por maclado con $\tau_{crss}^{Pr}/\tau_{crss}^{Ba} = 15$, $\tau_{crss}^{PyII}/\tau_{crss}^{Ba} = 2$ y $\tau_{crss}^{CTW}/\tau_{crss}^{Ba} = 30$ como relaciones entre CRSS de los modos de deslizamiento. Vincent et al. (2005) también simuló la evolución de la textura durante el proceso de laminación (en este caso por skin pass) con un modelo elasto-plástico y con relaciones de CRSS $\tau_{crss}^{Pr}/\tau_{crss}^{Ba} = 15$, $\tau_{crss}^{PyI}/\tau_{crss}^{Ba} = 10$, $\tau_{crss}^{PyII}/\tau_{crss}^{Ba} = 10$ y $\tau_{crss}^{CTW}/\tau_{crss}^{Ba} = 8$. Borodachenkova et al. (2015) centraron su trabajo en el comportamiento mecánico de aleaciones de Zn, tanto en la modelización como experimentalmente, sometidas a deformación con cargas monótonas e inversión de carga. Para la modelización con VPSC utilizaron valores de CRSS con las siguientes relaciones: $\tau_{crss}^{Pr}/\tau_{crss}^{Ba} = 26$, $\tau_{crss}^{PyII}/\tau_{crss}^{Ba} = 10,5$ y $\tau_{crss}^{CTW}/\tau_{crss}^{Ba} = 28,5$. Cauvin et al. (2018) lograron un buen ajuste de la respuesta mecánica y una predicción razonable de los coeficientes de Lankford, permitiendo la activación de los sistemas basal, piramidal-II y maclado con relaciones de CRSS $\tau_{crss}^{PyII}/\tau_{crss}^{Ba} = 48$ y $\tau_{crss}^{CTW}/\tau_{crss}^{Ba} = 106$, sin considerar la activación del sistema prismático en sus simulaciones. En lo que respecta a trabajos previos del grupo, Schwindt et al. (2015) utilizaron relaciones $\tau_{crss}^{PyII}/\tau_{crss}^{Ba} = 12,5$ y $\tau_{crss}^{Pr}/\tau_{crss}^{Ba} = 50$ sin

considerar la activación del maclado; mientras que más recientemente Leonard (2022) en su trabajo doctoral, utilizó $\tau_{crss}^{PyII}/\tau_{crss}^{Ba} = 5,6$, $\tau_{crss}^{Pr}/\tau_{crss}^{Ba} = 10,1$ y $\tau_{crss}^{CTW}/\tau_{crss}^{Ba} = 12,1$.

La Tabla 4.1 contiene los parámetros de la ley de Voce adoptados para la calibración del modelo ajustando las curvas de carga UAT en RD, DD y TD.

Tabla 4.1 Parámetros de la ley de Voce calibrados utilizando VPSC-afin SRE

Afin				
Ley de Voce				
Modo de deformación	τ_0^s	τ_1^s	θ_0^s	θ_1^s
<i>Ba</i> {0001}<12 $\bar{1}$ 0>	6,05	16,96	322,38	5,89
<i>Pr</i> {10 $\bar{1}$ 0}<12 $\bar{1}$ 0>	299,98	215,40	240,76	11,99
<i>PyII</i> {11 $\bar{2}$ 2}<11 $\bar{2}$ 3>	68,60	95,5	3212,92	11,67
<i>CTW</i> {10 $\bar{1}$ 2}<10 $\bar{1}$ 1>	535,77	7,08	1125,49	22,40

Las simulaciones se realizaron a niveles de deformación consistente con lo determinado experimentalmente: 0,19, 0,24 y 0,30 para las orientaciones en TD, DD y RD respectivamente. La respuesta mecánica obtenida de las simulaciones presenta una buena concordancia con los resultados experimentales, logrando captar la respuesta anisótropa en tensión del material (Figura 4.15).

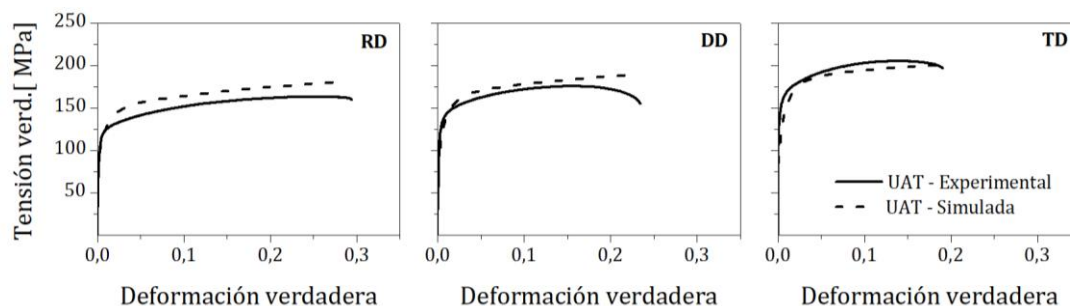


Figura 4.15: Comparación entre curvas de cargas experimentales y simuladas con linealización afin y los parámetros indicados en Tabla 4.1

La actividad relativa de los modos de deformación se muestra en la Figura 4.16 para cada una de las direcciones consideradas. Se observa una actividad basal predominante para

UAT-RD, la cual disminuye progresivamente para los casos UAT-DD y UAT-TD. En este último caso, la actividad piramidal-II $\langle c + a \rangle$ adquiere mayor importancia en los primeros y últimos pasos de deformación, pero no alcanza los niveles de la basal. Además, las actividades relativas del modo prismático no son sensibles a la orientación del material. Los sistemas de deslizamiento basal y prismático permiten la deformación en el plano basal, mientras que el deslizamiento piramidal-II $\langle c + a \rangle$ junto con el maclado $\{10\bar{1}2\} \{10\bar{1}1\}$ son los mecanismos que permiten acomodar la deformación a lo largo del eje c. Se observa que el porcentaje de actividad debido al maclado se mantiene en niveles muy bajos para todas las orientaciones. La baja actividad del modo de maclado es coherente con el papel secundario esperado del maclado en la evolución de la textura de esta aleación a temperatura ambiente y en condiciones de velocidad de deformación baja (Philippe et al., 1994; Faur et al., 2006). Se ha encontrado empíricamente que un valor de $N = 3$ para el SRE captura bien los efectos sobre la evolución de la textura de la fragmentación progresiva del grano durante la carga monótona. En Roatta et al. (2020) se llevaron a cabo simulaciones complementarias, en una aleación similar, para profundizar en la relación entre la actividad relativa de los modos potencialmente activos y la textura cristalográfica inicial mediante texturas unimodales y de fibra seleccionadas en condiciones UAT. Como era de esperar, las orientaciones alrededor del componente principal de textura favorecen la activación del sistema de deslizamiento basal $\langle a \rangle$, aunque en menor medida cuando la carga se aplica a lo largo de TD. Además, los cristales con sus ejes c cercanos a RD facilitan relativamente la actividad del sistema piramidal-II $\langle c + a \rangle$. Por lo tanto, la dispersión de orientaciones alrededor de las principales componentes de la textura aparece como un factor importante para el predominio del deslizamiento basal en las simulaciones realizadas empleando la textura experimental.

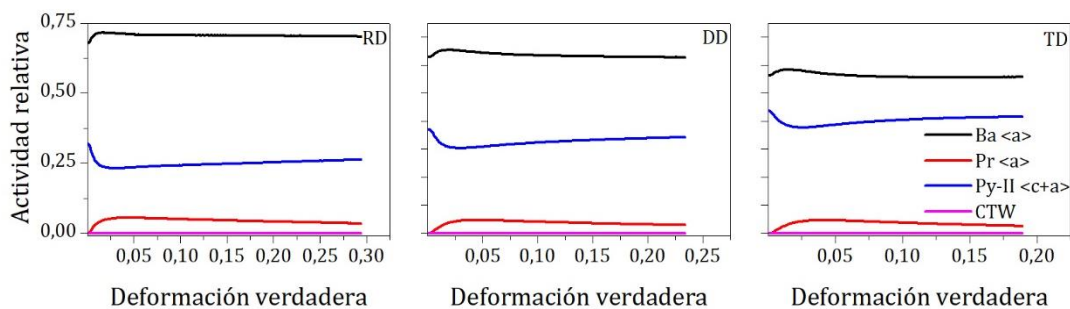


Figura 4.16: Actividades relativas de los modos de deformación potencialmente activos para las tres direcciones de ensayos UAT simulados

Con la utilización del SRE se logra reproducir las texturas cristalográficas experimentales medidas luego de los ensayos de tracción. Se consideraron las figuras de

polos (0002) y $\{10\bar{1}0\}$ junto con las dos secciones $\varphi_1 = 0^\circ$ y $\varphi_1 = 90^\circ$ de la ODF en el espacio de Euler a los niveles de deformación simulados, y se compararon con las texturas medidas experimentalmente en las probetas traccionadas. Se observa que las simulaciones, logran captar los cambios de intensidades de los polos basales incrementando las mismas para las muestras con orientaciones en RD y DD, y disminuyéndolas para las muestras en TD.

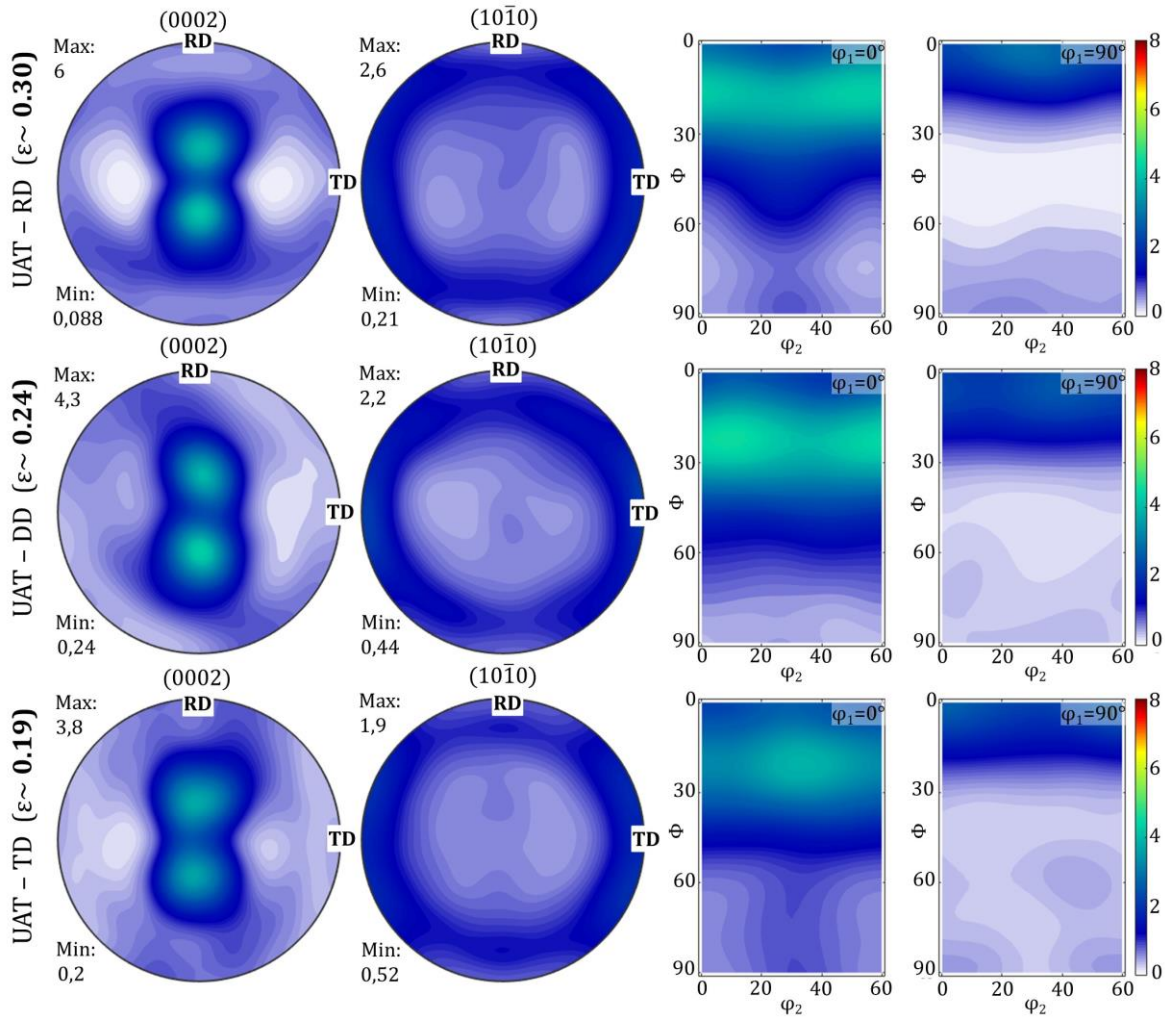


Figura 4.17: Figuras de polos basal y prismática, y secciones de ODF $\varphi_1 = 0^\circ$ y $\varphi_1 = 90^\circ$ predichas utilizando VPSC-afin SRE para las tres direcciones de carga simuladas

En general, las secciones de la ODF también presentan un buen acuerdo con los datos experimentales. Para la muestra en RD se observa un incremento de los polos basales en orientaciones cercanas ($\varphi_1 = 0^\circ, \Phi = 18^\circ, \varphi_2 = 0^\circ$ y 60°), reproduciendo la reorientación de los cristales alrededor del eje c, y notando un ensanchamiento de la fibra principal hacia ángulos de $\varphi_1 = 0^\circ$ a 30° . Además, en la evolución de los máximos secundarios, se observa que los cristales dejan sus posiciones en orientaciones $\Phi = 90^\circ, \varphi_2 = 0^\circ$ y 60° en la sección

$\varphi_1 = 0^\circ$, rotando hacia la orientación $\varphi_2 = 30^\circ$. Este efecto también se observa en el caso TD (Figura 4.17).

En todos los casos, se observa que las intensidades de las figuras de polos simuladas son sensiblemente inferiores a las experimentales lo cual está relacionado, como se observó anteriormente, a la discretización de la textura cristalográfica inicial del material.

4.3.2. Calibración del modelo con linealización *tangente*

Como se mencionó anteriormente, Schwindt et al. (2015) utilizaron con éxito la linealización *tangente* junto a los parámetros para la ley de endurecimiento detallados en la Tabla 4.2, para reproducir la respuesta mecánica del material ante ensayos UAT. Posteriormente, Schlosser (2014-2018) utilizó los mismos parámetros de ajuste para predecir la evolución de la textura cristalográfica del mismo material sometido a diferentes trayectorias de deformación. Continuando con este enfoque y con el objetivo adicional de contemplar los procesos de CDRX, se reprodujeron las curvas de carga uniaxial en tres direcciones distintas calibrando los parámetros de endurecimiento mediante VPSC con linealización *tangente* y la incorporación de SRE (Tabla 4.2 y Fig. 4.18).

Tabla 4.2 Parámetros de la ley de Voce calibrados utilizando VPSC-*tangente* SRE

Tangente				
Ley de Voce				
Modo de deformación	τ_0^s	τ_1^s	θ_0^s	θ_1^s
<i>Ba</i> {0001}<12$\bar{1}$0>	20,8	29,23	584	0
<i>Pr</i> {10$\bar{1}$0}<12$\bar{1}$0>	1000,2	501,12	180	0
<i>PyII</i> {11$\bar{2}$2}<11$\bar{2}$3>	191,4	267,96	59,4	5,45
<i>CTW</i> {10$\bar{1}$2}<10$\bar{1}$1>	255	10,586	1261,4	10,7

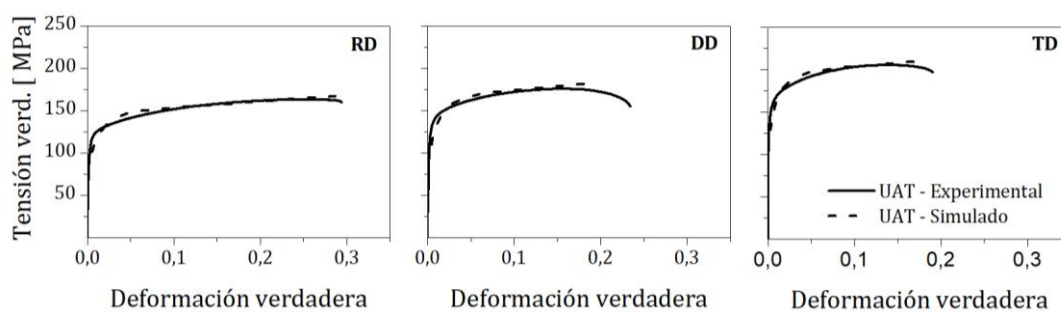


Figura 4.18: Predicción de las curvas de carga UAT en tres orientaciones con respecto a la RD utilizando linealización *tangente*

Las curvas de cargas simuladas muestran una buena concordancia con los datos experimentales, capturando la anisotropía de material y el endurecimiento durante la deformación plástica. La actividad relativa de los modos de deformación se muestra en la Figura 4.19 para cada una de las direcciones de ensayo. De similar manera que en el caso con linealización *afín* se observa una actividad basal predominante para UAT-RD, la cual disminuye progresivamente para los casos UAT-DD y UAT-TD, sin embargo, la disminución es menos marcada, acompañada con el leve aumento para la actividad piramidal-II $\langle c + a \rangle$. Coincidiendo con Schlosser (2014-2018), a pesar de tener relaciones de parámetros de endurecimiento menores que para las simulaciones con linealización *afín*, la activación de sistema prismático es prácticamente nula. Además, presenta diferencias en la evolución de los sistemas activados en los primeros pasos de deformación, disminuyendo la actividad relativa del modo basal y aumentando para el piramidal-II $\langle c + a \rangle$.

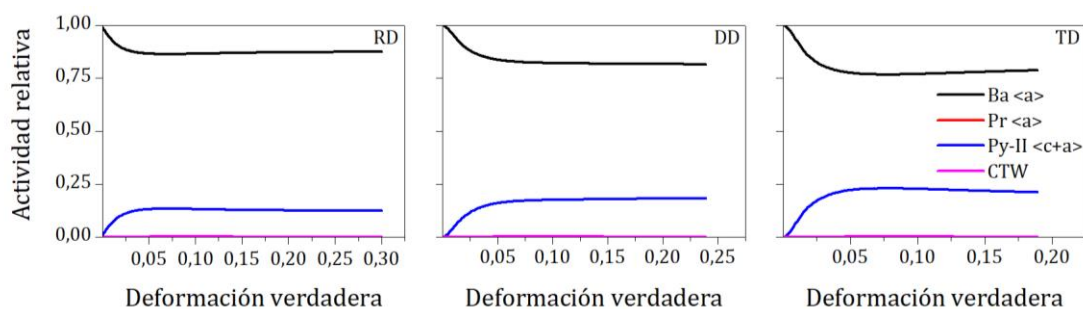


Figura 4.19: Actividades relativas de los modos de deformación potencialmente activos para las tres direcciones de ensayos UAT simulados con linealización *tangente*

El cálculo de los coeficientes de Lankford tanto con la utilización de la linealización *tangente* como *afín* se observan en la Figura 4.20. Ambos casos muestran resultados satisfactorios con tendencia creciente de los coeficientes conforme aumenta la desalineación del eje de carga con respecto al RD de la chapa. En particular, los valores para los ensayos UAT-RD y UAT-DD son más cercanos con la linealización *afín* mientras que esto se invierte para UAT-TD mejorando la aproximación con la linealización *tangente*. Sin embargo, de acuerdo a los valores experimentales, las relaciones de los coeficientes calculados para UAT-TD con UAT-RD y UAT-DD son conservadoras.

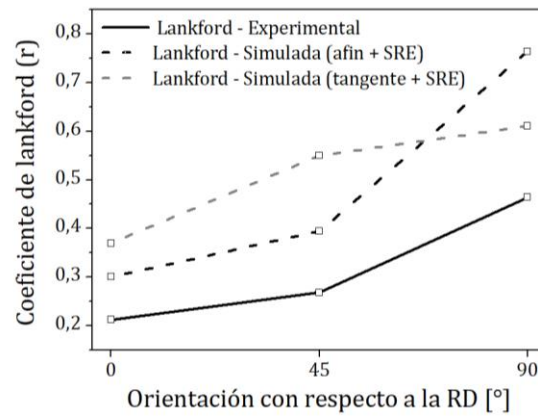


Figura 4.20: Coeficientes de Lankford calculados con respecto al ángulo de desalineación de la carga con respecto a la RD utilizando linealización *afin* y *tangente* considerando el SRE

En aspectos generales las figuras de polo predichas con VPSC-*tangente*, similarmente a lo calculado con VPSC-*afin*, captan las posiciones de las intensidades máximas principales en las tres orientaciones, incluso las posiciones de los cristales que mantienen su eje c paralelos a la ND. Una leve diferencia se observa en las ODF para los cálculos UAT-RD donde la fibra característica es uniforme para los ángulos $\varphi_2 = 0^\circ$ a 60° (Figura 4.21). Este efecto es menor marcado para los casos UAT-TD y UAT-RD. En cuanto a los máximos secundarios, luego de los ensayos de tracción simulados con linealización *tangente* se presenta una intensidad menor de cristales con su eje c recostado sobre el plano RD-TD en posiciones $\Phi = 90^\circ$.

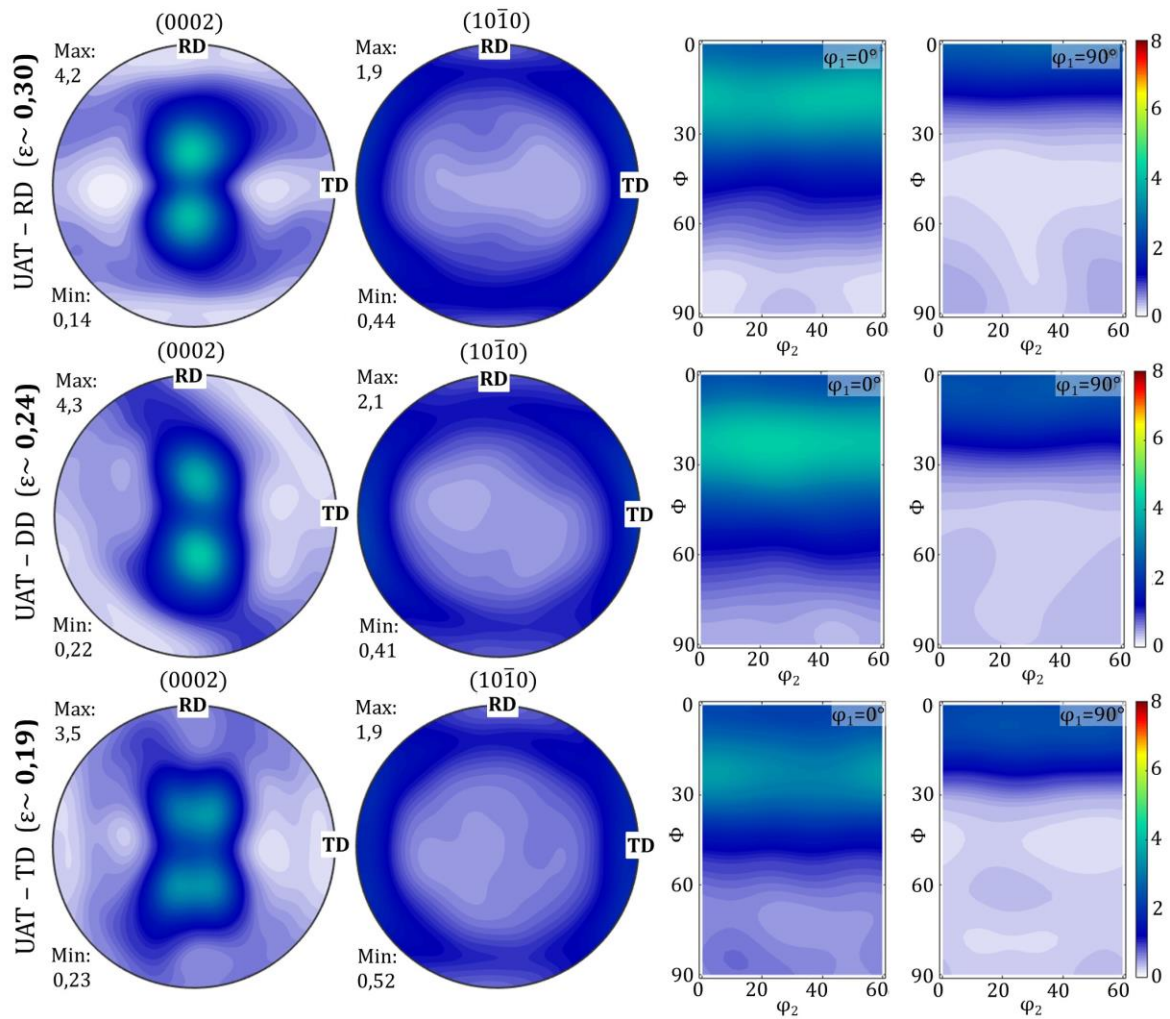


Figura 4.21: Figuras de polos y secciones de ODF simuladas para ensayos de tracción en tres orientaciones con respecto a la RD utilizando linealización *tangente*

4.3.3. Efecto de la consideración del SRE en el modelo VPSC (caso testigo con linealización *afín*)

Como se mencionó anteriormente, es de esperar que la reorientación de un grano durante la deformación se vea afectada (en cierta medida) por los granos vecinos. Específicamente, si los granos vecinos exhiben diferentes tendencias de reorientación, se puede esperar que se “arrastren” entre sí.

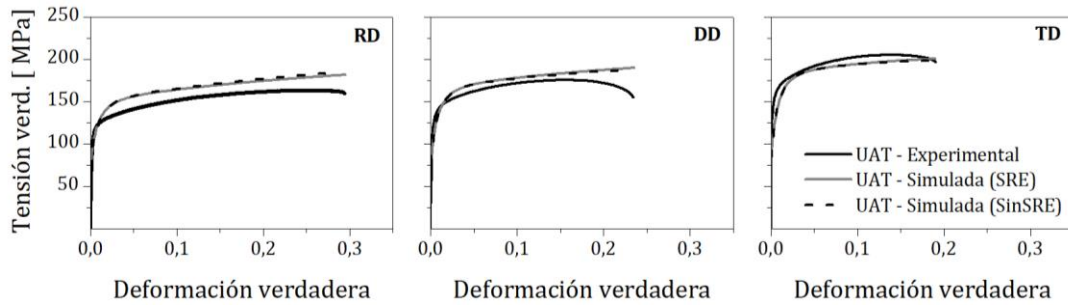


Figura 4.22: Simulaciones de las curvas de carga considerando el SRE (curva llena gris) y sin considerar el SRE (curva en trazo negro).

Las simulaciones sin la activación del SRE se realizaron con los parámetros de la ley de endurecimiento descritos en la Tabla 4.1 y la linealización *afín*. Las curvas de cargas no presentan variaciones significativas, sólo leves diferencias en cuanto al endurecimiento del material (Fig. 4.22). En ambos casos los coeficientes de Lankford mantiene la tendencia a aumentar sus valores conforme aumenta la desalineación de la carga con respecto a la RD, coincidiendo en este sentido con la tendencia experimental (Fig. 4.23a). En cuanto a los valores calculados, se observan leves diferencias con la utilización del SRE para los ensayos UAT-RD y UAT-DD, siendo más notorias para el ensayo UAT-TD. En ambos casos, los coeficientes de Lankford predichos para UAT-TD son los que más se alejan de los valores experimentales.

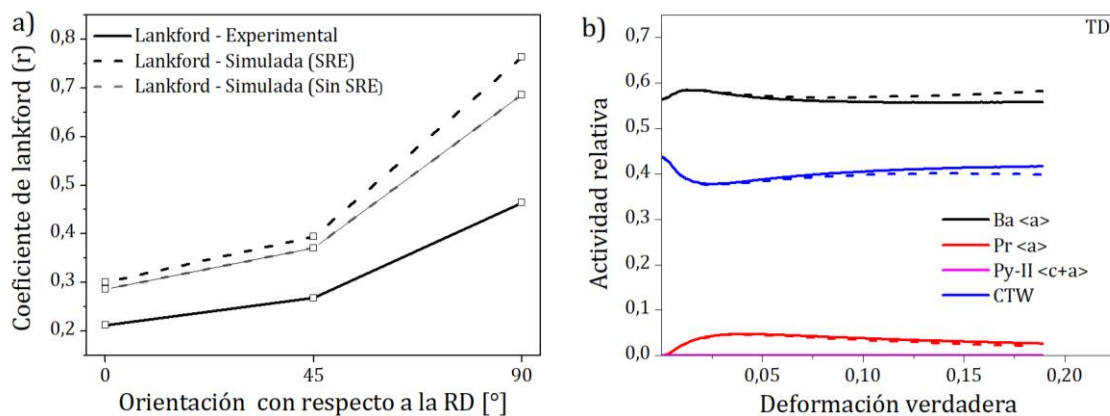


Figura 4.23: a) Coeficientes de Lankford experimental y simulados considerando el SRE (curva en gris) y sin considerar el SRE (curva en negro) b) Evolución de las actividades relativas para ambos casos en las simulaciones UAT-TD

En términos de texturas cristalográficas se muestran las figuras de polos y secciones de la ODF para ensayos UAT en tres orientaciones de carga (Figura 4.24). En UAT-RD y UAT-DD

se observa un aumento en las intensidades con respecto a las simulaciones con SRE, manteniendo la concentración de los máximos principales, pero en zonas más alejadas con respecto a la ND. De esta manera, se forman fibras dispuestas alrededor de $\Phi = 29,5^\circ$ para UAT-RD y $\Phi = 30,5^\circ$ para UAT-DD de acuerdo a las figuras de polos y secciones de ODF (Figura 4.24). En el caso de UAT-RD la distribución de máximos secundarios se reduce a la sección de la ODF $\varphi_1 = 0^\circ$ mientras que en UAT-DD prevalecen tanto en $\varphi_1 = 0^\circ$ como en $\varphi_1 = 90^\circ$. Durante la deformación UAT-TD, la desactivación del efecto del modelo propuesto (SRE) provoca la separación de las componentes basales en el desarrollo de la textura, por lo que la intensidad de la fibra principal se reduce considerablemente para la sección de la ODF en $\varphi_1 = 0^\circ$, siendo similares a las observadas en la sección $\varphi_1 = 90^\circ$. Esta limitación del modelo VPSC sin considerar el SRE, también fue observada por Schlosser (2013-2018).

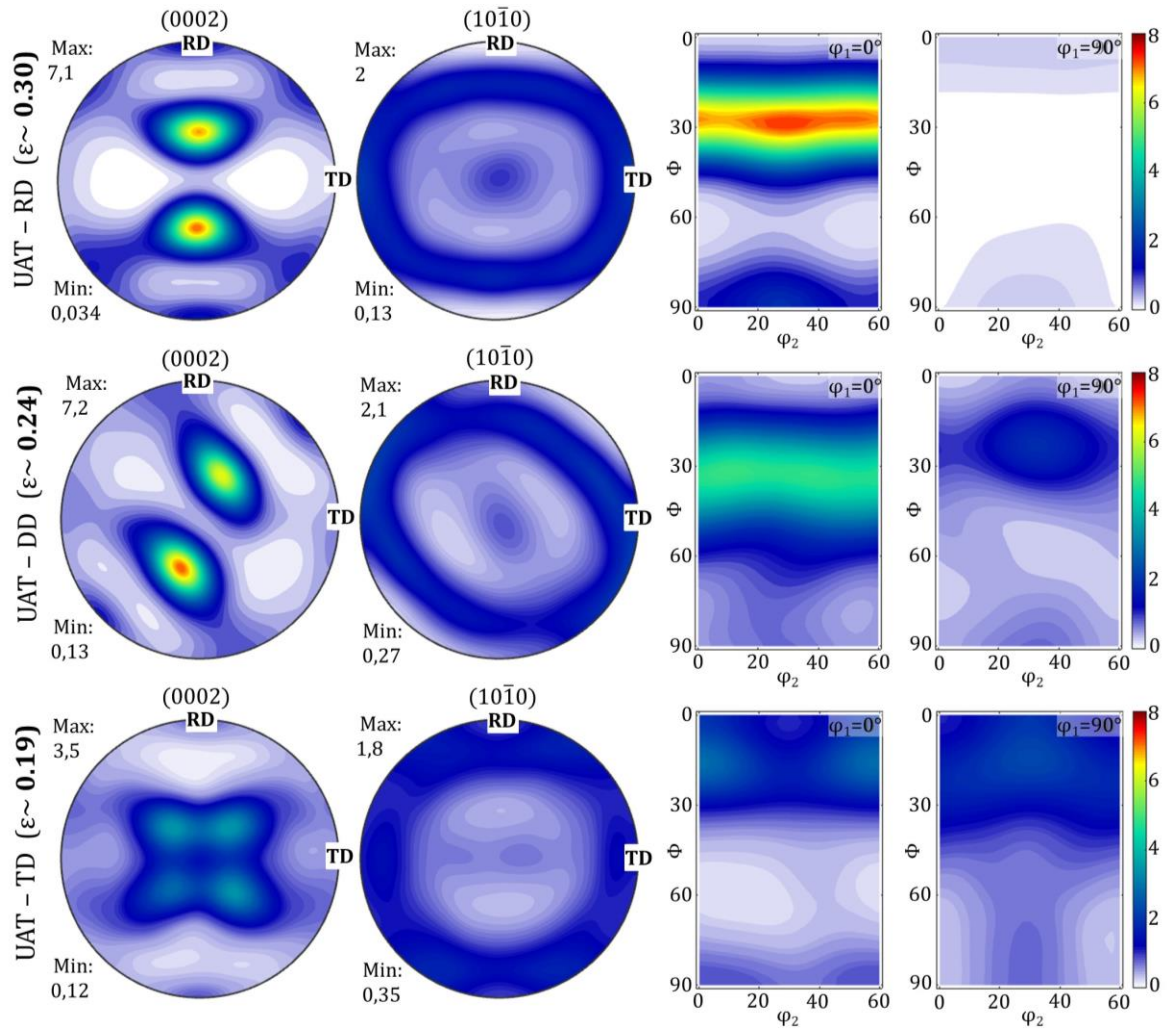


Figura 4.24: Texturas cristalográfica simuladas para los ensayos UAT utilizando VPSC-*afin* sin considerar SRE

Para comprender el aporte de cada cristal que constituye el material a la tensión macroscópica (tensión del policristal) la Figura 4.25 muestra las tensiones de cada uno de ellos durante la simulación UAT-TD a 0,19 (deformación última), activando y desactivando en el modelo el SRE. Existe en general, un leve desplazamiento de tensiones de la línea media que representa igual tensión al considerar el SRE en las simulaciones ($\sigma_{SRE} = \sigma_{Sin\ SRE}$), siendo 5783 granos (~58%) los que experimentan mayores tensiones cuando se tienen en cuenta el efecto de corto alcance de granos vecinos con 126,1 MPa de valor medio para este conjunto de cristales, levemente superior a los 120,7 MPa que presentan en promedio los cristales cuando no es considerado el SRE. Si bien los valores medios tienen una leve diferencia, la respuesta de cada cristal muestra diferencias algo más marcadas. En el caso que no se activa el SRE, el 55% de los granos experimentan tensiones más altas que la media de los granos del mismo caso, mientras estas cantidades aumentan 75% en el caso que se activa SRE. Para identificar las orientaciones de los cristales que representan a cada uno de los grupos descritos anteriormente se graficaron sus orientaciones sobre las figuras de polos del material de partida (Figura 4.26). Los cristales que responden con tensiones mayores a las medias sin considerar el SRE tienen sus caras piramidales sobre al plano RD-TD y sus caras basales orientadas alrededor de 40° con respecto al RD, mientras que, para el caso con SRE, sus ejes (c) se disponen sobre el plano ND-RD. Si bien se observan una cantidad más copiosa de cristales con sus caras basales orientadas en posiciones preferenciales (eje (c) a $\pm 22,5^\circ$) cuando es activado el SRE, este hecho no parece tener una tendencia clara, ya que también ese grupo de cristales es más numeroso.

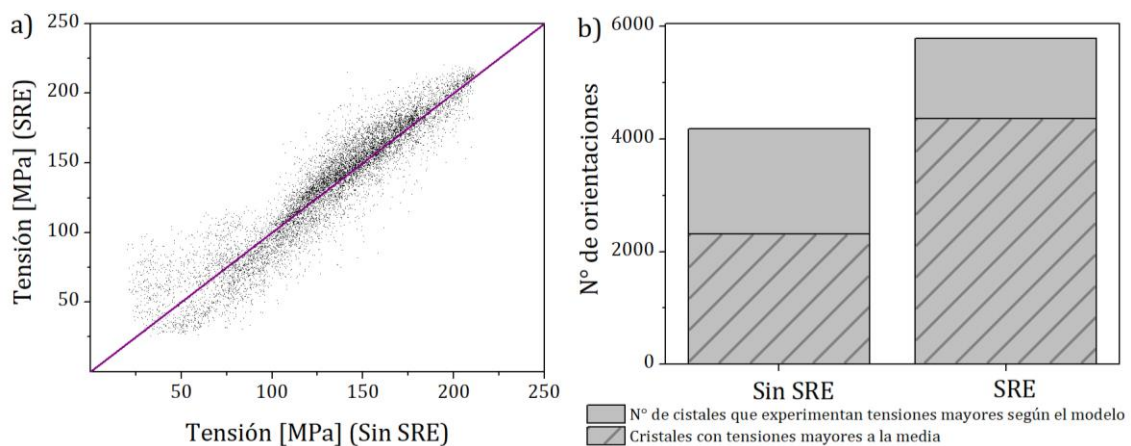


Figura 4.25: a) Tensión para cada cristal activando y desactivando el SRE b) Cantidad de cristales experimentan tensiones mayores con SRE o sin SRE

Para analizar el origen de los cristales que se reorientan y forman cuatro polos basales separados luego de UAT-TD, se simularon ensayos activando y desactivando el SRE con una textura inicial ficticia formada sólo por las orientaciones con mayor tensión aplicando el modelo SRE (grupo I). Los cristales luego de los ensayos se reorientan dando lugar a la formación de cuatro polos basales cuando no se considera el SRE, mientras que el mismo grupo de cristales forman dos polos luego del ensayo UAT-TD en el caso que se considera el SRE en las simulaciones (Figura 4.27a). Considerando sólo el grupo de orientaciones que presentaron mayor tensión cuando no se aplica SRE (grupo II), puede observarse una reorientación difusa entorno a las ubicaciones preferenciales de los polos basales, es decir no se aprecia la formación de cuatro polos basales bien definidos como en el caso anterior (Figura 4.28). Esto sugiere que, si bien el reordenamiento de ambos grupos de cristales aporta a las intensidades de los cuatro polos basales, las orientaciones de los cristales pertenecientes al grupo I luego de la deformación UAT-TD son las responsables de los cuatro polos basales bien definidos en el desarrollo de la textura cuando no es considerado el efecto del SRE.

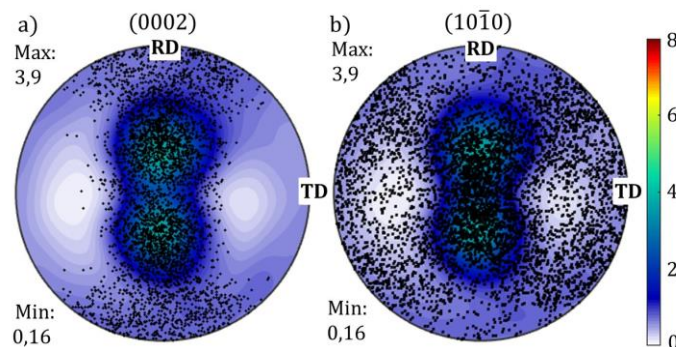


Figura 4.26: Distribución en la figura de polo basal del material recibido de las orientaciones de los cristales que integran el a) grupo I y b) grupo II

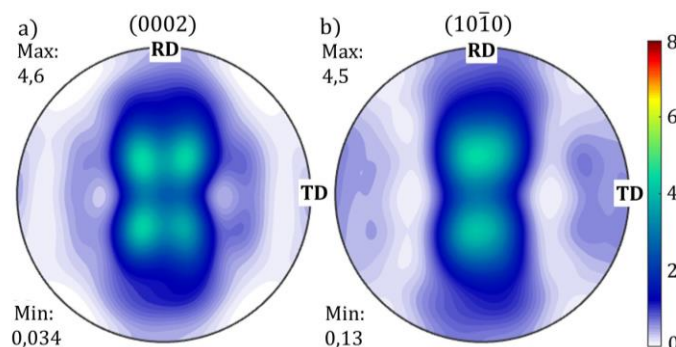


Figura 4.27: Figuras de polos basales luego un ensayo UAT-TD ($\epsilon=0,19$) para el grupo I: a) sin considerar el SRE y b) considerando el SRE

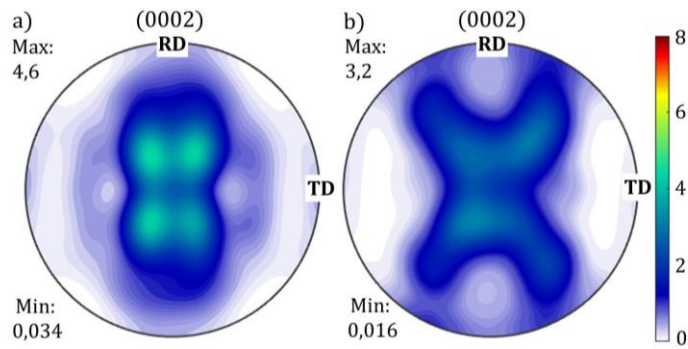


Figura 4.28: Figuras de polos basales luego un ensayo UAT-TD ($\epsilon=0,19$) para el a) grupo II y b) grupo I. Si bien en ambos casos no se considera el SRE la contribución a los cuatro polos basales del conjunto completo de cristales es diferente

Lo comentado anteriormente puede extenderse a una terna de cristales vecinos con orientaciones disímiles. El aporte en la textura discretizada de los cristales seleccionados puede observarse en la figura 4.29b. La reorientación de cada cristal luego de los ensayos UAT sin considerar y considerando el SRE se observa en la Figura 4.29a y 4.29c respectivamente. En particular, el cristal 3 mantiene su orientación dentro de los polos basales más intensos en ambos casos. La evolución de los cristales 1 y 2 es la más afectada por la activación del SRE. En particular, la orientación del cristal 1 se ubica por fuera de los polos basales en la textura inicial evolucionando hacia uno de los cuatro polos cuando no es considerado el SRE (Figura 4.29a) mientras que cuando el SRE es activado no se encuentra entre los polos basales. Dado el aporte del cristal 2 a la textura inicial puede considerársele que pertenece al grupo II de cristales analizados en el párrafo anterior. La evolución de su orientación es considerable cuando no se activa el SRE mientras que cuando si es activado sólo se observa un leve cambio. En cuanto al cristal 3 no presenta variaciones considerables con la activación y desactivación del SRE.

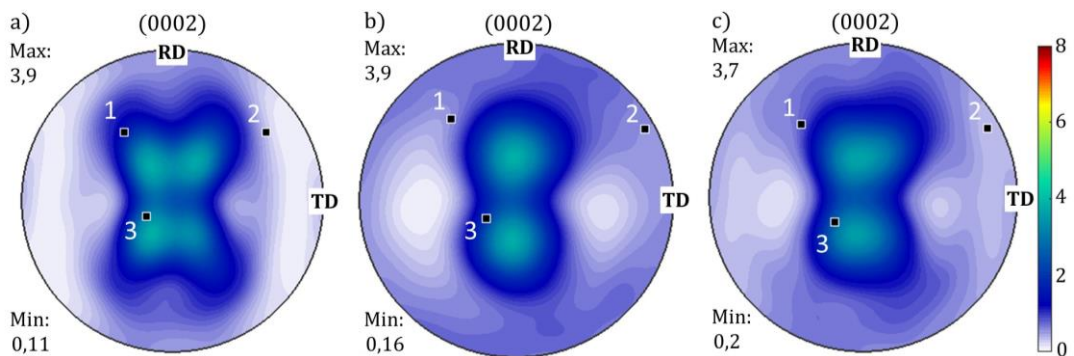


Figura 4.29: Reorientación de tres cristales vecinos luego del ensayo UAT a) no afectados por el SRE respecto a sus b) orientaciones previas al ensayo y c) cuando la reorientación es afectada por del SRE

En la Figura 4.30 se muestran las actividades relativas para cada uno de los cristales definidas por la suma de los incrementos de la velocidad de corte de cada modo dividida por la suma de los incrementos de la velocidad de corte aportados por todos los modos potencialmente activos. Para todos los cristales la mayor la actividad la presenta el sistema basal, no teniendo influencia en este aspecto la activación o no del SRE. Para los cristales 1 y 2 la actividad de sistema basal se reduce al activar el SRE. En particular, la tasa de crecimiento (determinada por la pendiente de la curva) de la actividad del sistema basal del cristal 2 es más marcada cuando no se considera el SRE. Un comportamiento opuesto presenta la actividad del sistema piramidal-II. El leve aumento de la actividad del sistema basal para el cristal 1 es a expensas de la disminución de las actividades de los sistemas prismático y piramidal-II. Vale aclarar que el cristal 1 es el único que presenta actividad del sistema prismático. En cuanto al cristal 3, la actividad del sistema basal aumenta cuando se activa el SRE.

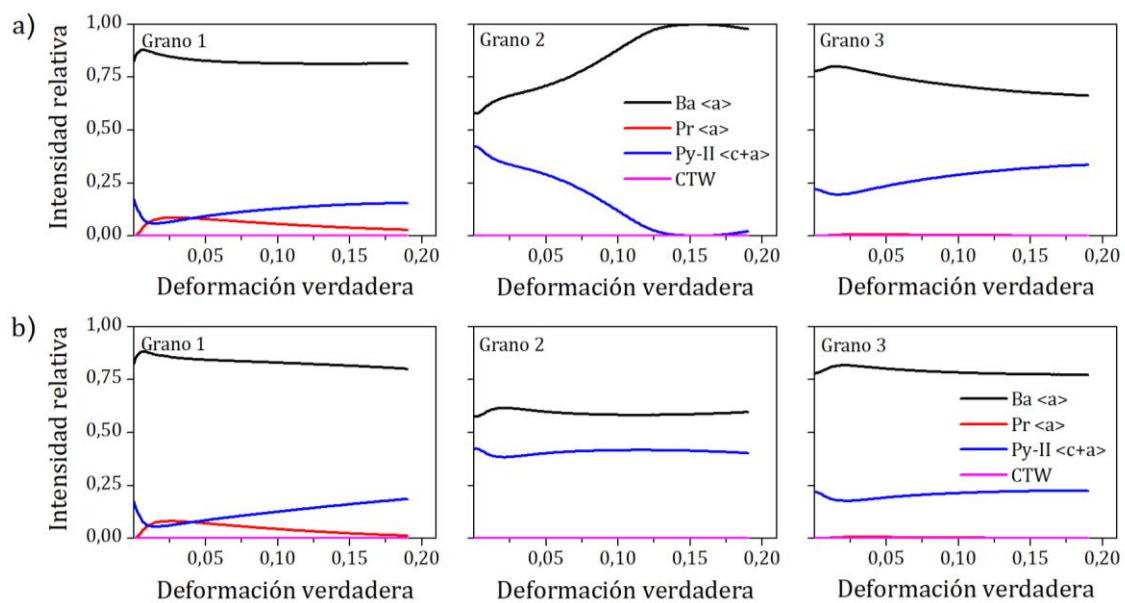


Figura 4.30: Actividades de los tres cristales vecinos luego de los ensayos UAT-TD a) sin considerar y b) considerando el SRE

4.4. Aplicación al caso de corte simple

Se utilizaron ensayos de corte simple en el plano para verificar la eficacia del modelo VPSC-SRE para describir los efectos de CDRX en la evolución de la textura y la respuesta mecánica en un proceso de deformación no utilizado en el proceso de calibración. Como se observó experimentalmente, el material no presenta la marcada anisotropía mecánica

observada en los ensayos UAT y este comportamiento es capturado satisfactoriamente por las simulaciones numéricas (Figura 4.31).

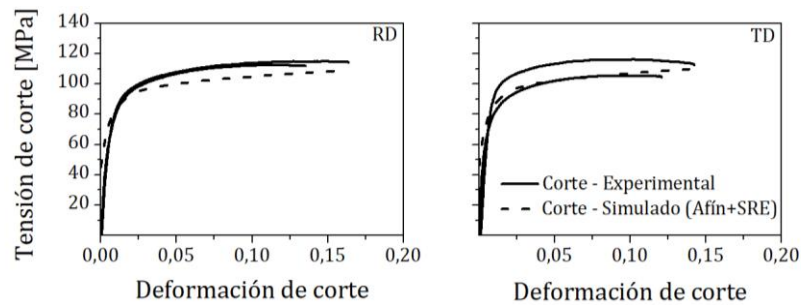


Figura 4.31: Simulaciones de las curvas de carga de corte simple con parámetros de la ley de endurecimiento calibrados con ensayos UAT.

Este hecho se refleja en las actividades relativas de los modos de deformación en la Figura 4.32. El sistema basal sigue siendo el más activo, mientras que la actividad de los sistemas más duros se distribuye entre los modos piramidal-II y prismático, con predominio del piramidal. La actividad del maclado es insignificante, de manera similar a los ensayos de UAT.

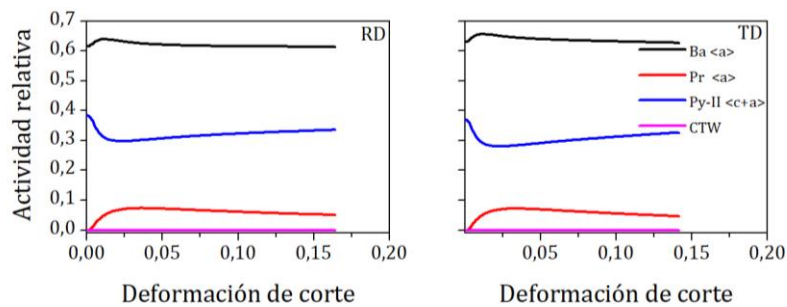


Figura 4.32: Actividades relativas de cada modo activado en las simulaciones de ensayos de corte. El sistema basal es el más activo para las tres orientaciones de ensayos

Los resultados obtenidos con el modelo VPSC-SRE capturan con éxito las principales características de las texturas experimentales en los tres ensayos realizados (Figura 4.33). Sin embargo, la evolución de la textura sin SRE muestra el desarrollo de la orientación ideal denominada y estudiada para materiales HCP sometidos a corte simple por Beausir et al. (2007), que no está presente en las mediciones experimentales. En particular, las características de las figuras de polo para el ensayo de corte SD//RD (sin SRE) están de

acuerdo con los resultados simulados obtenidos para chapas de Zn realizados por Borodachenkova et al. (2015). Aunque estos autores encuentran una actividad piramidal alta, que no parece estar de acuerdo con los resultados experimentales (es decir, incluso mayor que la actividad basal que se espera que sea el principal modo de acomodación de la deformación en estas aleaciones a temperatura ambiente y velocidad de deformación baja).

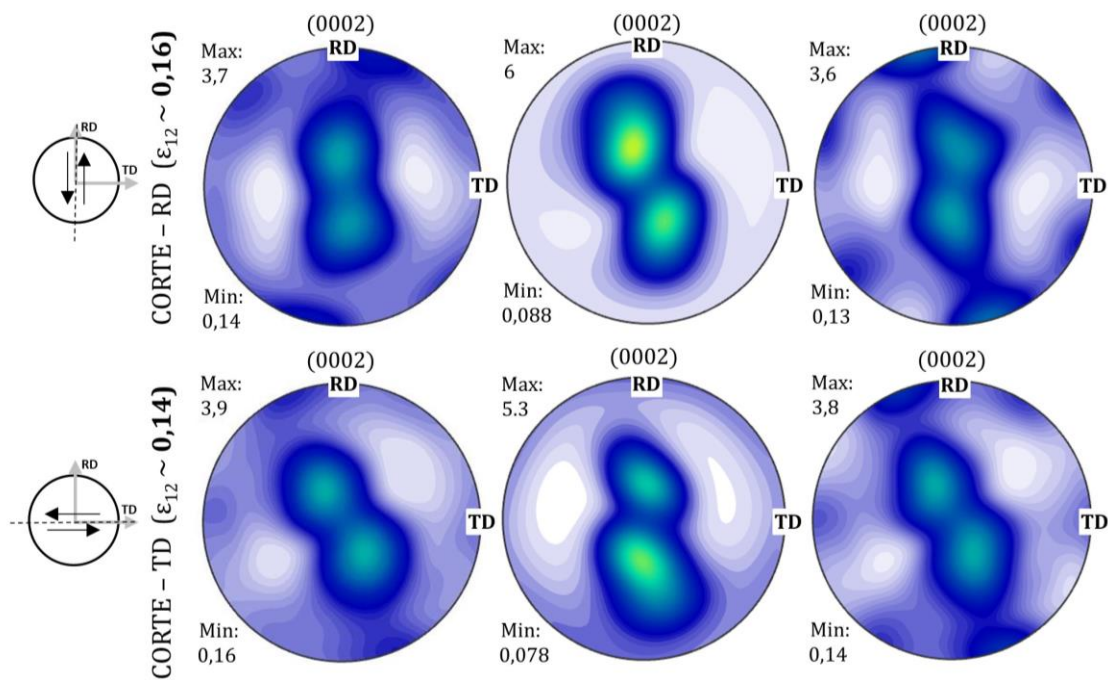


Figura 4.33: Comparación de figuras de polo basal experimental (medio) y simuladas de los ensayos de corte simple con parámetros de la ley de endurecimiento calibrados con ensayos UAT VPSC-afín considerando SRE (izquierda) y sin considerar SRE (derecha)

4.5. CONCLUSIONES

En este capítulo, se caracterizó experimentalmente y se realizaron simulaciones numéricas dentro del marco de la plasticidad cristalina de una chapa de aleación de Zn-Cu-Ti bajo carga monótona. Los parámetros del modelo se calibraron con tres ensayos de tensión uniaxial independientes a lo largo de RD, DD y TD. Se mostró que el uso de una implementación del modelo basado en una linealización afín no es suficiente para mejorar los resultados del modelo en cuanto a la predicción de la evolución de la textura cristalográfica bajo sollicitación de carga monótonas. En particular el uso del modelo VPSC-afín no modifica sustancialmente el resultado obtenido con el modelo VPSC-tangente en cuanto a la separación de polos basales cuando el material es sollicitado en tracción uniaxial en la dirección TD. Los efectos de corto alcance asociados con el proceso de fragmentación de granos debido a CDRX

se incluyeron en las simulaciones al reforzar empíricamente la continuidad del campo de rotación de la red entre pares de orientaciones elegidas al azar. El modelo VPSC-*afín* SRE propuesto pudo reproducir satisfactoriamente el conjunto de texturas cristalográficas que se caracterizaron según las tres direcciones de sollicitación RD, DD y TD, así como las curvas de tensión-deformación macroscópicas. No obstante, la anisotropía plástica (valores r) es sobrestimada. Respecto a esto último, se arribó a conclusiones similares a las encontradas previamente por otros autores, referidas al rol clave que tiene la forma de grano y su influencia en la predicción de la anisotropía mecánica en ensayos uniaxiales. El hecho de haber encontrado resultados aceptables al forzar una forma de grano que sobreestima la forma de grano inicial, permite sostener la hipótesis del rol que tiene el alineamiento preponderante de los precipitados en la dirección de laminación de la chapa. Adicionalmente se caracterizó el material bajo sollicitaciones de corte, el conjunto de texturas y curvas de carga medidas permiten confrontar el modelo ante sollicitaciones de carga cualitativamente diferentes a las utilizadas para la calibración del modelo. Las simulaciones realizadas usando el modelo VPSC-*afín* SRE conducen a una mejor concordancia del desarrollo de la textura cristalográfica durante el corte simple. Las curvas de tensión-deformación predichas para ensayos de corte simple a lo largo de RD y TD muestran una buena concordancia cuando se comparan con los resultados experimentales, mientras que la DD es subestimada.

4.6. REFERENCIAS

- Adams, K.H., Vreeland, T. Jr. (1968). Impurity effects on basal dislocation in zinc single crystals, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 242, 132-139.
- Arul K., M., Clausen, B., Capolungo, L. (2018). Deformation twinning and grain partitioning in a hexagonal close-packed magnesium alloy. Nature Communications, 9, 4761 (2018). doi.org/10.1038/s41467-018-07028-w.
- Bachmann, F., Hielscher, R., Schaeben, H. (2010) Texture analysis with MTEX - free and open source software toolbox, Solid State Phenomena. 160, 63-68. doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.160.63.
- Beausir, Benoît, Tóth, L. S., y Neale, Kenneth W. (2007). Ideal orientations and persistence characteristics of hexagonal close packed crystals in simple shear. Acta Materialia, 55(8), 2695- 2705. doi:10.1016/j.actamat.2006.12.021.
- Bell, R. L., y Cahn, R. W. (1957). The dynamics of twinning and the interrelation of slip and twinning in zinc crystals. Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences, 239(1219), 494-521. doi:10.1098/rspa.1957.0058
- Blaber, J., Adair, B., y Antoniou, A. (2015). Ncorr: Open-Source 2D Digital Image Correlation Matlab Software. Experimental Mechanics, 55(6), 1105-1122. doi:10.1007/s11340-015-0009-1.
- Borodachenkova, M., Wen, W., Barlat, F., Pereira, A., y Grácio, J. (2015). Modeling of the mechanical behavior and texture evolution in Zn alloys during reverse shear loading. Journal of Materials Processing Technology, 224, 143-148. doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.04.021

- Bosin, M.E., Lavrentev, F.F., Nikiforenko, V.N. (1996). Localization of plastic deformation in zinc crystals containing forest dislocations, *Physics of the Solid State*, 38, 1972-1975.
- Cauvin, L., Raghavan, B., Bouvier, S., Wang, X., y Meraghni, F. (2018). Multi-scale investigation of highly anisotropic Zinc alloys using crystal plasticity and inverse analysis. *Materials Science and Engineering: A*, 729(February). doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.038>.
- 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.
- Faur, M., y Cosmeleață, G. (2006). Effects of hot and cold rolling on the microstructure of low alloy Zn-Cu and Zn-Cu-Ti zinc alloy with improved corrosion resistance. *UPB Scientific Bulletin, Series B: Chemistry and Materials Science*, 68(1), 67-74.
- Fundenberger, J. J., Philippe, M. J., Wagner, F., y Esling, C. (1997). Modelling and prediction of mechanical properties for materials with hexagonal symmetry (Zn, Ti and Zr alloys). *Acta Materialia*, 45(10), 4041-4055. doi:10.1016/S1359-6454(97)00099-2.
- Jansen, Yann, Logé, Roland E., Milesi, Marc, y Massoni, Elisabeth. (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), 851-855. doi:10.1016/j.jmatprotec.2012.12.006.
- Lebensohn, R. A., Castañeda, P. Ponte, Brenner, R., y Castelnau, O. (2011). Full-Field vs. Homogenization Methods to Predict Microstructure–Property Relations for Polycrystalline Materials. En *Computational Methods for Microstructure-Property Relationships* (pp. 393-441). Boston, MA: Springer US. doi:10.1007/978-1-4419-0643-4_11
- Leonard, M., Moussa, C., Roatta, A., Seret, A., Signorelli, J.W. (2020). Continuous dynamic recrystallization in a Zn–Cu–Ti sheet subjected to bilinear tensile strain. *Materials Science and Engineering: A*, 789, 139689/1–11.
- Lebensohn, R. A., y Tomé, C. N. (1993). A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: Application to zirconium alloys. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 41(9), 2611-2624. doi:10.1016/0956-7151(93)90130-K.
- Loveland, R.P. (1944). *Metallography in Color*, ASTM Bull., p 19.
- Milesi, M., Logé, R. E., y Jansen, Y. (2014). Anisotropic mechanical behavior and formability criterion for zinc sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(12), 2869-2876. doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.06.023.
- 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, 134-148. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.02.021.
- Mongeon, L., y Barnhurst, R. (2004). *Metallography and Microstructures of Zinc and Its Alloys*. En *ASM Handbook, Vol. 9: Metallography and Microstructures* (Vol. 9, pp. 933-941). Materials Park, OH: ASM International. doi:10.1361/asmhba0003769.
- Nagra, J.S., Brahme, A., Lévesque, J., Mishra, R., Lebensohn, R.A., Inal, K. (2020). A new micromechanics based full field numerical framework to simulate the effects of dynamic recrystallization on the formability of HCP metals, *International Journal of Plasticity*, 125,210–234. doi.org/10.1016/j.ijplas.2019.09.011
- Neumeier, L. A., Risbeck, J. S. (1970). Influence of Rolling Temperature and Cu content on creep and other properties of Zn-Cu and Zn-Cu-Ti alloys. U.S. Dept. of Interior - Bureau of Mines (Vol. 7363).

- Philippe, M. J., Funderberger, J. J., Galledou, Y., Humbert, M., Wegria, J., y Esling, C. (1991). Influence of Texture on Low Temperature Bendability of Zn Alloys. *Textures and Microstructures*, 14(C), 471- 476. doi:10.1155/tsm.14-18.471.
- Philippe, M. J., Wagner, F., Mellab, F. E., Esling, C., y Wegria, J. (1994). Modelling of texture evolution for materials of hexagonal symmetry–I. Application to Zn alloys. *Acta Metallurgica et Materialia*, 42(1), 239-250.
- Porter, Frank. (1991). *Zinc Handbook: Properties, Processing and Use in Design Mechanical Engineering* (1.a ed.). New York: sc.
- Pantazopoulos, G., Toulfatzis, A., Vazdirvanidis, A., y Rikos, A. (2017). Fundamental aspects of rolled Zn alloy sheet formability: Structure-property and failure mode relationships. *Materials Science Forum*, 879, 1443-1448. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1443.
- Quey, R., Dawson, P.R., Driver, J.H. (2012) Grain orientation fragmentation in hot-deformed aluminium: experiment and simulation, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 60, 509–524. doi.org/10.1016/j.jmps.2011.11.005.
- Rauch, E.F. (1998). Plastic anisotropy of sheet metals determined by simple shear tests. *Materials Science and Engineering: A*, 241, 1–2, 179-183, ISSN 0921-5093. doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00486-3.
- Roatta, A., Leonard, M. E., Nicoletti, E., Signorelli, J. W. (2020). Modeling texture evolution during monotonic loading of Zn-Cu-Ti alloy sheet using the viscoplastic self-consistent polycrystal model. *Journal of Alloys and Compounds*, 860, 158425. doi:10.1016/j.jallcom.2020.158425
- Rogers, D.H., Roberts, W.T. (1968). Plastic anisotropy of titanium and zinc sheet—II, *International Journal of Mechanical Sciences*, 10, 3, 221-IN2, [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(68\)90081-7](https://doi.org/10.1016/0020-7403(68)90081-7).
- Schlosser, Fernando, Schwindt, Claudio, Fuster, Valeria, Tommasi, Andréa, y Signorelli, Javier W. (2017). Crystallographic Texture Evolution of a Zinc Sheet Subjected to Different Strain Paths. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 48(6), 2858-2867. doi:10.1007/s11661-017-4069-y.
- Schlosser, F. (2018). Desarrollo de la modelización multiescala en agregados policristalinos HCP bajo sollicitación mecánica inducida en curso de procesos de conformado. Validación experimental en chapas de zinc texturado. Tesis Doctoral, Universidad Nacional del Sur.
- Schlosser, Fernando, Signorelli, J., Leonard, M., Roatta, A., Milesi, M., y Bozzolo, N. (2019). Influence of the strain path changes on the formability of a zinc sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 271. doi:10.1016/j.jmatprotec.2019.03.026.
- Schwindt, Claudio, Schlosser, Fernando, Bertinetti, M. A., Stout, Michael, y Signorelli, Javier W. (2015). Experimental and Visco-Plastic Self-Consistent evaluation of forming limit diagrams for anisotropic sheet metals: An efficient and robust implementation of the M-K model. *International Journal of Plasticity*, 73, 62-99. doi:10.1016/j.ijplas.2015.01.005
- Signorelli, Javier, y Tommasi, Andréa. (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, 356-366. doi:10.1016/j.epsl.2015.08.018.
- Stofel, E.J., Wood, D.S. (1963). Fracture of zinc single crystals, in: *Fracture of solids*, Metal. Soc. Conference, 21-24, 20, pp. 521-539.
- Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W. (2009). *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements*. Springer Publishing Company, Incorporated.
- Sztwiertnia, K., Mueller, H., y Haessner, F. (1985). Interpretation of Flow-Stress of Textured Zinc Sheet.

- Taylor, G. I. (1938). Plastic Strain in Metals. *Journal of the Institute of Metals*, 62, 307-324.
- Vander Voort, George F. (1999). *Metallography: Principles and Practice*. Materials Park, OH: ASM International.
- Vander Voort, G. F. (2004). Color Metallography. En *ASM Handbook*, Vol. 9: Metallography and 194 Microstructures (pp. 493–512). Materials Park, OH: ASM International.
- Vassilev, G. P., Liu, X. J., y Ishida, K. (2004). Reaction kinetics and phase diagram studies in the Ti-Zn system. *Journal of Alloys and Compounds*, 375(1-2), 162-170. doi:10.1016/j.jallcom.2003.11.026.
- Wang, Y. N., Huang, J.C. (2003). Texture analysis in hexagonal materials. *Materials Chemistry and Physics*, 81 (1), pp. 11-26.
- Zecevic, Miroslav, Lebensohn, Ricardo A., McCabe, Rodney J., y Knezevic, Marko. (2018). Modeling of intragranular misorientation and grain fragmentation in polycrystalline materials using the viscoplastic self-consistent formulation. *International Journal of Plasticity*, 109(May), 193-211. doi:10.1016/j.ijplas.2018.06.004.
- Zeng, X.H., Xue, P., Wu, L.H., Ni, D.R., Xiao, B.L., Wang, K.S., Ma, Z.Y. (2019) Microstructural evolution of aluminum alloy during friction stir welding under different tool rotation rates and cooling conditions, *Journal of Materials Science & Technology*, 35, 6, 972-981, doi.org/10.1016/j.jmst.2018.12.024.
- Zhang, F., Vincent, G., Sha, Y. H., Zuo, L., Fundenberger, J. J., y Esling, C. (2004). Experimental and simulation textures in an asymmetrically rolled zinc alloy sheet. *Scripta Materialia*, 50(7), 1011- 1015. doi:10.1016/j.scriptamat.2003.12.031.
- Zhou, Guowei, Li, Zihan, Li, Dayong, Peng, Yinghong, Wang, Huamiao, y Wu, Peidong. (2018). Misorientation development in continuous dynamic recrystallization of AZ31B alloy sheet and polycrystal plasticity simulation. *Materials Science and Engineering A*, 730(May), 438-456. doi:10.1016/j.msea.2018.05.095.

Modelado de la Curva Límite de Conformado en chapas de Zn-Cu-Ti con pre-deformación utilizando MK-VPSC

RESUMEN

En el presente capítulo¹⁹ se aborda el análisis del efecto del cambio de camino de deformación sobre la curva límite de conformado (FLC) mediante mediciones experimentales y cálculo numérico. Para lograr este propósito se realizan ensayos de conformado para determinar el diagrama límite de conformado (FLD) del material recibido en tres orientaciones (0° , 45° y 90°) con respecto a la RD. Este procedimiento también es realizado en probetas con una etapa previa de deformación de $\sim 0,12$ en tracción en RD (UAT- RD). Las simulaciones numéricas fueron realizadas usando la teoría de Marciniak y Kuczynski (MK) en conjunción con el modelo de plasticidad cristalina (VPSC-SRE), en línea con lo analizado con el Capítulo 4 y emulando el proceso de CDRX considerando el SRE. En una primera instancia, la capacidad de predicción del modelo VPSC-SRE se evalúa mediante la predicción de la FLD bajo cargas monótonas utilizando los esquemas de lineación *afín* y *tangente*. Los datos experimentales de la FLD con cambios en el camino de deformación y las texturas cristalográficas medidas luego de ensayos bilineales UAT-UAT son contrastadas con las obtenidas con el modelo.

Palabras claves: MK-VPSC, diagrama límite de conformado, cambios de camino de deformación, anisotropía, evolución de textura cristalográfica

¹⁹ Parte del desarrollo de este capítulo se basa el trabajo: **Nicoletti, E.A.**, Roatta, A., Ponzellini Marinelli, L., Signorelli, J.W., Celentano, D.J. (2022) Experimental and Numerical Analysis of Prestrain on the Formability of Zn-Cu-Ti Alloy Zinc Sheet. *Metals*, 12, 1095.

5.1. INTRODUCCIÓN

Con el objetivo de evaluar y cuantificar la capacidad de un material para ser deformado sin alcanzar la rotura durante las operaciones de conformado Keeler y Backofen (1963) usaron un método que consiste en determinar los valores máximos de las deformaciones principales midiendo la distorsión de círculos impresos sobre chapas sometidas a estirado biaxial, y graficaron las deformaciones mayores en función de las menores. Posteriormente, Goodwin (1968) utilizó la misma técnica 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. Estos conceptos han demostrado ser extremadamente útiles para representar las condiciones que conducen al inicio de la estricción del material (Hecker, 1975), e incluso hoy en día, los diagramas de Keeler y Backofen (lado derecho) y Goodwin (lado izquierdo) en conjunto, son conocidos como FLD y se han convertido en una de las mejores herramientas disponibles en el ámbito de la ingeniería para evaluar la capacidad de un material en particular para ser deformado. Jansen et al. (2013) y Milesi et al. (2014) evaluaron la FLC de una chapa de zinc con bajo contenido de Cu-Ti bajo solicitaciones de carga según diferentes direcciones (es decir, la deformación principal mayor paralela a la dirección de laminado ($\epsilon_1 \parallel RD$) o paralela a la dirección transversal de laminado ($\epsilon_1 \parallel TD$). Los autores mencionados reportan que la alta anisotropía conocida en la capacidad de deformación observada en los ensayos UAT, se manifiesta también en el comportamiento límite del material. En particular cuando la dirección principal de sollicitación está alineada con la RD, se observa una disminución muy pronunciada de la deformación límite para estados de carga muy próximos al estirado equibiaxial balanceado (EBA). Asimismo, es de destacar que los autores fueron los primeros, a nuestro conocimiento, en resaltar este comportamiento inusual, el cual ha sido también confirmado por el trabajo de Schlosser et al. (2019) para una chapa de aleación de zinc similar. Schwindt et al. (2015) examinaron la dependencia del FLD con la orientación de la chapa para una aleación de zinc denominada Zn20 (Zn-Cu-Ti) a lo largo de RD, DD y TD, y demostraron que la deformación límite depende en gran medida de la desorientación de la muestra respecto de la dirección principal de carga. Por otra parte, Milesi et al. (2017) estudiaron la dispersión de los valores límite de deformación como resultado del seguimiento de muestras de 24 bobinas de aleación comercial Zn-Cu-Ti mostrando una variabilidad apreciable en el valor de la deformación límite entre bobinas del material, especialmente para las trayectorias de deformación dentro de la región biaxial en el caso de probetas ensayados a lo largo de la RD. Debido a que la capacidad de deformación de los materiales depende de un gran número de variables, lo que dificulta su estudio experimental, el análisis teórico de la

inestabilidad plástica tiene una gran importancia para predecir las condiciones cercanas a la falla de los materiales. El uso de modelos micromecánicos para la predicción del comportamiento límite de conformado en chapas metálicas ha avanzado significativamente en los últimos años. Los modelos de plasticidad cristalina (CP) proporcionan un marco para comprender mejor la relación entre la localización de la deformación y la microestructura del material. Véase, por ejemplo, el trabajo de revisión de Signorelli et al. (2021) referentes al marco de trabajo que combina la técnica de Marciniak-Kuczynski (MK) con modelos de plasticidad cristalina. En particular, estos modelos son de gran utilidad para la descripción y el entendimiento de la plasticidad de las aleaciones HCP y su relación con la textura cristalográfica. En general, los materiales HCP exhiben una alta anisotropía plástica, una fuerte dependencia con la trayectoria de deformación, cambios en los mecanismos microscópicos de acomodación de la deformación (entre deslizamiento y maclado) y el efecto del endurecimiento latente. La combinación de esos factores genera una evolución de la textura y en consecuencia un cambio significativo en la anisotropía plástica (Kocks et al., 1998). En este sentido, Fundenberger et al. (1997) fue uno de los primeros en modelizar el FLD de chapas de aleaciones de Ti (TA6V) y zinc (Zn-Cu) usando la técnica MK para materiales HCP. Si bien en su tesis el problema dentro del marco MK-CP no fue completamente resuelto, su trabajo introduce el problema asociado con el modelado de la formabilidad de materiales HCP.

En el marco del modelo MK-VPSC, Neil y Agnew (2009) analizaron la ductilidad de una chapa de aleación AZ31B a distintas temperaturas, luego Wang et al. (2011) calibró los parámetros del material ajustando la curva de carga en tracción y compresión, y calculó la FLD basada sobre el clásico modelo de Taylor y un modelo elasto-viscoplástico autoconsistente (EVPSC). Steglich y Jeong (2016) estudiaron la formabilidad de otras dos aleaciones de magnesio, ZE10 y AZ31 a 200°C. En su trabajo la calibración de los parámetros del material la realizaron ajustando las curvas de carga en tres orientaciones (RD, DD y TD). En los últimos trabajos mencionados, los autores observaron que para ambas chapas los valores de los perfiles de la FLD experimental tienen un mínimo levemente desplazado hacia las trayectorias biaxiales. La desviación de la deformación límite mínima dentro de la zona de deformación biaxial también fue reportada por Signorelli et al. (2012) en aceros y por Aretz (2010) en aleaciones de aluminio, lo que indica que este comportamiento no es exclusivo de los materiales HCP. Izadbakhsh et al. (2010) encontraron que un incremento de la velocidad de deformación y los valores de relación de c/a mejoran las formabilidad. Para su estudio usaron un modelo MK-CP para simular la respuesta límite de dos orientaciones individuales. Además, los autores concluyeron que la presencia de maclas de compresión y/o de tensión mejoran la formabilidad. Siguiendo con las simulaciones en magnesio, Lloyd y Priddy (2017)

usaron un modelo de plasticidad cristalina para predecir computacionalmente la localización de deformación para una chapa AZ31.

La posibilidad de mejorar la ductilidad de los materiales HCP, en particular en las chapas de magnesio, mediante la modificación de la textura no es una tarea simple, ya que tiene lugar una relación compleja entre los modos de deformación por deslizamiento y maclado, y las relaciones entre los sistemas de deslizamiento basales y no basales. Como es conocido, el proceso de conformado industrial de chapas metálicas implica cambios en la ruta de deformación como consecuencia del complejo patrón de deformación requerido. Los efectos del historial de carga en el perfil de deformación límite (FLC) se han investigado extensivamente principalmente en materiales como aluminio y acero, pero en menor medida para materiales HCP. Uno de los primeros trabajos en estudiar la temática fue el que desarrollaron Laukonis y Ghosh (1978) en donde se evalúa el efecto de una predeformación biaxial balanceada sobre la FLD de un acero A-K y una aleación de aluminio (AA2036-T4); los autores confirman que la formabilidad se reduce en proporción a la magnitud de la predeformación biaxial equilibrada, mientras que para el AA2036-T4 algunos estados de deformación límite que estaban disponibles para los materiales sin predeformación, se vuelven inalcanzables para un proceso en dos etapas y viceversa. El efecto de la anisotropía fue incorporado por Barata da Rocha y Julinier (1984), quienes analizaron la predicción de la FLD de una chapa con anisotropía bajo caminos de deformación lineales y no lineales. En aleaciones de aluminio, Graf et al. (1994) estudiaron el efecto de trayectorias bilineales de deformación sobre los diagramas de límite de conformado en muestras de aluminio (AA2008-T4). Para su objetivo calcularon la FLD para tres tipos de sollicitaciones previas diferentes: estirado equibiaxial balanceado (EBA), uniaxial (UAT) y deformación plana (PS). Los autores encontraron que luego de una predeformación, los valores de deformación límite cambian según sea la trayectoria ensayada en la segunda etapa. Dhara et al. (2016) encontraron cambios en el FLD dependiendo de la cantidad y dirección (RD ó TD) en chapas AA5754-O. El FLC aumenta en el lado izquierdo y disminuye en el lado derecho del diagrama bajo una predeformación a lo largo de la TD o la RD. Abedini et al. (2018) realizaron ensayos no proporcionales en chapas de circonio (ZEK100-O) con predeformación uniaxial y biaxial seguidos de cambios bruscos en el estado tensional generados por deformación plana y de corte en el plano de la chapa. Los autores observaron que el límite de deformación bajo el estado de corte no mostró sensibilidad significativa a las historias previas a la deformación, con la excepción del caso asociado a deformación plana, donde la deformación límite se reduce. Borodachenkova et al. (2015) estudiaron la respuesta mecánica y la evolución de la textura de una chapa de aleación de Zn sometida a una deformación de corte simple que implica invertir el sentido en la dirección de la carga. Observaron que el cambio de camino de

deformación disminuye el límite de fluencia, aumenta el endurecimiento y se alcanza deformaciones levemente superiores. Sin embargo, su trabajo no se extendió al análisis de deformaciones límites. Leonard et al. (2020) establecieron la presencia del fenómeno de CDRX durante los ensayos de tensión bilineal (UAT-UAT) a temperatura ambiente para una aleación de Zn-Cu-Ti, pero en el estudio no aborda un análisis de deformación límite. Si bien las deformaciones límite son un aspecto de gran interés, el efecto de los cambios en la trayectoria de deformación y la influencia de CDRX en la deformación límite para chapas de aleación de zinc es un tema que no ha sido abordado en conocimiento hasta la escritura de la presente tesis. En el caso de las aleaciones de zinc, Schlosser et al. (2019) mostraron que el uso de una deformación bilineal, equibiaxial seguida de una tracción uniaxial, extiende los valores de deformación límite del material. En detalle se observa que la deformación límite es insensible a la orientación de las probetas para bajos niveles de predeformación. Esta apreciación se extiende a las orientaciones RD y DD para un nivel medio de predeformación. Llamativamente, para la orientación de probetas en TD, la deformación extendida en la segunda etapa satura independientemente del nivel de predeformación aplicado. A pesar de las mejoras en la capacidad de deformación observadas en el material con una etapa de deformación previa, en el trabajo se evaluó un sólo camino como segunda etapa de deformación (biaxial balanceada seguida de tracción). Los trabajos detallados, analizaron el efecto de una predeformación en un solo camino de deformación en aleaciones de zinc, y aún no se ha estudiado el efecto de la predeformación en el FLD completo.

Por el lado de las simulaciones, Cauvin et al. (2006) tomaron en cuenta cargas no proporcionales y evaluaron la forma en que los modelos de endurecimiento de Voce y Swift afectan a la predicción de la deformación límite, y demostraron que la FLD predicha usando el modelo de Swift es mayor que el simulado usando la ecuación de Voce. Siguiendo con esta línea, Butuc y Vincze (2018) analizaron la calidad de la aproximación con la técnica MK para predecir la deformación límite de una chapa de aleación de aluminio AA6016-T4 y de una chapa de acero endurecido, bajo condiciones de deformación lineal y en caminos de deformación en dos etapas Yang et al. (2010) estudiaron el comportamiento límite de una chapa AA5052-O bajo tres tipos de predeformaciones (tensión uniaxial, tensión plana y tensión equibiaxial en el plano). Encontraron que el preesfuerzo en tensión uniaxial y tensión equibiaxial en el plano afecta significativamente los perfiles FLC, mientras que una predeformación plana tiene un efecto menor. Una comparación entre las predicciones y los datos experimentales mostró un buen acuerdo. En el marco del modelo MK-VPSC y siguiendo la metodología de Kuroda y Tvergaard (2000), Schwindt et al. (2015) evaluaron tres conjuntos de cambios de caminos en tensión y deformación en dos etapas, donde cada etapa es identificada por una constante ρ (deformación) o α (tensión), observando que el nivel de la

predeformación fue incrementado desde cero hasta el valor de deformación límite con un incremento de 0,05 de deformación. Usando el modelo MK-EVPSC, Wang et al. (2011) analizaron la dependencia de la formabilidad con historia de diferentes trayectorias de deformación para una chapa aleación de magnesio (AZ31B). Los autores observaron una clara dependencia de la FLD en materiales HCP cuando se aplica sobre el material una deformación previa a los ensayos de tracción o biaxiales. Steglich y Jeong (2017) usaron el modelo MK-VPSC para simular aleaciones ZE10 y AZ31. Los autores encontraron que una predeformación en compresión en el plano de la chapa induce maclas del tipo $\{10\bar{1}2\}$ lo que puede ser beneficioso, de acuerdo con los resultados informados por Park et al. (2013), para una posterior conformado. Más recientemente Yang et al. (2020) estudiaron experimental y numéricamente la anisotropía mecánica de la aleación laminada de AZ31 bajo dos etapas de deformación (UAT-UAT). En la primera etapa utilizaron probetas en RD y en la segunda probeta orientadas cada 15° con respecto a la RD, notando una disminución de los límites de fluencias para todas las muestras predeformadas. A partir de las simulaciones concluyeron que los mecanismos de deformación en la segunda etapa de deformación están dados por el modo basal y prismático, con influencia de la textura conseguida con la predeformación. Sin embargo, su estudio no involucró cálculos de deformación límite.

El objetivo de este capítulo es evaluar, experimentalmente y por modelado, el diagrama límite de conformado (FLD) de la chapa de Zn-Cu-Ti a lo largo de RD, DD y TD utilizando muestras previamente sometidas a una predeformación a lo largo de RD con el fin de establecer la validez y limitaciones del esquema SRE para imitar los efectos de CDRX en conjunto con la técnica MK. En este sentido, la caracterización del material desarrollada en el capítulo 4, es extendida a la respuesta en la deformación límite en las tres orientaciones utilizando ensayo de conformado con punzón plano. La metodología para obtener la deformación límite es explicadas en los sucesivos apartados. En lo que respecta al modelado, es aplicado el marco teórico del modelo MK-VPSC que se desarrolla en el presente capítulo. Como resultados del capítulo se evalúan las capacidades y limitaciones de las FLC simuladas y la evolución de la textura en comparación con los datos experimentales correspondientes.

5.2. DETERMINACIÓN DE LA CURVA LÍMITE DE CONFORMADO EN CHAPAS DE Zn-Cu-Ti

5.2.1. Metodología de determinación de la FLD.

La metodología de determinación de la FLD 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) ε_I y ε_{II} que cubran en lo posible los estados de

deformación que ocurren en procesos industriales de conformado. El FLD estándar cubre sollicitaciones que van desde tracción uniaxial (UAT), a deformación equibiaxial balanceada (EBA), pasando por deformación plana (PS) y estados equibiaxiales intermedios 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_0), y ensayos de estirado biaxial Marciniak para el lado derecho del diagrama FLD. Para evaluar el campo de deformaciones, se utilizó la técnica de DIC 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). Si bien todas las trayectorias pueden ser abarcadas con diferentes geometrías de probetas de ensayos con punzón y, como se utilizan en numerosos trabajos, debido a su simplicidad de llevar a cabo las deformaciones y relativo bajo costo, se utilizan muestras uniaxiales para trayectorias de deformación que involucran caminos de deformación del lado izquierdo de la curva a deformación y deformación plana. Si bien, estos ensayos se los consideran y utiliza indistintamente para la determinación de la FLD experimental, es posible encontrar algunas diferencias en los valores de deformación límite informados variando el tipo de muestra utilizada. Vale aclarar, que la norma que estandariza las mediciones de las FLD (ISO 12004-2:2008) sólo involucran ensayos con punzón, aunque la misma metodología de cálculo los valores de las deformaciones principales pueden ser aplicados para probeta uniaxiales.

5.2.2. Ensayos uniaxiales

Como se mencionó anteriormente, por simplicidad, en numerosos trabajos (por ejemplo, Graf y Hosford, 1994 y Dhara et al., 2016), algunas geometrías Marciniak son reemplazadas por ensayos uniaxiales. Los ensayos de tracción permiten determinar la sección de la FLC en el rango $\varepsilon_{II} \leq 0$. La Figura 5.1 muestra las geometrías utilizadas en este trabajo. La probeta de la izquierda corresponde a ensayos de tensión uniaxial, mientras que la geometría de la derecha, permiten obtener deformación plana en el centro de la zona que deforma.

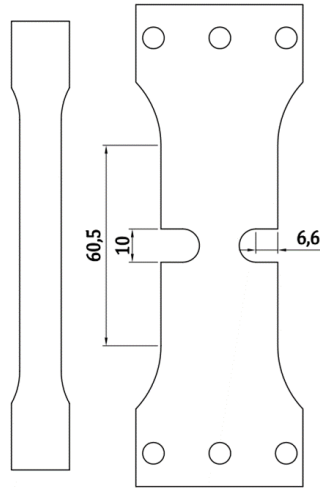


Figura 5.1: Probetas uniaxiales utilizadas para la obtención de deformación límite: ISO 12004-26 (izquierda) y deformación plana (derecha)

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 $\epsilon_{II} \leq 0$.

5.2.3. Ensayos de conformado con punzón plano

En el presente trabajo, los ensayos de Marciniak–Kuczynski (MK) se realizaron con un dispositivo en miniatura (Leonard et al., 2018) diseñado para tal fin, con el objetivo de poder ser montado en la máquina de ensayos universales Instron 3382. El diseño del equipo consta de las siguientes partes: el punzón, matriz y su soporte (ambas partes prensan la chapa) que sostiene la probeta; y el sistema óptico para fotografiar la deformación de la misma durante todo el período del ensayo. El ensamble de estas partes para formar el sistema completo se muestra en la Figura 5.2. La matriz se mantiene unida con ocho pernos de rosca estándar de 14,29 mm espaciados uniformemente en un círculo de 100 mm. La pieza inferior tiene un orificio cónico con un diámetro mínimo de 45 mm para proporcionar espacio para la deformación de las probetas. El borde de este orificio de paso está redondeado para evitar que se rompa la muestra. La parte superior de la matriz tiene un orificio mecanizado de precisión de 40 mm de diámetro que actúa como guía para el punzón. Todas estas dimensiones se ajustan a las indicadas en la norma ISO 12004-26. El conjunto de matriz se asienta sobre un tubo sin costura de 168,3 mm de diámetro y 165 mm de largo. A través de un orificio rectangular de 90 mm x 120 mm en el costado del tubo se permite la entrada del

sistema óptico. La matriz y el tubo se asientan sobre una placa atornillada a la base inferior de la máquina de ensayo universal Instron de manera que el ensayo se puede detener en una deformación intermedia.

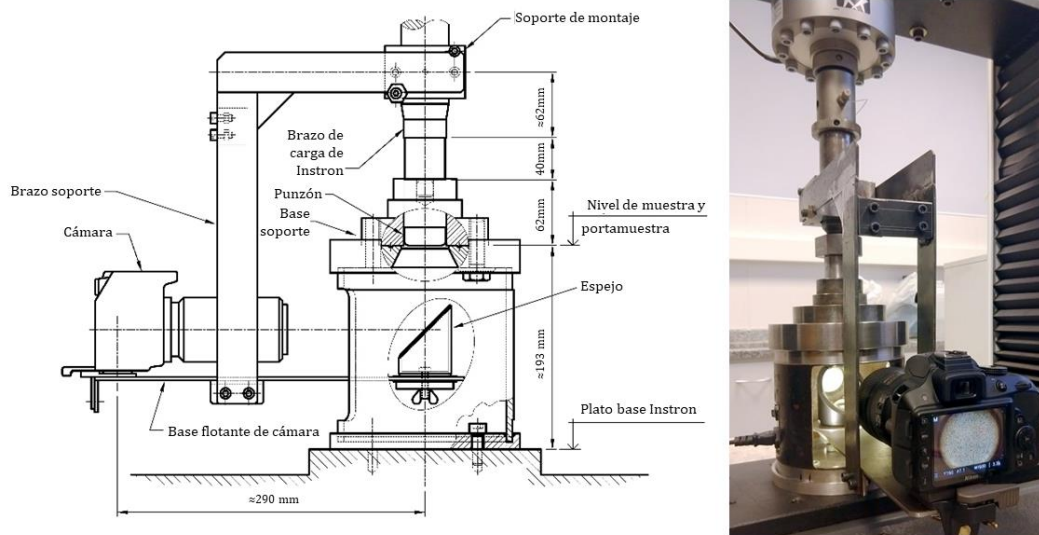


Figura 5.2: Dispositivo miniatura de ensayos de conformado Marciniak montado en máquina de ensayos universales.

El diseño fue considerado para ensayar probetas de 80 mm de diámetro a través de una abertura de 45 mm por un punzón de 40 mm de diámetro \times 5 mm de radio de hombro. Para conseguir los distintos estados de deformación se utilizaron muestras con geometría de reloj de arena y de lados paralelos. El ancho máximo de la entalla de la probeta de 56 mm. Con probetas de 45 mm de ancho con lados paralelos se logra tensión uniaxial y se llega a un estado de tensión cerca de la tensión plana para la muestra con forma de reloj de arena de 45 mm de ancho. Estas geometrías de muestras pueden observarse en la figura 5.3b. Para todos los ensayos, en las superficies de contacto entre las probetas y las máscaras se aplicó un arenado para maximizar la fricción, mientras que la superficie del punzón/máscara se lubricó con aerosol Molykote 321-R. A modo de ejemplo se muestra una probeta entallada con el speckle aplicado luego de la deformación y el campo de deformaciones correspondiente calculado con Ncorr. (figura 5.3a). En particular, a la máscara de acero se le realiza un recocido de recristalización en una etapa intermedia de ensayo a 850° C durante 30 minutos. En la Figura 5.4a se observa un corte del conjunto prensachapa-probeta-mascara de acero y punzón. En la Figura 5.4b se observa el estado de deformación que se espera alcanzar con las distintas geometrías de probetas utilizadas.

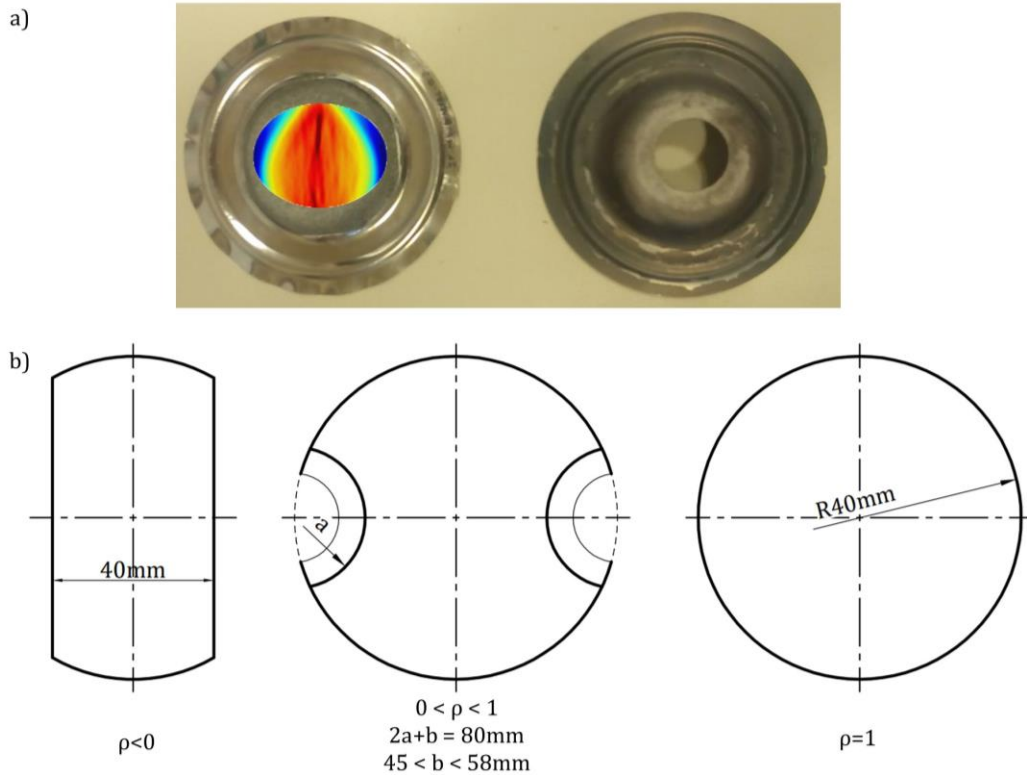


Figura 5.3: (a) Probeta EBA para ensayos de estirado Marciniak con campo deformación calculado con Ncorr superpuesto (izquierda) y máscara de acero utilizada (derecha). (b) Esquema de geometrías de ensayos Marciniak utilizadas para diferentes trayectorias (ρ). Las geometrías $0 < \rho < 1$ son las que se conocen como geometría de reloj de arena.

Debido a que la deformación del ensayo MK es plana, se puede usar una sola cámara junto con el programa de correlación de imágenes bidimensionales para registrar su evolución. El único requisito es que la distancia entre la cámara y la superficie de la muestra se mantenga constante durante todo el ensayo para asegurar un enfoque y un aumento de la cámara constantes. El sistema óptico consta de una base flotante sobre la que se montan la cámara y un espejo que refleja a la imagen de la probeta hacia el lente de la cámara. Esta base está solidaria al travesaño de la máquina de ensayos por un brazo soporte. Por lo tanto, la base flotante baja a la misma velocidad que el travesaño de la máquina y la superficie de la muestra que se estira. De esta manera, se garantiza que el enfoque de la cámara a la probeta por medio del espejo ubicado a 45° se mantiene constante durante todo el ensayo.

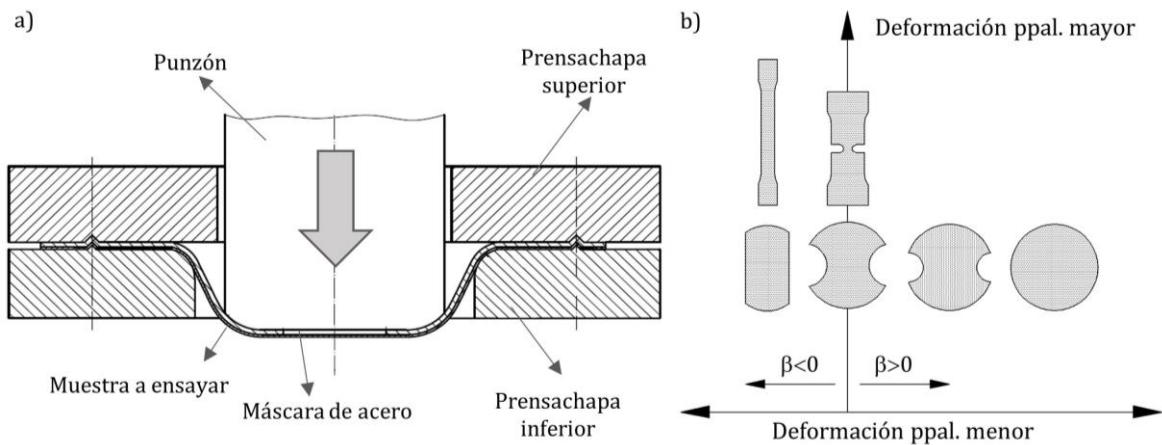


Figura 5.4: a) Esquema de punzón y matriz utilizado en los ensayos de conformado del tipo Marciniak b) Geometrías utilizadas para el cálculo de las deformaciones límites

5.3. MODELIZACIÓN DE LA ESTRICCIÓN LOCALIZADA

Como se observó anteriormente, varios factores tienen influencia sobre la FLD, lo que implica un gran esfuerzo y tiempo para llevar a cabo experimentalmente la medición de la influencia de cada uno de esos factores. Por lo tanto, varios autores dedicaron un gran esfuerzo para desarrollar varios métodos matemáticos y modelos analíticos capaces de predecir teóricamente los límites de deformación de chapas metálicas. Para predecir la ocurrencia de estricción difusa o localizada en procesos de conformado de chapas se han propuestos varios criterios de inestabilidad plástica para acoplarlo al modelado constitutivo del comportamiento del material. Swift (1952) desarrolló un modelo teórico extendiendo el análisis de Considere (1885) a estados biaxiales en el plano con el objetivo de determinar la deformación límite. Predijo el comienzo de la estricción difusa con la asunción que la inestabilidad plástica se corresponde con una carga máxima para cargas proporcionales a lo largo de ambas direcciones principales. La deformación principal mayor puede ser formulada por:

$$\epsilon_I = \frac{2n(1+\rho+\rho^2)}{(\rho+1)(1+\rho+\rho^2)}, \quad (5-1)$$

donde n es coeficiente de endurecimiento por deformación y ρ es la relación de deformación.

Hill (1952) asumió que la estricción local se debe formar con un ángulo determinado a la dirección de la tensión principal mayor. El ángulo de estricción (α) con respecto a los ejes de carga pueden expresado como:

$$\alpha = \tan^{-1}(\sqrt{-\rho}), \quad (5-2)$$

donde ρ es la relación de deformación. Vale notar que la ecuación sólo tiene sentido cuando la relación de deformación es negativa, es decir, para el lado izquierdo de la FLD. Su propuesta también asume que la estricción se produce en la dirección en que se restringe completamente la elongación y tomó como criterio para la ocurrencia de la estricción la siguiente ecuación:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{\sigma}{1+r}, \quad (5-3)$$

donde r es el coeficiente de Lankford. Usando la ley potencial de Hollomon de tensión-deformación verdadera, la condición crítica para la deformación negativa es definida como:

$$\varepsilon_1 = \frac{n}{1+\rho}, \quad (5-4)$$

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 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 deriva el endurecimiento adicional. 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 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 un modelo basado en la teoría de plasticidad J2 en la cual la localización de la inestabilidad es identificada por discontinuidades en los campos mecánicos en la de la superficie de fluencia. Con este método se puede predecir la localización de la estricción en todo el rango de la FLD. Sin embargo, Zhu et al. (1987) observaron que el modelo subestima la deformación límite del lado izquierdo de la FLD. Incorporado el equilibrio de momento además de la condición de equilibrio de fuerzas adoptada por Stören y Rice encontraron que la tensión de corte dentro y fuera la deformación localizada es en realidad cero. Más adelante Zhu et al. (2001) revisaron la teoría de Stören y Rice involucrando una relación material constitutiva generalizada que se logra aplicando el criterio de rendimiento de orden superior de Hosford (1979) y los conceptos de la teoría de la plasticidad. Posteriormente, la expresión analítica de la FLD teórica fue desarrollada por Chow et al. (2003) con la adopción del criterio de rendimiento de orden superior de Hosford (1979). Por otro lado, la teoría de 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).

El análisis de perturbación es otro método para predecir la inestabilidad plástica. En este método se asume como homogéneo al material laminado previo a la deformación. Sin embargo, luego de algunos incrementos de la deformación plástica, se considera que una perturbación afecta al flujo homogéneo. Este concepto inicialmente aplicado a la dinámica de fluidos, fue adaptados por Zbib y Aifantis (1989) a flujo plástico de sólidos con el objetivo de estudiar las bandas de corte y localización de la estricción de chapas deformadas en tracción uniaxial. Fressengeas y Molinari (1987) y Dudziniski y Molinari (1991) sugirieron el concepto de estabilidad y adoptaron el método comúnmente utilizado en problemas relacionados con inestabilidad estructural para formular la FLD, donde la 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 tensión. Este tipo de criterio es una alternativa interesante al enfoque de bifurcación, especialmente para materiales cuyo comportamiento depende de la velocidad de deformación. Jones y Gillis (1984) propusieron una nueva teoría conocida como J-G para predecir la inestabilidad localizada. Los autores asumieron que el material es homogéneo hasta el nivel de carga máxima y una concentración de deformación con carga constante; luego de esto, se forma el cuello localizado debido a la rápida disminución de la carga. Inicialmente, este método era adecuado para predecir el lado derecho de FLD. Choi et al. (2013) ampliaron esta teoría para la deformación menor negativa. Pero debido a la dificultad computacional, este método no es fácil de usar. Marciniak y Kuczynski (1967) desarrollaron el modelo de daño conocido como M-K donde la imperfección inicial evoluciona progresivamente durante el proceso de deformación y esta se localiza por completo en la imperfección. El modelo teórico propuesto por Marciniak asume que existen dos regiones bien definidas en la probeta donde una de ellas, en forma de banda, tiene menor espesor que la otra. La falta de homogeneidad geométrica inicial de la probeta se describe mediante el denominado "coeficiente de inhomogeneidad geométrica" (f_0) expresado como la relación entre ambos espesores. Este modelo fue ampliamente utilizado y desarrollado en investigaciones debido a las ventajas que ofrece: tiene un trasfondo físico intuitivo; predice correctamente la influencia de diferentes parámetros de procesos o materiales en la deformación límite y las predicciones tienen buena correlación con los datos experimentales.

5.3.1. MODELO DE INESTABILIDAD DE CHAPAS MARCINIAK - KUCZYNSKI

Para predecir la ocurrencia de estricción difusa o localizada en procesos de conformado de chapas, el modelo constitutivo del comportamiento del material debe ser acoplado con un criterio de inestabilidad plástica. Basados en la teoría de plasticidad de Hill y un estado de tensión plana (Hill,1952), Marciniak y Kuczynski (1967) predicen el lado derecho de la FLD. Su teoría postula la existencia de una inhomogeneidad en la chapa, en forma de banda fija, de menor espesor y de largo infinito, orientada según la dirección de menor deformación; a partir de la cual se puede originar la localización. La extensión de Hutchinson y Neale (1978) permitió abarcar el rango completo de la FLD, al considerar todas las posibles orientaciones iniciales de la banda, y permitiendo que ésta pueda rotar en el plano de la chapa. Más tarde, Marciniak et al. (1973) extendieron el estudio y analizaron el efecto de incluir un modelo material dependiente de la velocidad. Aportando a la discusión, Hutchinson y Neale (1978b) estudiaron el retardo de la formación de la estricción bajo el estado de deformación biaxial como consecuencia de la dependencia del modelo con la velocidad, y demostraron que, para el lado izquierdo de la FLD, la deformación límite mínima se puede encontrar en un ángulo no

perpendicular a los ejes principales. De acuerdo con Barata da Rocha y Jalinier (1984), este comportamiento también puede ser encontrado en el lado derecho de la FLD. Relacionado a esto, Signorelli et al. (2009) observaron una gran influencia de la orientación inicial de la banda sobre los valores de deformación límite en materiales FCC texturados y no texturados. La disposición geométrica se representa en la figura 5.5. 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, $\rho = \frac{d\varepsilon_{22}}{d\varepsilon_{11}}$, 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 θ en la figura 5.5 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.

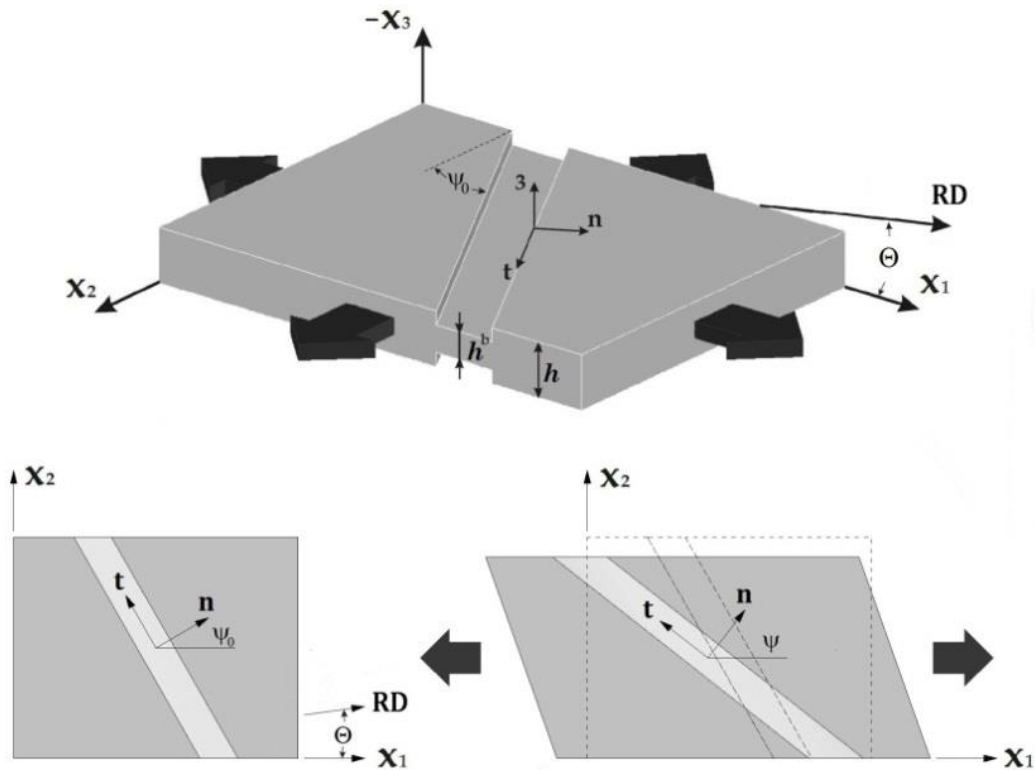


Figura 5.5: Geometría y configuración del modelo MK. La banda de inestabilidad se encuentra perpendicular a la dirección de mayor tensión aplicada

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

$$f_0 = \frac{h^b(0)}{h(0)}, \quad (5-5)$$

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 $\bar{\mathbf{L}}$ y $\bar{\mathbf{L}}^b$ afuera y adentro de la banda, respectivamente:

$$\bar{\mathbf{L}}^b = \bar{\mathbf{L}} + \dot{\mathbf{c}} \otimes \mathbf{n}, \quad (5-6)$$

La ecuación (5-6) puede descomponerse en una parte simétrica $\bar{\mathbf{D}}$ y otra $\bar{\mathbf{W}}$ antisimétrica:

$$\bar{\mathbf{D}}^b = \bar{\mathbf{D}} + \frac{1}{2}(\dot{\mathbf{c}} \otimes \mathbf{n} + \mathbf{n} \otimes \dot{\mathbf{c}}), \quad (5-7)$$

$$\bar{\mathbf{W}}^b = \bar{\mathbf{W}} + \frac{1}{2}(\dot{\mathbf{c}} \otimes \mathbf{n} - \mathbf{n} \otimes \dot{\mathbf{c}}),$$

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:

$$\mathbf{n} \bar{\boldsymbol{\sigma}}^b \mathbf{h}_b = \mathbf{n} \bar{\boldsymbol{\sigma}} \mathbf{h}, \quad (5-8)$$

donde $\bar{\boldsymbol{\sigma}}$ 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 δ_{ij} es el símbolo de Kronecker, la condición de borde se aplica como:

$$\bar{\sigma}_{33} = 0 \text{ (es decir, } \bar{\sigma}_{ij} = \bar{s}_{ij} - \bar{s}_{33}\delta_{ij}, i = 1,2,3), \quad (5-9)$$

donde \bar{s} es la tensión deviatoria. Por ende, la presión asociada puede ser calculada en términos de la tensión deviatoria:

$$\bar{p} = -\bar{s}_{33}, \quad (5-10)$$

La relación de velocidades de deformación ρ describe la condición de borde impuesta en los límites de la chapa.

$$\rho = \frac{\bar{L}_{22}}{\bar{L}_{11}} = \text{const.}, \quad (5-11)$$

Se asume que dentro y fuera de la banda $\bar{D}_{13} = \bar{D}_{23} = \bar{W}_{13} = \bar{W}_{23} = 0$. La inestabilidad aparece en una zona estrecha inclinada a un ángulo ψ_0 con respecto al eje de deformación mayor. La condición de equilibrio, Ec. (5.12), puede ser expresada en un sistema de ejes indicados por el subíndice [b] referenciado a la banda (\mathbf{n}, \mathbf{t}) (ver Figura 5.5):

$$\begin{aligned} [b]\bar{\sigma}_{nn}^b h^b &= [b]\bar{\sigma}_{nn} h \\ [b]\bar{\sigma}_{nt}^b h^b &= [b]\bar{\sigma}_{nt} h' \end{aligned} \quad (5-12)$$

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

$$[b]\bar{D}_{tt}^b = [b]\bar{D}_{tt}, \quad (5-13)$$

Dado que se consideran chapas delgadas con simetría ortotrópica en el plano de las mismas, el estirado sobre el plano resultará en un estado de tensión plana. Tal como fuera discutido por Kuroda y Tveergard (2000), cuando un material ortotrópico es cargado sobre direcciones no alineadas con los ejes de ortotropía ($\theta \neq 0^\circ$ o $\theta \neq 90^\circ$), donde θ es el ángulo ortotrópico (ver Figura 5.5), es necesario computar la componente \bar{L}_{12} imponiendo el requisito de que $\bar{\sigma}_{12} = 0$. Estas condiciones significan que líneas del material inicialmente paralelas al eje x_1 no rotarán, pero líneas paralelas al eje x_2 podrán hacerlo. Por lo tanto, se desarrollarán deformaciones de corte no nulas, mientras que la tensión de corte permanecerá nula, y viceversa. Esta condición merece especial atención en el lado derecho del diagrama FLD, dado que modifica la deformación límite cerca de estirado biaxial puro.

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

$$\begin{pmatrix} n_1 \\ n_2 \end{pmatrix} = \frac{1}{\sqrt{t_1^2 + t_2^2}} \begin{pmatrix} -F_{11}t_1^0 - F_{12}t_2^0 \\ F_{21}t_1^0 + F_{22}t_2^0 \end{pmatrix}, \quad (5-14)$$

siendo \mathbf{F} el tensor gradiente de deformación. El análisis se repite para diferentes valores de ψ_0 (entre 0° y 90°). Las deformaciones límite fuera de la banda, $\bar{\epsilon}_{11}^*$ y $\bar{\epsilon}_{22}^*$ (donde $\bar{\epsilon} = \int \dot{\bar{\epsilon}} dt$) se

obtienen luego de minimizar la curva $\bar{\varepsilon}_{11}^*$ versus ψ_0 . En el presente trabajo la condición de falla se alcanza cuando $|\bar{D}_{33}^b| > 20|\bar{D}_{33}|$.

5.3.2. Integración del modelo: Deformación fuera de la banda

La aproximación M-K es un modelo de dos zonas y por ende la integración se desarrolla en dos pasos. Primero se resuelve el estado mecánico en la zona homogénea y luego el correspondiente estado dentro de la banda. La integración de la ley constitutiva se computa incrementalmente asumiendo pequeños incrementos de deformación, $\Delta\bar{\varepsilon}_{11} = \bar{L}_{11}\Delta t$. Un valor de $\Delta\bar{\varepsilon}_{11}$ entre 0,001 y 0,005 es en general un buen compromiso entre precisión y costo computacional. Tal como fuera mencionado anteriormente, se asume que la chapa se encuentra en un estado de tensión plana ($\bar{\sigma}_{33} = 0$). Aprovechando la capacidad del modelo VPSC para imponer condiciones de borde mixtas (ver la sección previa) se evita iterar para encontrar el valor de \bar{L}_{33} que asegure que $\bar{\sigma}_{33} = 0$ (ver por ejemplo, Knockaert et al., 2002). Además, dependiendo de qué condición de borde fue elegida, $\bar{\sigma}_{12} = 0$ (Ec. 5-15) o $\bar{L}_{12} = 0$ (Ec. 5-16), la magnitud complementaria es determinada. En el marco de referencia de la muestra, tanto el gradiente de velocidad \bar{L}_{ij} como la tensión $\bar{\sigma}_{ij}$ impuesta se pueden resumir del siguiente modo:

$$\bar{\mathbf{L}} = \bar{D}_{11} \begin{bmatrix} 1 & \bar{L}_{12}^*/\bar{D}_{11} & 0 \\ 0 & \rho & 0 \\ 0 & 0 & -(1+\rho)^* \end{bmatrix}, \quad \bar{\boldsymbol{\sigma}} = \begin{bmatrix} \bar{\sigma}_{11}^* & 0 & 0 \\ \cdot & \bar{\sigma}_{22}^* & 0 \\ sim & \cdot & 0 \end{bmatrix}, \quad \bar{W}_{12}^* \neq 0 \quad (5-15)$$

$$\bar{\mathbf{L}} = \bar{D}_{11} \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \rho & 0 \\ 0 & 0 & -(1+\rho)^* \end{bmatrix}, \quad \bar{\boldsymbol{\sigma}} = \begin{bmatrix} \bar{\sigma}_{11}^* & \bar{\sigma}_{12}^* & 0 \\ \cdot & \bar{\sigma}_{22}^* & 0 \\ sim & \cdot & 0 \end{bmatrix} \quad (5-16)$$

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

La evolución de la textura y microestructura se computa mediante la actualización de la orientación y tensión de corte crítica para cada cristal. La orientación de la banda se actualiza de acuerdo a la Ec. (5-14) y el espesor fuera de la banda es calculado utilizando \bar{L}_{33} .

5.3.3. Deformación dentro de la banda

A partir de la Ec. (5-6) es posible relacionar el tensor gradiente de velocidad $\bar{\mathbf{L}}^b$ asociado con la banda al correspondiente de la zona homogénea $\bar{\mathbf{L}}$. Asumiendo que para pequeños incrementos de deformación el primero puede ser considerado constante, es posible expresar el tensor $\bar{\mathbf{L}}^b$ en un sistema de referencia solidario a la banda del siguiente modo:

$${}_{[b]}\bar{\mathbf{L}}^b = \begin{bmatrix} \bar{L}_{nn}^b & \bar{L}_{nt}^b & 0 \\ \bar{L}_{tn}^b & \bar{L}_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & \bar{L}_{33}^b \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{D}_{nn}^b & \bar{D}_{nt}^b + \bar{W}_{nt}^b & 0 \\ \bar{D}_{nt}^b - \bar{W}_{nt}^b & \bar{D}_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & \bar{D}_{33}^b \end{bmatrix}, \quad (5-17)$$

La banda experimenta una rotación rígida en el plano de la chapa, caracterizada por el valor ${}_{[b]}\bar{W}_{nt}^b$. Asumiendo que el material es incompresible, se encuentra que ${}_{[b]}\bar{D}_{33}^b = -{}_{[b]}\bar{D}_{nn}^b - {}_{[b]}\bar{D}_{tt}^b = -\bar{D}_{11}^b - \bar{D}_{22}^b$. A partir de la condición de equilibrio (Ec. 5-12) resulta que:

$$\begin{aligned} {}_{[b]}\bar{\sigma}_{nn}^b h^b = {}_{[b]}\bar{\sigma}_{nn} h & \rightarrow {}_{[b]}\bar{\sigma}_{nn}^b = \frac{1}{f} {}_{[b]}\bar{\sigma}_{nn} \\ {}_{[b]}\bar{\sigma}_{nt}^b h^b = {}_{[b]}\bar{\sigma}_{nt} h & \rightarrow {}_{[b]}\bar{\sigma}_{nt}^b = \frac{1}{f} {}_{[b]}\bar{\sigma}_{nt} \end{aligned} \quad (5-18)$$

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

$$\begin{aligned} {}_{[b]}\bar{L}_{tt}^b &= {}_{[b]}\bar{L}_{tt} \\ {}_{[b]}\bar{L}_{nt}^b &= {}_{[b]}\bar{L}_{nt} \end{aligned} \quad (5-19)$$

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

$${}_{[b]}\bar{\mathbf{L}}^b = \begin{bmatrix} \bar{L}_{nn}^{b*} & \bar{L}_{nt}^b & 0 \\ \bar{L}_{tn}^{b*} & \bar{L}_{tt}^b & 0 \\ 0 & 0 & \bar{L}_{33}^{b*} \end{bmatrix}, \quad {}_{[b]}\bar{\boldsymbol{\sigma}}^b = \begin{bmatrix} \frac{1}{f}\bar{\sigma}_{nn} & \frac{1}{f}\bar{\sigma}_{nt} & 0 \\ & \bar{\sigma}_{tt}^{b*} & 0 \\ sim. & & 0 \end{bmatrix} \quad (5-20)$$

5.4. CURVA LÍMITE DE CONFORMADO DE LA ALEACIÓN Zn-Cu-Ti

5.4.1. FLD del material recibido

La formabilidad de la aleación Zn20 es evaluada en términos de la FLC. De acuerdo con la norma ISO 12004-2 la velocidad de avance del punzón fue configurada para que se mantenga constante en 1,5 mm/seg. En cuanto a la orientación de la muestra con respecto a al RD, la norma establece que la FLC debe ser informada de tal manera que la deformación límite ϵ_1 sea la maás baja. Sin embargo, con el objetivo de extender el análisis del trabajo al estudio de la anisotropía del material, la deformación límite fue medida según las tres orientaciones características, RD, DD y TD. Se lograron mediciones en puntos en condiciones de UAT, PS, biaxial intermedia y EBA, que son los más característicos del diagrama, mediante ensayos con muestras uniaxiales y Marciniak. En particular, debido a la dispersión de los datos y comportamiento del material en la orientación en RD informada anteriormente, se aumentaron la cantidad de geometrías utilizadas para esta orientación. En todos los ensayos se tomaron imágenes de la probeta cada 1 segundo y la deformación límite fue calculada por el método de Bragard a partir de los desplazamientos medidos con Ncorr.

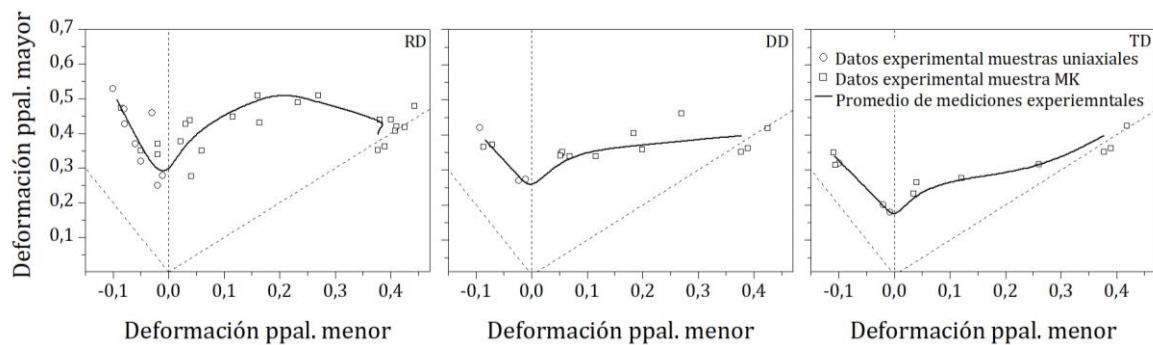


Figura 5.6: FLC del material en tres orientaciones (línea continua negra) determinadas a partir de los datos experimentales con muestras uniaxiales y biaxiales

La Figura 5.6 muestra que la anisotropía en deformación observada en los ensayos de tracción también está presente en los FLD. El proceso de evaluación de FLC involucró tres

muestras por cada dirección de ensayo ($\rho=UAT$, $\rho\sim 0$, $0<\rho<1$); una excepción fue la trayectoria de EBA, que es común para las tres direcciones. Además, la dispersión observada en los resultados está dentro del estándar para este tipo de medidas (Milesi et al., 2017). Como era de esperar, el nivel de deformación más bajo se observa en el FLD_{TD} con un mínimo en la trayectoria cercana a deformación plana. Se encontraron valores de deformación límite similares en trabajos anteriores (Jansen et al., 2013, Schlosser et al., 2019). La capacidad de conformado de chapas es mayor para FLD_{RD} , mientras que se observan valores intermedios para probetas cortadas a lo largo de FLD_{DD} . En particular, las trayectorias de carga uniaxial e intermedia ($\rho\sim 0,5$) maximizan la deformación de la chapa en el RD ($\epsilon_I = 0,50$ y $\epsilon_I = 0,48$, respectivamente). En este sentido, vale aclarar que Jansen et al. (2013) y Schlosser et al. (2019) han encontrado valores mayores para trayectorias cercanas utilizando ensayos del tipo Bulge. La causa de tal comportamiento es desconocida en la literatura donde se han observado desviaciones de hasta un 30% entre las direcciones RD y TD para un material HCP (caso de magnesio caliente según Abu-Farha et al., 2012). Con la metodología utilizada en la presente tesis, no fue posible realizar ensayos válidos para esas trayectorias de deformación, debido a la rotura prematura de la máscara de acero. Sin embargo, los resultados en probetas con geometrías de entallas de menor dimensión permiten inferir que es posible que el material presente una alta capacidad de deformación para trayectorias ($\rho\sim 0,5$). Este fenómeno se aprecia en menor medida para la orientación DD, mientras que no es evidenciado para la orientación en TD, aumentando los valores de deformación límite conforme aumenta la trayectoria de deformación de PS a EBA. En la Figura 5.6 también puede apreciarse que las probetas uniaxiales utilizadas presentan valores de deformación límite coherentes a los calculados de los ensayos realizados con probetas de geometría M-K.

5.4.2. Evaluación de la predicción de la FLD utilizando MK-VPSC-afín SRE y MK-VPSC-tangente SRE

Se utilizó el modelo MK-VPSC-SRE para reproducir los FLD experimentales. Como se mencionó anteriormente, los coeficientes de anisotropía de la chapa de Zn-Cu-Ti son mucho menores a la unidad; en consecuencia, los rangos de las trayectorias de deformación FLD_ρ (es decir, (ρ_{UAT} ; $\rho = 1$)) varían según el ángulo entre el eje de deformación principal con el eje de anisotropía. Los valores de ρ_{UAT} ; se seleccionaron para reproducir trayectorias de deformación a partir de valores experimentales ($\rho_{RD}\sim -0,17$, $\rho_{DD}\sim -0,21$, $\rho_{TD}\sim -0,32$). Las simulaciones se realizaron aplicando $L_{12}=0$ como condiciones de contorno. Para los casos FLD_{RD} y FLD_{TD} , la condición $L_{12}=0$ dará como resultado automáticamente un esfuerzo cortante nulo, $\bar{\sigma}_{12}=0$ y viceversa debido a la simetría. En el caso de FLD_{DD} , primero se realizaron

simulaciones utilizando ambas condiciones de contorno y después de verificar que solo se encuentran diferencias muy pequeñas se presentan las simulaciones realizadas con $L_{12}=0$.

Se simularon las FLC en las tres direcciones utilizando la linealización *afín* y *tangente*. Para cada estrategia de linealización se siguió la misma metodología: se determinó el factor de imperfección f_0 del modelo MK (0,988 y 0,969 para linealización *afín* y *tangente* respectivamente) de modo que las deformaciones límite predichas coincidieran con la deformación límite experimental mínima cerca de PS para la muestra orientada a lo largo de la RD.

De la comparación de las FLC experimentales y simuladas, los resultados son disímiles según la orientación y el camino de deformación analizados. Para las orientaciones en RD y TD podemos notar una buena concordancia, tanto para *afín* como para *tangente*, del lado izquierdo de la FLD, sin embargo, si enfocamos en análisis en la pendiente de la curva, la linealización *afín* presenta resultados favorables por sobre la *tangente* en la orientación DD. Esto último es coherente con el cálculo de los coeficientes de Lankford obtenidos a partir de los ensayos de tracción observados en el capítulo anterior (Figura 4.7).

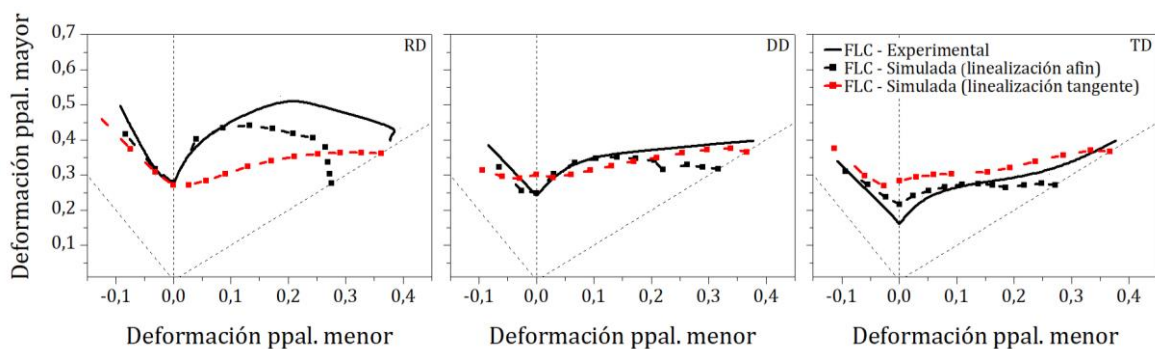


Figura 5.7: Comparación de la FLD calculada con la extensión del modelo VPSV-MK-SRE utilizando linealización *afín* y *tangente*

Tal como se observó en el análisis experimental, la anisotropía característica que presenta el material en los niveles alcanzados de deformación, puede apreciarse en los estados de deformación plana. Las predicciones realizadas con la linealización *tangente* para las orientaciones DD y TD no presenta resultados satisfactorios, con valores excesivos en la orientación TD muy distantes ($\sim 78\%$) a los experimentales. En este sentido, la predicción del estado de deformación PS es de mejor calidad utilizando la linealización *afín*, que a pesar de no lograr captar con precisión los valores para la orientación TD (difiere en $\sim 37\%$),

pronostica la anisotropía en deformación con valores de deformación límite decrecientes desde RD hacia TD.

En cuanto al lado derecho de la FLD, las predicciones con linealización *tangente* sobreestiman los valores experimentales en la orientación TD para caminos de deformación biaxiales intermedios, mostrando un aumento de los valores límite conforme se incrementa la relación de deformación ρ . Este incremento también se observa en las orientaciones en DD y RD, sin embargo, para estos casos los valores calculados con el modelo subestiman los valores experimentales. En particular, para la orientación en RD, las predicciones no logran captar el decremento brusco informado para las trayectorias de deformación cercanas a EBA. Por último, para este sector de la FLC, se empeora la predicción de las simulaciones en términos de anisotropía. En los primeros, para $\rho=0$ los valores de deformación límite en DD son los más altos mientras que para la orientación RD se obtiene los valores más bajos. Para los caminos de deformación comprendidos en $0,1 < \rho < 0,3$ los valores de las deformaciones límites en la orientación en TD alcanzan a los de la DD y ambos superan a RD. Esto se revierte para $0,3 < \rho < 0,8$, en donde los valores de deformación límite de la orientación DD se aproximan a la curva de la RD, siendo los valores en TD los más bajos. Sobre el tramo final $0,8 < \rho < 1$ se obtuvieron valores muy próximos para las tres FLCs. Del mismo modo que se observó con el estado de deformación PS, las predicciones con linealización *afín* logran captar la anisotropía entre las FLC en trayectorias biaxiales, pronosticando niveles de conformado en concordancia con las curvas experimentales, $\epsilon_I^{RD} > \epsilon_I^{DD} > \epsilon_I^{TD}$. Incluso, en las simulaciones FLC_{RD}, se destaca el decremento en trayectorias con relaciones de deformación cercanas a EBA, aunque este comportamiento es exagerado por el modelo. Este pronóstico se aprecia, en menor medida, en las curvas DD y TD. En la Figura 5.8 se observa la orientación inicial de la banda donde la deformación límite es mínima para las tres direcciones con ambas linealizaciones. Leves diferencias se observan para los caminos de deformación $\rho < 0,7$. A partir de este valor, la linealización *afín* predice ángulo de bandas mayores para la curva en la dirección RD, coincidiendo con el decaimiento abrupto observado en las FLD simulada. En relación a esto, los valores de ángulo predichos por la linealización *afín* tienen un mejor acuerdo con los valores observados experimentalmente en las probetas.

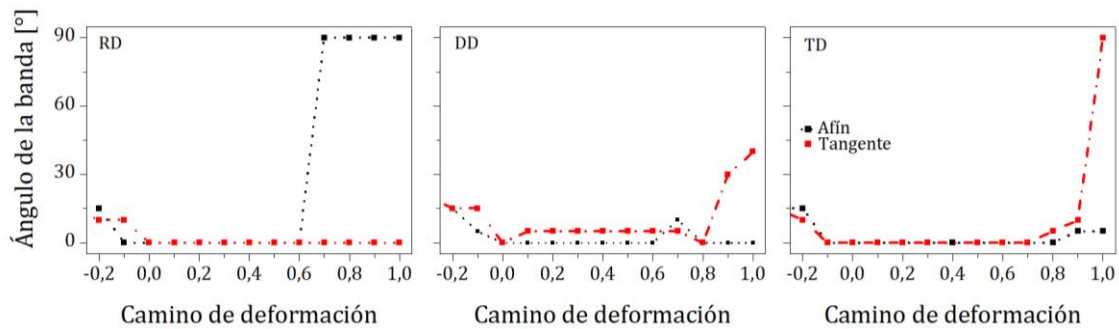
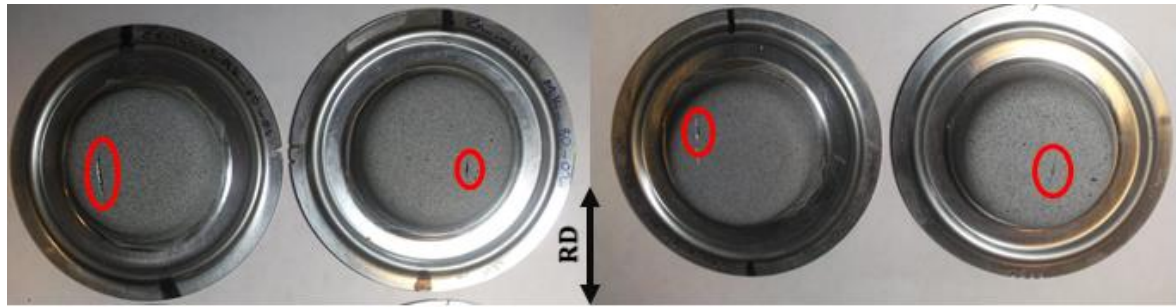


Figura 5.8: Ángulo de formación de la estricción en la predicciones del modelo para ambas linealizaciones (abajo) junto con probetas EBA experimentales (arriba)

5.5. CURVA LÍMITE DE CONFORMADO CON PREDEFORMACIÓN DEL MATERIAL

5.5.1. Desarrollo y validación del ensayo de predeformación

Para el análisis de la influencia de una predeformación en la formabilidad del material, se realizaron los ensayos iniciales de tensión uniaxial a lo largo de la RD hasta una deformación promedio de $\sim 0,12$. Debido a las dimensiones de la probeta de tracción estándar ISO no es posible la extracción de muestras MK luego de la deformación, por lo tanto se emplearon probetas no estándar con dimensiones proporcionales (140,5 mm \times 85 mm). Las dimensiones principales de la geometría utilizada se observan en la Figura 5.9a. Se realizaron varias réplicas con este tamaño de probeta para poder extraer más de dos muestras MK por probeta con una homogeneidad de deformación aceptable. Las distribuciones de deformación mayor y menor se presentan en la figura 5.9a y b. Observando los campos de deformaciones queda claro que se forma una región muy uniforme en la zona donde se extraen las muestras para la segunda etapa del ensayo, garantizando que la carga en la segunda etapa puede iniciarse con deformación homogénea y asegurar la repetibilidad requerida en los ensayos. Además, al leer la distribución de las deformaciones mayores y menores, la relación entre ambas (trayectoria de deformación) es la deseada.

Las curvas de tensión-deformación a lo largo de RD en el segundo paso se grafican a continuación con la primera etapa de los ensayos en la figura 5.9c. Para una mejor comparación, también se trazan las curvas de tensión-deformación de la carga de tracción monótona a lo largo de RD. A partir de la predeformación de tracción uniaxial (UAT), la primera observación es que la curva de tensión-deformación de la carga RD en la primera etapa de deformación está dentro de la variabilidad propia del material que se ha observado en el Capítulo 4, verificándose de esta manera que a pesar del cambio de geometría de la probeta el camino de predeformación es confiable. Por otro lado, la dispersión de las curvas de carga de las dos réplicas en la segunda etapa de deformación está dentro de la variabilidad observada en el material en los ensayos UAT.

Considerando las dos etapas de deformación, probetas bilineales acumulan entre las dos etapas deformaciones mayores a las probetas similares, pero con deformaciones monótonas. También se observa que la tensión de fluencia de la segunda etapa es mayor a los niveles de la carga de la primera, y la tasa de endurecimiento es sustancialmente mayor, lo que conduce a un nivel de tensión más alto que la carga monótona a lo largo de RD. Estas últimas apreciaciones, de acuerdo con lo observado por Leonard et al. (2020), pueden estar relacionadas con el efecto de CDRX observado en el material.

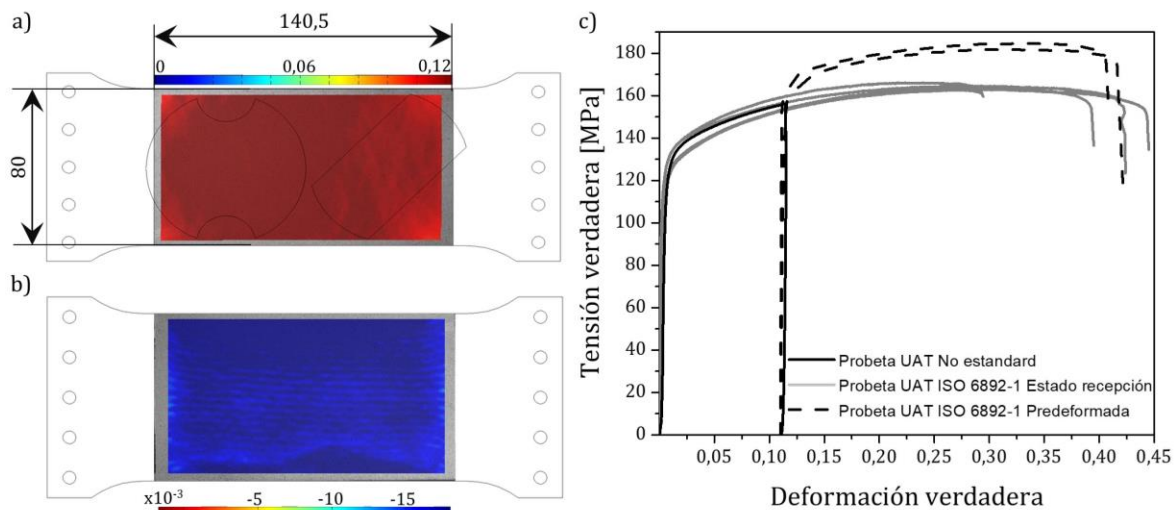


Figura 5.9: Campo de deformación a) mayor y b) menor en probetas no estándar utilizadas para predeformación UAT y c) curva de tracción-deformación verdaderas para probetas con dos etapas de deformación (UAT_{RD}- UAT_{RD})

Si bien el nivel de deformación alcanzado en una primera etapa es relativamente bajo, es suficiente para inducir una evolución considerable de la textura cristalográfica del material

(Figura 5.9). Las intensidades de los máximos principales son significativamente mayores, cercanos a los medidos en los ensayos con las probetas llevadas a rotura²⁰ en conjunto con un aumento de la intensidades hacia las $\varphi_2 = 0^\circ$ y 60° . Los cristales orientados con sus ejes 'c' recostados sobre el plano RD-TD experimentan una rotación en posiciones cercanas a $\varphi_2 = 40^\circ$, sin embargo, los cristales orientados inicialmente con sus ejes 'c' paralelos a TD mantienen sus posiciones para este nivel de deformación para $\varphi_1 = 90^\circ$, $\Phi = 90^\circ$, $\varphi_1 = 0^\circ$ y 60° .

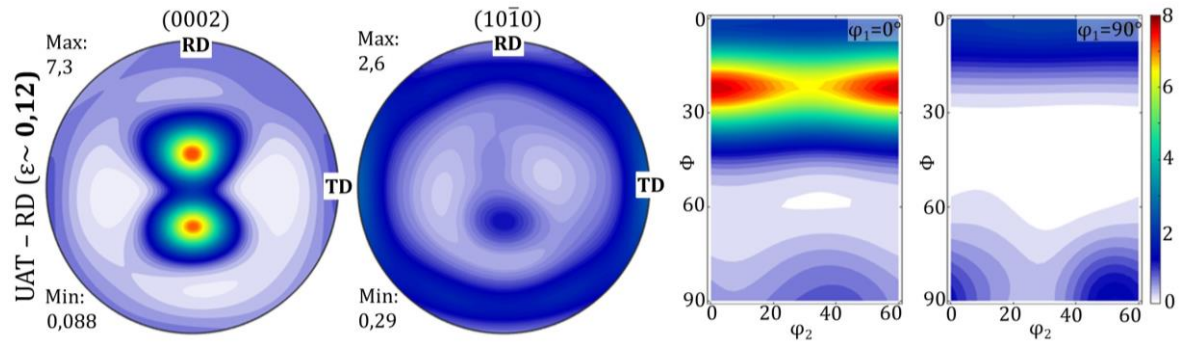


Figura 5.10: Figura de polos y secciones ODF de la muestra con predeformación en UAT-RD

5.5.2. Efecto de deformación uniaxial tracción previa sobre la FLD

La Figura 5.11 muestra los valores límite de deformación para las muestras de Zn-Cu-Ti sometidas a una predeformación UAT previa a lo largo de la RD. Para comparar con los FLD de material recibido correspondientes a cada orientación de las probetas, los valores de deformación límite medidos se superponen con los valores promedios obtenidos en deformación uniaxial previa. En los gráficos, las líneas grises indican la FLC del material sin predeformación. Está claro que los efectos de una predeformación impuesta, relativamente pequeña, son suficientes para introducir una variación no despreciable en los valores de deformación límite, particularmente cuando el eje principal no está alineado con los ejes principales de anisotropía (FLD_{DD} y FLD_{TD}). Para el lado izquierdo del FLD, las muestras a lo largo del RD son las que mantienen las diferencias más pequeñas entre ambas situaciones de carga; sin embargo, esta brecha es más notoria para el caso DD y se maximiza hasta una ganancia no inferior a 0,1 para el TD. En este último caso, los perfiles de la FLD del material recibido y del material predeformado son cercanos y sólo se observa el desplazamiento esperado debido a la predeformación. Además, para el lado derecho de la FLC, todas las curvas muestran un comportamiento relativamente más uniforme cuando se impone una

²⁰ Sección 4.3.1, Figura 4.17

predeformación UAT a lo largo de la RD, donde los valores de deformación principal mayor aumentan conforme se aumenta la relación ρ . En las curvas se alcanzan pares de valores ϵ_I y ϵ_{II} que no se encuentran disponibles en el material recibido, salvo para el caso de las muestras RD predeformadas bajo trayectorias de carga cercanas a la condición de deformación plana, donde la mejora encontrada está dentro de la variabilidad observada en el material. En general, de acuerdo a los valores experimentales de la FLC del material recibido (FLD_0), la trayectoria más conservadora en cuanto a la capacidad de conformado es la PS, en las que después de la predeformación, se observa que la variación con respecto a la FLD_0 , entre los casos RD, DD y TD se reduce significativamente, y de esta manera, en la trayectoria PS los ensayos de conformado no son afectados por la desalineación de los ejes de anisotropía.

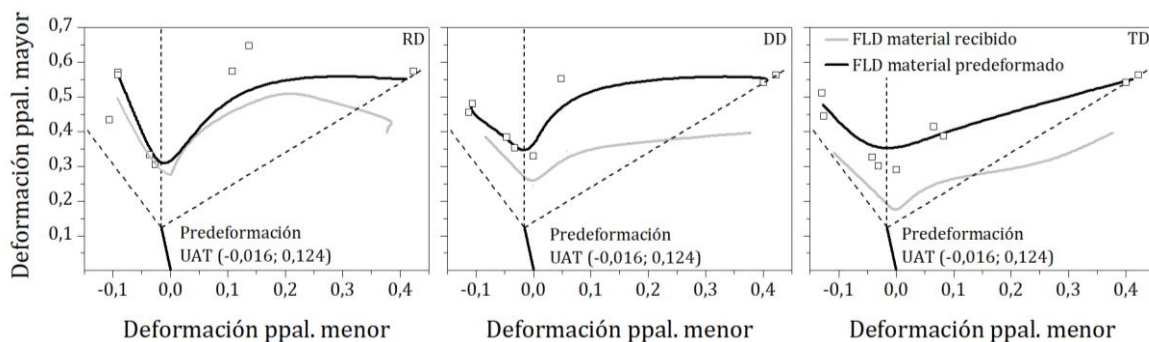


Figura 5.11: Deformación límite experimental en RD, DD y TD de las probetas predeformadas bajo cargas de tracción en RD

La Figura 5.13b combina los resultados de los ensayos RD y TD. Para esto, se evalúan las deformaciones principales según los ejes ortotrópicos de la chapa: deformación principal paralela a la RD y deformación principal paralela a la TD, tanto del material recibido y con una etapa de deformación previa. En sintonía con lo observado anteriormente, en general se observa una mayor capacidad de deformación cuando se desarrollan mayores deformaciones en RD que en TD. En particular, se puede observar en los ensayos biaxiales, pero no se observa una mejora para el caso de deformación plana. Cuando se desarrolla una deformación límite mayor paralela a la TD sólo se observa una mejora en la capacidad de deformación para la trayectoria EBA en la segunda etapa, sin embargo, no se observan una mejora en la capacidad de deformación de la chapa para otras trayectorias de deformación.

Las texturas medidas después de los ensayos en dos etapas a lo largo de RD, DD y TD se muestran en la Figura 5.12. Como era de esperar, la muestra predeformada a lo largo de la RD

muestra un componente de textura más intenso en la fibra principal estable y desaparecen los componentes con el eje c en el plano de la chapa. Para las muestras predeformadas UAT-DD y UAT-TD, la componente principal también está presente con menor intensidad que en el caso RD, pero aún se observa una componente menor con el eje c perpendicular a la ND. En particular, después de UAT-TD, estas orientaciones tienen sus ejes c paralelos a los ejes de carga (máximos locales en $\Phi = 90^\circ$, $\varphi_2 = 0^\circ$ y 60° en la sección $\varphi_1 = 0^\circ$ de la ODF).

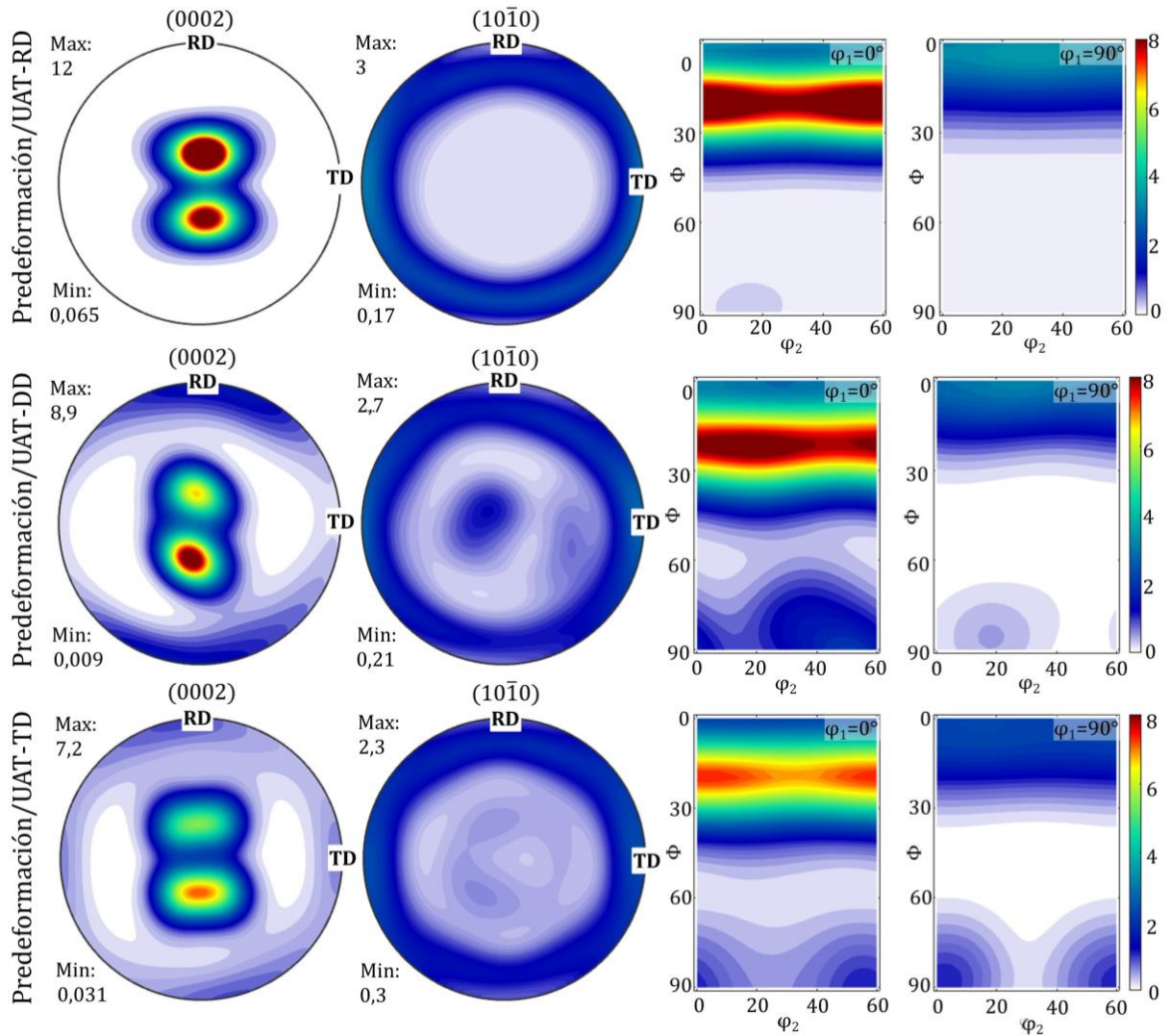


Figura 5.12: Figura de polos y ODF recalculadas luego de la segunda etapa de deformación en UAT en RD, DD y TD

Producto de la deformación en tracción, las probetas utilizadas para la segunda etapa de deformación tienen un espesor reducido en comparación con el material recibido. Vale aclarar, que para un mismo material se esperan valores de deformación límite menores cuanto menor sea el espesor de chapa. Esta consideración, es un punto importante a tener en

cuenta al comparar los valores de deformación límite entre probetas con y sin predeformación. En consecuencia, resulta interesante prestar especial atención a cuantificar la influencia del espesor del material sobre los valores límite de deformación en la segunda etapa de deformación. Para esto, se realizaron una serie de ensayos de tracción uniaxial del material recibido con el espesor de la chapa reducido por pulido mecánico. Se calcularon la deformación límite de cada ensayo y se observó aproximadamente 8% de reducción en los valores ϵ_1 (Figura 5.13a). Aunque este valor no es despreciable, la tendencia marca que se encuentra en el rango de dispersión en la formabilidad del zinc laminado de acuerdo a lo reportado por Milesi et al. (2017).

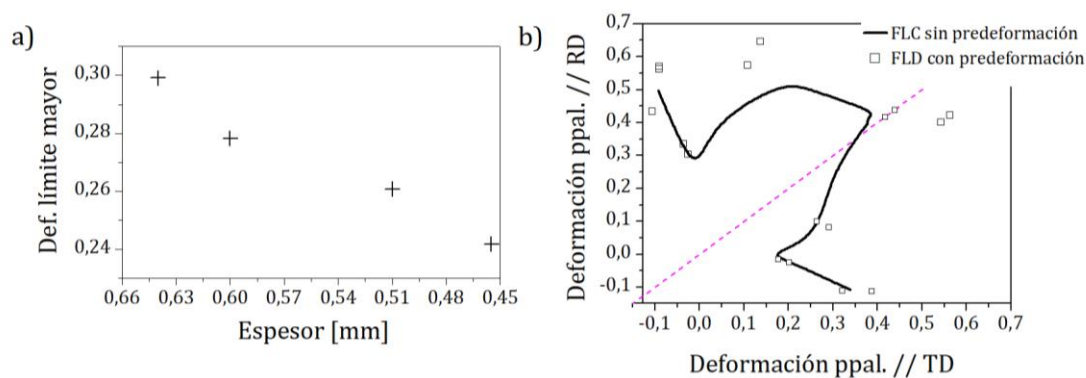


Figura 5.13 a) Efecto de la reducción del espesor en el cálculo de la deformación límite b) Deformación límite combinada para ensayos en una y dos etapas de deformación

5.5.3. Predicción de las FLD con predeformación con MK-VPSC-afín SRE

Siguiendo la misma metodología y procedimiento de cálculo descrito anteriormente, los tres FLD se simularon tras una UAT previa de 0,12 con los parámetros de la ley de endurecimiento de Voce calibrados en el Capítulo 4 (ver apartado 4.3.1, Tabla 4.1). La Figura 5.14 muestra la comparación de FLD_{RD} , FLD_{DD} y FLD_{TD} experimentales y predichas, respectivamente. En general, las mismas tendencias discutidas en la sección anterior son válidas para estos resultados de deformación límite. En la zona de estiramiento biaxial de la FLD_{RD} , está presente la caída abrupta en la deformación límite predicha; sin embargo, este comportamiento parece ser más suave en comparación con lo observado en la predicción del material recibido. La dependencia del valor FLD_0 simulado con la orientación del ensayo se reduce significativamente, y la deformación límite bajo la condición de deformación plana está entre 0,37 y 0,33, reproduciendo en este sentido las observaciones de los datos experimentales. Las simulaciones reproducen el aumento de la deformación principal mayor

para FLD con predeformación uniaxial; en particular, para muestras con ambas etapas de deformación en la orientación RD. Esta última observación no se notó en las predicciones sobre el magnesio (Signorelli et al., 2021). La línea continua representa el promedio de las mediciones de deformación límite informadas en la Figura 5.14.

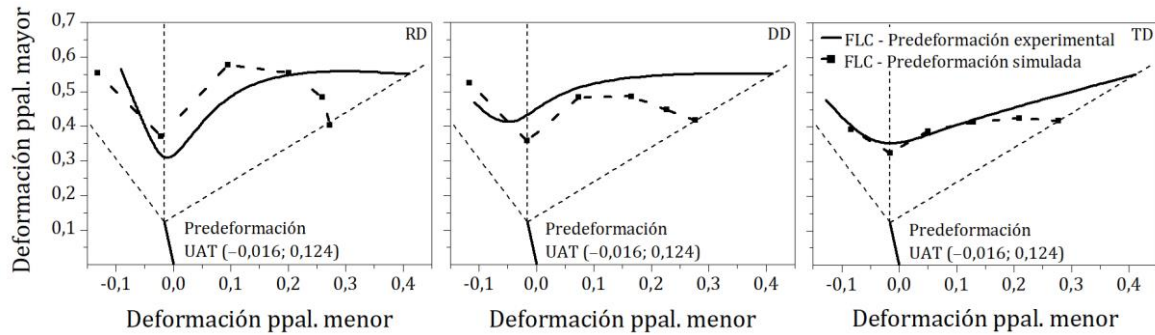


Figura 5.14: Predicción con linealización afín de las FLD en las tres orientaciones con una etapa de deformación previa

Finalmente, las texturas cristalográficas predichas para las trayectorias de deformación bilineales a lo largo de las trayectorias de UAT se muestran en la Figura 5.15. Las figuras de polos (0002) y (1010) y las secciones ODF muestran una buena concordancia con las mediciones experimentales. Sin embargo, las intensidades parecen encontrar un valor estable por debajo del valor reportado experimentalmente. Aunque el proceso de discretización inicial del ODF disminuye la intensidad máxima en un 20% aproximadamente, esto no sería suficiente para explicar tal diferencia. La restricción impuesta al modelo SRE que mantiene constante la desorientación entre pares de orientaciones es probablemente demasiado restrictiva, especialmente cuando el desarrollo de la textura está cerca de su punto de estabilidad. En resumen, el modelo MK-VPSC-SRE propuesto que incluye el SRE para imitar el efecto de la formación de subgranos, nos permite dar cuenta de la influencia de CDRX en la intensidad de la textura desarrollada, al tiempo que muestra una limitación en la predicción de las deformaciones límite en el lado derecho de la FLD. Esta última observación, sugiere que el modelo para describir la formación de subgranos requiere un mayor desarrollo.

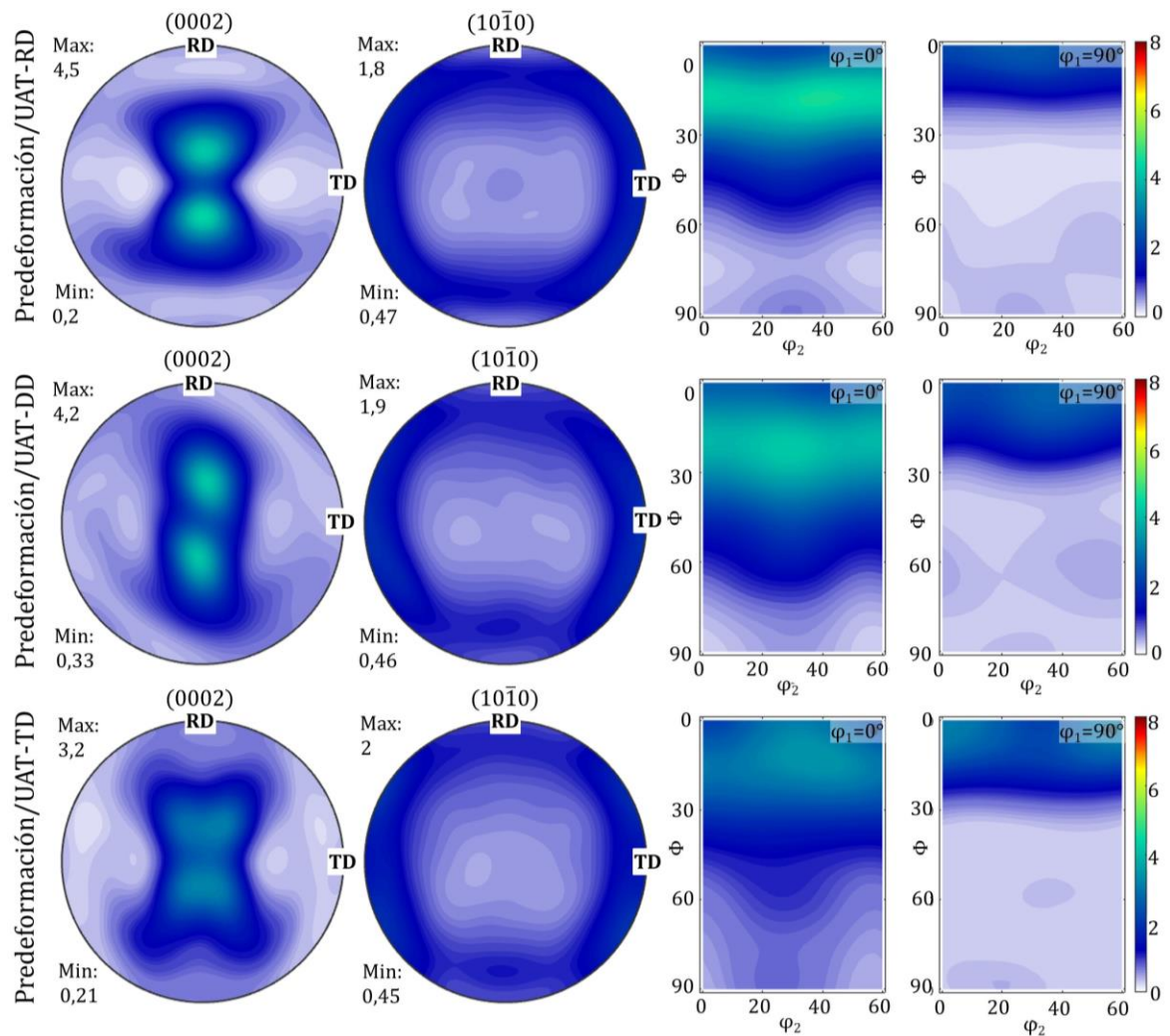


Figura 5.15: Simulaciones de las figuras de polo y secciones de ODF luego de la segunda etapa de deformación utilizando linealización *afín*

5.6. CONCLUSIONES

La formabilidad de la aleación Zn-Cu-Ti laminada ha sido estudiada numérica y experimentalmente. El perfil de deformación límite muestra cambios sustanciales cuando se evalúa a partir de muestras cortadas a lo largo de las direcciones RD, DD o TD. Los valores límite de deformación son mayores para el FLD_{RD} , mientras que se observan valores intermedios para el FLD_{DD} y menores para el FLD_{TD} ; esto se muestra de acuerdo con los niveles de deformación observados en las curvas de tensión-deformación.

Una deformación uniaxial relativamente pequeña a lo largo de la RD es suficiente para introducir un cambio no despreciable en el comportamiento límite en las chapas de Zn-Cu-Ti. Los FLD_{RD} y FLD_{DD} muestran un comportamiento relativamente más uniforme bajo estiramiento biaxial, mientras que para FLD_{TD} , la deformación límite aumenta

proporcionalmente de PS a EBA. En particular, se observa que una predeformación por tracción reduce el comportamiento anisótropo de la trayectoria de deformación de PS, lo que favorece la aplicación del material en procesos industriales por sobre la chapa en la condición recibida.

La simulación MK-VPSC-SRE predice que las diferencias entre el FLD_0 simulado se reducen significativamente, y la deformación límite bajo la condición de deformación plana se ve menos afectada por la desalineación de los ejes de anisotropía, al tiempo que muestra una limitación en la predicción de la deformación límite el lado derecho del FLD.

El modelo VPSC-SRE propuesto junto con la utilización de la aproximación *afín* como estrategia de linealización, permite reproducir con mejor calidad la respuesta mecánica del material cuando es sometido a diferentes trayectorias de deformación. Además, reproduce la evolución de la textura y el comportamiento macroscópico de la chapa de aleación Zn-Cu-Ti bajo UAT. La validación del modelo a deformaciones mayores a las reportadas previamente nos permite mostrar las limitaciones del enfoque VPSC-SRE. La limitación del modelo SRE ad hoc se observa en no poder evitar una zona de orientaciones algo más difusa de los polos basales, en relaciones a las mediciones experimentales de texturas, cuando el material se ensaya a deformaciones cercanas a 0,4 bajo UAT (es decir, una predeformación UAT a lo largo de RD más una extensión a lo largo de TD). De la misma manera, la evolución de la textura cristalográfica simulada se validó para un conjunto completo de medidas de textura obtenidas de todas las probetas ensayadas bajo la condición UAT. El VPSC-SRE no logra predecir el lento aumento en la intensidad de la textura, encontrando un valor estable por debajo del informado experimentalmente.

5.7. REFERENCIAS

Abedini, A., Butcher, C., y Worswick, M. J. (2018). Experimental fracture characterisation of an anisotropic magnesium alloy sheet in proportional and non-proportional loading conditions. *International Journal of Solids and Structures*, 144-145, 1-19. doi:10.1016/j.ijsolstr.2018.04.010

Abu-Farha, F., Verma, R., Hector Jr, L.G. (2012). High temperature composite forming limit diagrams of four magnesium AZ31B sheets obtained by pneumatic stretching. *Journal of Materials Processing Technology*, 212, 1414-1429.

Abu-Farha, F., Hector, L. G. (2004). Sheet Orientation Effects on the Hot Formability Limits of Lightweight, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 133, pp. 1-8.

Alister, F., Celentano, D., Nicoletti, E., Signorelli, J., Bouchard, P.-O., Pino, D., Pradille, M., Cruchaga, M. (2022). Elastoplastic characterization of Zn-Cu-Ti alloy sheets: experiments, modeling and simulation. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31, 1512-1529.

Aretz, H. (2010). An extension of Hill's localized necking model. *International Journal of Engineering Science*, 48, pp. 312-331.

- Banabic, D., Soare, S. (2009). Assessment of the Modified Maximum Force Criterion for Aluminum Metallic Sheets. *Key Engineering Materials*, 410-411, pp. 511-520.
- Barata da Rocha, A., Jalinier, J.M. (1984). Plastic instability of sheet metals under simple and complex strain path, *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 24, 133-140.
- 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.
- Blaber, J., Adair, B., y Antoniou, A. (2015). Ncorr: Open-Source 2D Digital Image Correlation Matlab Software. *Experimental Mechanics*, 55(6), 1105-1122. doi:10.1007/s11340-015-0009-1.
- 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.
- Borodachenkova, M., Wen, W., Barlat, F., Pereira, A., Grácio, J. (2015). Modeling of the mechanical behavior and texture evolution in Zn alloys during reverse shear loading. *Journal of Materials Processing Technology*, 224, 143-148. doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.04.021.
- Bragard, A., Baret, J. C., y Bonnarens, H. (1972). A simplified technique to determine the FLD at the onset of necking. *Rapport Centre de Recherche de la Metallurgie*, 33 (December), 53-63.
- Butuc, C., Gracio, J.J., Barata da Rocha, A. (2006). An experimental and theoretical analysis on the application of stress-based forming limit criterion. *International Journal of Mechanical Sciences*. 48, 414-429.
- Butuc, M.C., Vincze, G. (2018). The performance of Marciniak - Kuczinsky approach on prediction of plastic instability of metals subjected to complex loadings. *IOP Journal of Physics: Conference Series*. 1063, 012061.
- 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.
- Choi, S.-H., Kim, E.-Y., Woo, W., Han, S.H., Kwak, J.H. (2013). The effect of crystallographic orientation on the micromechanical deformation and failure behaviors of DP980 steel during uniaxial tension. *International Journal of Plasticity*, 45, 85-102.
- Chow, C., Jie, M., Hu, S. (2003). Forming limit analysis of sheet metals based on a generalized deformation theory. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 125(3), pp. 260-265.
- Dudzinski, D., Molinari, A. (1991). Perturbation analysis of thermoviscoplastic instabilities in biaxial loading. *International Journal of Solids and Structures*, 27(5), pp. 601- 628.
- 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.
- Drucker, D. C. (1956). On uniqueness in the theory of plasticity. *Quarterly of Applied Mathematics*, 14 (1), pp. 35-42.
- Fundenberger, J. J., Philippe, M. J., Wagner, F., y Esling, C. (1997). Modelling and prediction of mechanical properties for materials with hexagonal symmetry (Zn, Ti and Zr alloys). *Acta Materialia*, 45(10), 4041-4055. doi:10.1016/S1359-6454(97)00099-2.
- 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.
- Graf A.F., Hosford W.F. (1994). The influence of strain-path changes on forming limit diagrams of Al 6111 T4. *International Journal of Mechanical Sciences* 36, 897-910.
- Goodwin, G.M. (1968). Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop. *Society of Automotive Engineers No. 680093*, 380–387.
- 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.
- Hecker S.S. (1975). Simple technique for determining forming limit curves. *Sheet Metal Industries*, 52, 671-676
- Hill, R. (1952). On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets. *Journal of 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.
- Hosford, W. (1985). Comments on anisotropic yield criteria. *International Journal of Mechanical Sciences*, 27, pp. 423-427.
- Hutchinson, J. W., Neale, K. W. (1978). Sheet Necking - II. Time-independent behavior. *Mechanics of Sheet Metal Forming*, Plenum Publishing Corporation, pp. 127-153.
- Hutchinson, J., Neale, K., Needleman, A. (1978B). Sheet necking-II. Time-independent behavior. *Mechanics of sheet metal forming* (edited by Koistinen, D., Wang, N.), Plenum Press, New York, pp. 127-153.
- Izadbakhsh, A., Inal, K., Mishra, R. (2010). Numerical formability assessment in single crystals of magnesium, *Computational Materials Science*, 50, 571–585.
- Jansen Y., 2013. Modélisation et optimisation du processus de formage de pièces en zinc. Tesis Doctoral. Centre de Mise en Forme des Matériaux (CEMEF), l'École nationale supérieure des mines de Paris (en Français).
- Jones, S.E. y Gillis, P.P. (1984). *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 15, pp. 129-32.
- 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.
- Keeler S.P., Backofen W.A. (1963). Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches. *ASM Transactions*, 56, 25-48.
- 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.

- Laukonis, J.V., Ghosh, A.K. (1978). Effects of strain path changes on the formability of sheet metals. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 9, pp. 1849–1856.
- Leonard, M. E., Signorelli, J. W., Stout, M., y Roatta, A. (2018). Métodos temporales para determinar deformaciones límite en chapas metálicas / Time-dependent methods for limit strains determination of sheet metal. *Matéria*, 22(2). doi:10.1590/s1517-707620180002.0332.
- Leonard, M., Moussa, C., Roatta, A., Seret, A., Signorelli, J.W. (2020). Continuous dynamic recrystallization in a Zn–Cu–Ti sheet subjected to bilinear tensile strain. *Materials Science and Engineering: A*, 789, 139689/1–11.
- 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.
- Lloyd, J., Priddy, M. (2017). Simulating strain localization in rolled magnesium. *Acta Materialia*. 129, 149–158.
- 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., y Kuczyński, K. (1967). Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal. *International Journal of Mechanical Sciences*, 9(9), 609-620. doi:10.1016/0020-7403(67)90066-5.
- Marciniak, Z., Kuczyński, K., Pokora, T. (1973). Influence of the plastic properties of a material on the forming limit diagram for sheet metal in tension, *International Journal of Mechanical Sciences*, 15, 10, pp. 789-800. doi.org/10.1016/0020-7403(73)90068-4.
- Milesi, M., Logé, R. E., y Jansen, Y. (2014). Anisotropic mechanical behavior and formability criterion for zinc sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(12), 2869-2876. doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.06.023.
- 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, 134-148. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.02.021.
- 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.
- Knockaert, R., Chastel, Y., Massoni, E. (2002). Forming limits predictions using rate-independent polycrystalline plasticity. *International Journal of Plasticity*, 18, 231-247.
- Kocks, U. F., Tomé, Carlos N., Wenk, H. R., y Mecking, H. (1998). *Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and their Effect on Materials Properties*. Cambridge University Press.
- Kuroda, M., Tvergaard, V. (2000). Forming limit diagrams for anisotropic metal sheets with different yield criteria. *International Journal of Solids and Structures*, 37, 5037–5059.
- Lloyd, J. T., Priddy, M. W. (2017). Simulating strain localization in rolled magnesium. *Acta Materialia*, 129, 149-158. doi.org/10.1016/j.actamat.2017.02.043.
- 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, 134-148. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.02.021.
- 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.
- Park, S.H., Hong, S.-G., Lee, C.S. (2013). Enhanced stretch formability of rolled Mg–3Al–1Zn alloy at room temperature by initial {10–12} twins. *Materials Science and Engineering*. A578, 271–276.
- Schlosser, F., Signorelli, J. W., Leonard, M., Roatta, A., Milesi, M., y Bozzolo, N. (2019). Influence of the strain path changes on the formability of a zinc sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 271, 101–110.
- Schwindt, C., Schlosser, F., Bertinetti, M. A., Stout, M., y Signorelli, J. W. (2015). Experimental and Visco-Plastic Self-Consistent evaluation of forming limit diagrams for anisotropic sheet metals: An efficient and robust implementation of the M-K model. *International Journal of Plasticity*, 73, 62-99. doi:10.1016/j.ijplas.2015.01.005.
- Signorelli, Javier W., Bertinetti, M. A., y Turner, P. A. (2009). Predictions of forming limit diagrams using a rate-dependent polycrystal self-consistent plasticity model. *International Journal of Plasticity*, 25(1), 1-25. doi:10.1016/j.ijplas.2008.01.005.
- Signorelli, Javier W., Serenelli, Mariano, y 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), 1367-1376. doi:10.1016/j.jmatprotec.2012.01.020.
- 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, 356-366. doi:10.1016/j.epsl.2015.08.018.
- Signorelli, J. W., Bertinetti, M. A., Roatta, A. (2021). A review of recent investigation using the Marciniak-Kuczynski technique in conjunction with crystal plasticity models, *Journal of Materials Processing Technology*, 287, 116517, doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116517.
- Steglich, D., Jeong, Y. (2016). Texture-based forming limit prediction for Mg sheet alloys ZE10 and AZ31. *International Journal of Mechanical Sciences*, 117, 102-114. doi:10.1016/j.ijmecsci.2016.08.013
- 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.
- Tóth, L. S., Estrin, Y., Lapovok, R., y Gu, C. (2010). A model of grain fragmentation based on lattice curvature. *Acta Materialia*, 58(5), 1782-1794. doi:10.1016/j.actamat.2009.11.020.
- 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.
- Yang C., Mei Y.B., Meng, D., Zhu, G.G., Liu, S.W., Peng, Y., Wu, L., Zha, C.Y., Shi, B.D. (2020) Mechanical anisotropy induced by strain path change for AZ31 Mg alloy sheet, *Metals*, 10, 8, 1409.
- Yang, M., Dong, X., Zhou, R., Cao, J. (2010). Crystal plasticity-based forming limit prediction for FCC materials under non-proportional strain-path. *Materials Science and Engineering A*. 527, pp.6607–6613.

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.

Zbib, H. M., Aifantis, E. C. (1989). A Gradient-Dependent Flow Theory of Plasticity: Application to Metal and Soil Instabilities. *ASME. Applied Mechanics and Materials*, 42(11S): S295-S304. doi.org/10.1115/1.3152403

Zhu, X., Weinmann, K., Chandra, A. (2001). A unified bifurcation analysis of sheet metal forming limits. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 123(3), pp. 329- 333.

Influencia de la deformación plástica severa en la formabilidad de chapas de Zn-Cu-Ti

RESUMEN

En el presente capítulo²¹ se procesó una chapa de Zn-Cu-Ti a temperatura ambiente mediante extrusión por canal angular de sección constante (ECASE) induciendo una microestructura heterogénea al material laminado. La heterogeneidad se manifestó como grupos de dislocaciones más grandes y tamaños de grano más pequeños en la superficie que en el centro de la chapa, generando también un aumento en la resistencia a la fluencia mientras se preserva la elongación de fractura. El procesamiento ECASE dio como resultado un límite de deformación ligeramente más alto que el del material tal como se recibió con una reducción de peso del 9%. La mejora en las propiedades mecánicas de la lámina procesada se asoció con la formación de maclas en la superficie, lo que resultó en un tamaño de grano más pequeño y heterogeneidad entre los granos sin maclas y los que presentan maclas. Estas dos microestructuras produjeron una combinación de zonas duras y blandas. Durante la deformación por ECASE se formaron maclas en granos particulares que, a su vez, crearon una alta densidad de matrices de dislocaciones geoméricamente necesarias (GND) en granos vecinos sin maclas. Cabe señalar que los granos maclados tenían una baja densidad de GND. Además de la heterogeneidad entre los granos maclados y libres de maclados, se formó una distribución GND heterogénea entre la superficie y el centro de la chapa procesada, dominando el sistema de deslizamiento basal.

Palabras claves: SPD, ECASE, Maclado, CDRX, TDRX

²¹ Los resultados que se presentan en este capítulo fueron analizados en el trabajo: Muñoz, J.A., Nicoletti, E., Signorelli, J.W., Stout, M.G., Avalos, M., Bolmaro, R.E. (2022) Effect of microstructural heterogeneity on the balanced-biaxial and tensile behavior of a Zn alloy sheet. *Materials Today Communications*, 30, 103126.

6.1. INTRODUCCIÓN

Estrategias como la deformación plástica severa (SPD) han marcado la diferencia en la mejora de la resistencia mecánica de los materiales metálicos a través de transformaciones microestructurales. Dichas modificaciones incluyen el refinamiento del grano, cambios en la naturaleza del límite del grano y altas densidades de dislocaciones, entre otros, que mejoran el rendimiento mecánico y las propiedades físicas (Zhang et al. 2021). De esta forma, varios materiales nanoestructurados producidos por técnicas SPD han llegado a la comercialización, aunque todavía existen limitaciones en cuanto al volumen de material producido debido a problemas de escalado industrial (Lowe et al. 2021). Además, aunque los materiales procesados por SPD muestran una notable plasticidad, enfrentan un problema importante relacionado con su reducida capacidad de endurecimiento por deformación (Koch 2003; Muñoz et al. 2019).

Por ello, para solucionar el binomio resistencia-ductilidad en los materiales metálicos, en los últimos años se ha comenzado a trabajar en el desarrollo y estudio de materiales con estructura heterogénea (Ma et al. 2017; Ma et al. 2019). Estos materiales pueden alcanzar altas resistencias mecánicas con una ductilidad incluso mayor que sus contrapartes en estado recocido con granulometrías gruesas y homogéneas. Este hecho se debe a las dramáticas diferencias en las propiedades mecánicas entre las zonas e interfaces que forman la estructura heterogénea del material (Wang et al., 2018). De las distintas estructuras heterogéneas; las más estudiadas son las formadas por tamaños de grano heterogéneos y estructuras laminadas (Li et al., 2018; Shi et al., 2021). En la actualidad, existen varias metodologías para obtener estructuras heterogéneas; algunos de los cuales implican la combinación de procesos de deformación con un tratamiento térmico posterior, otros requieren una deformación plástica severa, o podrían usarse técnicas de fabricación aditiva, entre otros (Zhu et al., 2019; Li et al., 2018; Jamalian et al., 2019).

En cuanto a las posibilidades de utilizar técnicas SPD para producir estructuras heterogéneas, uno de los ensayos más difundidos es el procesado del material por ECAE, donde se utiliza el principio de deformación por corte al pasar el material a través de una matriz, resulta un método efectivo para generar estructuras de grano ultrafino (UFG). El flujo plástico es realizado por la activación de mecanismos inherentes a nivel microescala: movimiento de dislocaciones, maclas de deformación y recristalización dinámica acompañada por el crecimiento de grano. En aleaciones de Ti se observó un aumento en la ductilidad del material procesado con ECAE que promueve la activación de maclas y estas colaborando al refinamiento de grano. Para chapas metálicas, el proceso de extrusión de chapa angular por canal de sección constante (ECASE) ha demostrado que bajo ciertas

condiciones de procesamiento (por ejemplo, geometría de la matriz y control de la deformación aplicada en cada paso), es posible generar una estructura heterogénea tipo sándwich (Muñoz et al., 2019). En esta estructura, las zonas cercanas a la superficie de la chapa están más deformadas que la zona central, dando lugar a un núcleo blando rodeado por dos zonas más duras (Muñoz et al., 2019).

En la búsqueda de materiales óptimos, el estudio del comportamiento mecánico de los materiales laminados es de vital importancia. Por ejemplo, para usar chapas de Zn en aplicaciones como construcción, tuberías y canaletas, se requiere conocer la respuesta del material en diferentes estados de deformación. Por lo tanto, mejorar la formabilidad de las chapas de Zn es de gran interés. Por ejemplo, algunas investigaciones se han centrado en cómo la orientación de la textura afecta la formabilidad de las chapas (Jansen et al., 2013; Milesi et al., 2017). Otros estudios han analizado el efecto de la deformación plástica severa con respecto a la formabilidad del material (Ciemiorek et al., 2020). Muy pocos estudios han explorado el efecto de una estructura heterogénea generada por deformación plástica sobre la formabilidad de una chapa, y en particular en la formabilidad de una chapa de Zn.

En este sentido, debido a que los estudios sobre la influencia de la heterogeneidad en las propiedades mecánicas de un material se han centrado principalmente en el comportamiento a la tracción (muy pocos estudios, si es que alguno ha examinado la formabilidad de chapas heterogéneas en materiales HCP), surge la necesidad de realizar estudios sobre la FLD. Por lo tanto, el objetivo principal de este capítulo es estudiar la heterogeneidad inducida por un paso de deformación plástica a través del proceso ECASE en una aleación en la aleación de Zn-Cu-Ti y su efecto sobre la respuesta mecánica a la tracción y conformado. Así, para lograr este objetivo, se realizaron diferentes ensayos mecánicos (tensión uniaxial y biaxial balanceada) y caracterizaciones microestructurales sobre los materiales tal como se recibió y procesado con ECASE, y utilizando la técnica difracción de retrodispersión de electrones para la caracterización microestructural

6.2. DISPOSITIVO DE ECASE Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El dispositivo de ECASE (Figura 6.1) está constituido por una matriz de canal uniforme la cual está formada por dos piezas, una parte posterior con un sujetador incorporado y otra frontal con la geometría conjugada a la primera. Esta última, se ajusta al espesor de chapa con cuatro tornillos situados a ambos lados de la zona de contacto con el material. Aunque el ancho de la matriz (zona de trabajo) está limitado con el fin de reducir la fricción, la sección transversal total es lo suficientemente grande para garantizar una rigidez de flexión adecuada y necesaria para mantener la deformación homogénea en el ancho del material (Figura 6.1a),

mientras que la sujeción con tornillos facilita un cuidadoso plegado de la chapa, necesario para su introducción en la matriz. Una herramienta de este tipo aporta una pequeña reducción en espesor (alrededor del 12%) en cada pasada pero suficiente para provocar cambios microestructurales en el material. La matriz armada se mantiene fija en la mordaza inferior de la máquina de ensayos, mientras que uno de los extremos la chapa es sujeta por medio de cinco tornillos a dos suplementos en forma de T a la mordaza superior (Figura 6.1c). Mediante un esfuerzo de tracción la velocidad de desplazamiento del travesaño se mantiene constante durante el ensayo con una velocidad de extrusión de 1,8 mm/min, dando una tasa de deformación real de aproximadamente $1,4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. La matriz fue fabricada en acero SAE 1045 y tratada térmicamente para alcanzar una resistencia suficiente para procesar aleaciones de Zn. Antes de cada ensayo, se aplica un lubricante a base de MoS2 (Molykote® 321 R) a las superficies de la matriz y material, con el objetivo de disminuir la fricción.

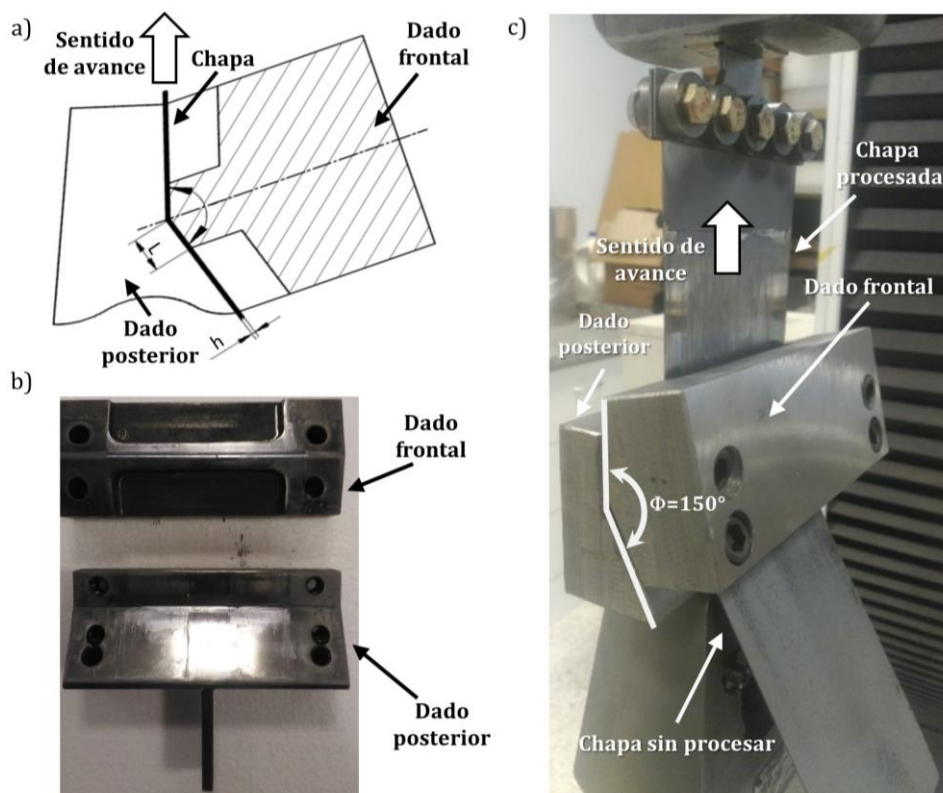


Figura 6.1: a) Esquema de la chapa en el dispositivo ECASE, b) conjunto de piezas que forman la matriz de ECASE y c) dispositivo de ECASE montado en máquina de ensayos universal.

La selección del ángulo de intersección del canal ECASE es el punto más delicado en cuanto al diseño. Algunos trabajos han dedicado sus esfuerzos a tener estimaciones de cuál es

el ángulo óptimo de ensayo. Zisman et al. (2006) demostraron que $\Phi \leq 135^\circ$ es demasiado agudo. Esta misma observación es realizada por Lapovok et al. (2000) en su estudio sobre la cinemática del procesamiento de chapa por canal de sección constante (ECAD) registrados en aluminio. De acuerdo con estos datos el principal estado de deformación para $\Phi = 90^\circ$ y en $\Phi = 120^\circ$ es la flexión, y conlleva la aparición de grietas en la superficie estirada del material. A un ángulo mayor, los autores revelan, en base un análisis de cuadrícula marcada sobre el espesor, que para un ángulo $\Phi = 150^\circ$ el estado de deformación es predominantemente corte simple y prácticamente uniforme a lo largo del espesor de la chapa. Consecuentemente, en el diseño de la matriz se optó por un ángulo característico $\Phi = 150^\circ$, habiéndose estimado la deformación de corte simple en un pase del material por la matriz:

$$\gamma = 2 \tan\left(90^\circ - \frac{\Phi}{2}\right) = 0,536, \quad (6-1)$$

la deformación verdadera (ϵ) se expresa como:

$$\epsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \left[(\epsilon_x - \epsilon_z)^2 + (\epsilon_x)^2 + (\epsilon_z)^2 + \frac{3}{2}\gamma^2 \right]^{\frac{1}{2}} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \left[1 + \left(4 \frac{\epsilon_z}{\gamma}\right)^2 \right]^{\frac{1}{2}}, \quad (6-2)$$

siendo ϵ_x y ϵ_z la deformación longitudinal y en espesor respectivamente. En los ensayos realizados el valor de la deformación en espesor se evaluó en $|\epsilon_z| \approx 0,138$. Dado el valor de corte simple estimado en la ecuación (6.1) se tiene que $\left(\frac{\epsilon_z}{\gamma}\right)^2 \approx 0,066$, valor relativamente pequeño, lo cual permite aproximar en forma satisfactoria a la deformación ϵ por la expresión $\epsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} = 0,31$.

La velocidad de deformación real D se evalúa aproximadamente como:

$$D \approx \frac{\epsilon v}{H}, \quad (6-3)$$

donde v es la velocidad de estirado. Los ensayos preliminares han demostrado que $D < 8,58^{-1} \text{ s}^{-1}$.

6.3. RESULTADOS

6.3.1. Caracterización y evolución del ángulo de desorientación de bordes de grano

Se utilizó la técnica EBSD para caracterizar las orientaciones cristalinas, determinar estructura granular y característica de la desorientación de bordes y su gradiente en el espesor de la chapa. Los mapas de límites de granos a lo largo del espesor de la chapa para material recibido y procesado con un pase por ECASE. Examinando las Figuras 6.2a a la Figura 6.2d del material en estado de recepción se observa una presencia más significativa de borde de granos de alto ángulo (HAGB) en las áreas cercanas a la superficie del material que en el centro de la chapa (Figura 6.2c). Además, las figuras de polos **(0002)** revelan que, aunque hay presencia de maclas $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}0\bar{1}1 \rangle$, la textura a lo largo del espesor de la chapa está dominada por granos sin maclas. De manera similar, las Figura 6.2e a Figura 6.2h indican que el material procesado por ECASE presenta características similares a las observadas en el material en estado de recepción, donde la preponderancia de bordes de alto ángulo (HAGB) se presentan más altas cerca de la superficie. Sin embargo, se destaca que la magnitud de la fracción de HAGB en el material procesado es mayor que en el estado en que se recibió. En cuanto a la textura del material procesado, las figuras de polos muestran que en la zona media (Figura 6.2g) la presencia de las maclas juega un papel con mayor significancia en la textura general que en la superficie, donde los granos están, en gran parte, libres de maclas. Este comportamiento sugiere la formación de gradientes en la textura y la estructura del límite de grano, ya que a lo largo del espesor de la chapa procesada hay fracciones de HAGB más altas en la superficie que en la zona central. Según Muñoz et al. (2018), el procesamiento de materiales metálicos por ECASE genera en la superficie del material, que está en contacto con la matriz, un estado con mayor deformación de corte. Esto da lugar a variaciones en la textura y una distribución heterogénea de dislocaciones geoméricamente necesarias (GND).

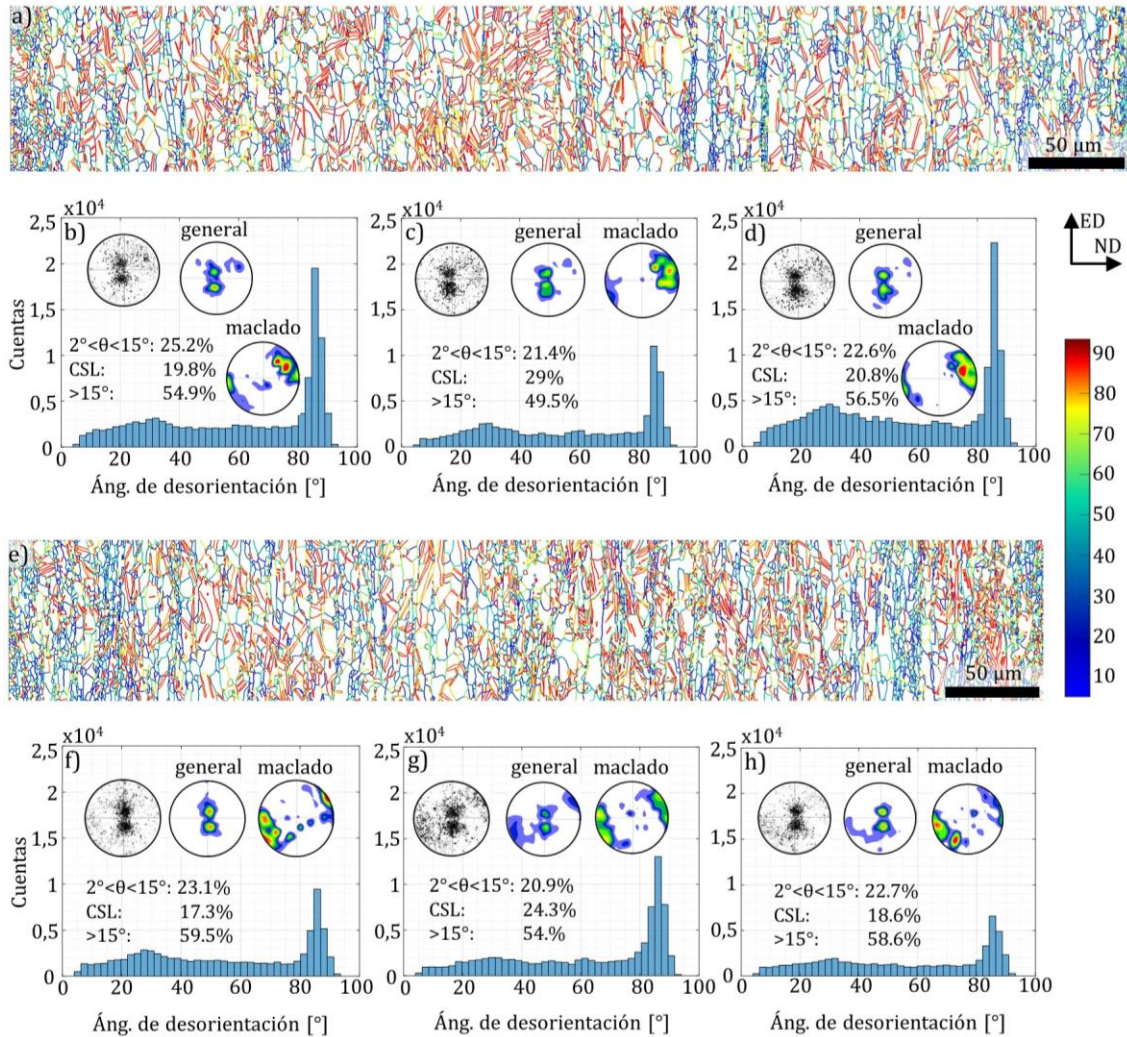


Figura 6.2: Evaluación en el espesor de la topología granular en la chapa en estado de recepción y procesada por ECASE: (a, e) mapas de desorientación de borde de grano, en el material en estado de recepción y procesado, respectivamente; (b, c, d) histograma correspondiente a la desorientación observada en regiones próxima a la superficies (b, d) y en el centro del material (c) en el material en estado de recepción; (f, g, h) se corresponde con (b, c, d) luego de un paso de ECASE.

La heterogeneidad del material puede ser descripta utilizando parámetros estadísticos sobre la microestructura, como la desorientación promedio del grano (KAM), que permite analizar la presencia de agrupamiento de dislocaciones en el interior de los granos. En este sentido, la Figura 6.3a y la Figura 6.3b presentan los mapas de KAM para la zona media y cercana a la superficie del material procesado, respectivamente. A primera vista, se revela en las proximidades de la superficie de la chapa valores mayores de KAM y se confirma por sus distribuciones en la Figura 6.3c. Se puede observar que el valor medio de distribución en la superficie es mayor que en el centro, y su distribución presenta un mayor ensanchamiento de los picos. Sin embargo, lo que más destaca es lo observado en la dirección vertical de los mapas de perfiles KAM, Figura 6.3a y Figura 6.3b, que se representa en la Figura 6.3d. Los

perfiles muestran que los valores de KAM en el mapa de zonas en la superficie crecen a medida que se acercan al borde de la chapa, mientras que el comportamiento resulta más homogéneo en toda la longitud de la zona media. De esta forma, empleando el análisis KAM, se puede confirmar la formación de un gradiente microestructural, diferenciando áreas con mayor agrupamiento de dislocaciones de áreas con menor densidad de dislocaciones y límites de grano. En el estudio de materiales heterogéneos, los gradientes en la distribución de la estructura de dislocaciones se asocian con uno de los mecanismos responsables de una buena sinergia entre resistencia y ductilidad (Muñoz et al., 2020; Jamalian et al., 2019). Dado que existen zonas de mayor o menor concentración de dislocaciones, las zonas menos duras ejercen tensión sobre las más duras cuando la demanda de carga aumenta, dando lugar a un endurecimiento adicional generado por la deformación heterogénea. Este comportamiento se produce porque las regiones blandas comienzan a deformarse antes que las duras, lo que da lugar a la generación de tensiones para restablecer el equilibrio de tensiones, asumiendo compatibilidad local de la deformación (Park et al., 2018).

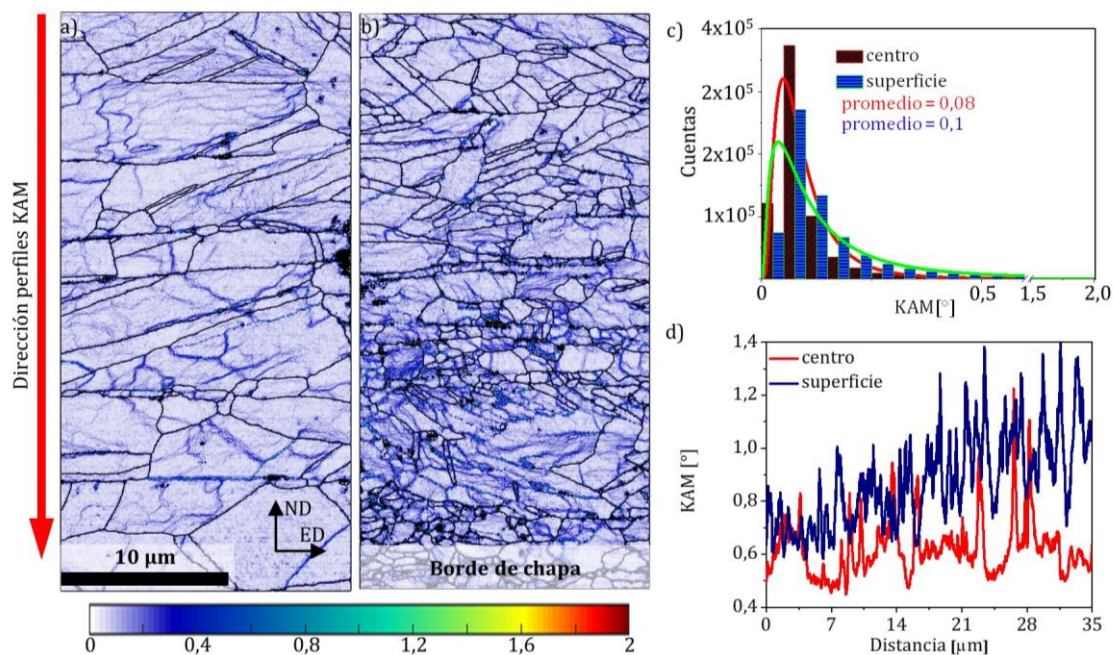


Figura 6.3: Mapas KAM del material procesado en (a) centro y (b) zona en la superficie de la chapa. (c) Distribuciones KAM y (d) perfiles KAM a lo largo de la dirección vertical de los mapas KAM.

6.3.2. Respuesta mecánica

Para analizar el efecto en la respuesta mecánica del material al ser sometido a un pase por ECASE se extrajeron probetas para ensayos de tracción y conformado. Los ensayos de

tracción se realizaron en las condiciones detalladas en el Capítulo 4 (Sección 4.2.3) en la dirección de extrucción (ED) con el objetivo de compararlos con los resultados obtenidos en el material en estado de recepción en la dirección RD. En la Figura 6.4a se observan las curvas de cargas con ligeras diferencias tanto en tensión de fluencia como en resistencia máxima y variaciones menores en el alargamiento a la fractura del material en estado de recepción y procesado por ECASE. Después de un paso por ECASE, la tensión de fluencia presenta un aumento de un 35 %, incrementando su valor de 112 MPa a 151 MPa; mientras que la deformación a fractura se reduce en un 10%, pasando de un 0,29 a 0,26. Además, de las gráficas surge que la deformación plástica acumulada como consecuencia de la deformación de corte asociada al proceso de ECASE, si bien implica un endurecimiento del material, se conserva en gran parte de la ductilidad del material en el estado de recepción.

Los ensayos de tracción uniaxial fueron analizados con la ayuda de DIC. En base a los campos de deformación evaluados a distintos niveles de deformación ($\epsilon = 0,01, 0,1, 0,2$ y $0,25$) se observa que en el material procesado las deformaciones máximas se ubican en un área identificada por el círculo negro discontinuo en la Figura 6.4d. Por el contrario, el ensayo con el material en estado de recepción presenta múltiples zonas con localización de deformación a lo largo de la longitud de la probeta que son más notorias a medida que el valor de la deformación se aproxima al máximo (Figura 6.4a). En la Figura 6.4c y la Figura 6.4d se trazan los perfiles de deformación para diferentes niveles de deformación analizados confirmando la afirmación anterior. En el caso del material procesado (Figura 6.4d) se registra no sólo perfiles de deformación heterogéneos, sino que también alcanza niveles de deformaciones máximas mayores que el material de partida, donde los perfiles se asemejan a mesetas. Este comportamiento demuestra que existe un estado de heterogeneidad en la distribución de la deformación.

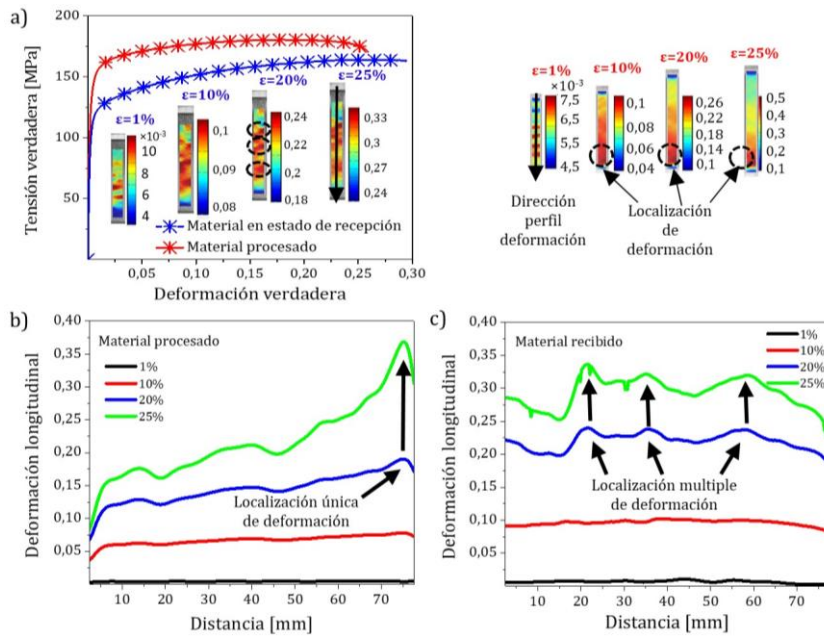


Figura 6.4: a) Curvas de tensión-deformación para el material en estado de recepción y procesado por ECASE en orientaciones coincidentes a la RD y ED, respectivamente. Se incluyen los campos de deformación ϵ_{11} a diferentes niveles (1%, 10%, 20% y 25%) para el material en estado de recepción (izquierda) y del material procesado (derecha). Los perfiles de deformación a lo largo de la longitud de las probetas ensayadas con localización de muestra la deformación (flechas negras) en b) una única zona para el material procesado y c) múltiples zonas para el material en estado de recepción.

Debido a la leve merma que se observa en la ductilidad del material con deformación por ECASE en una etapa previa, resulta de interés analizar la influencia de la predeformación en la formabilidad del material. Teniendo en cuenta que la marcada anisotropía que se observó tanto para cargas monótonas (Capítulo 4) como en cargas no monótonas (Capítulo 5), se cortaron probetas con geometrías biaxial balanceada para ser ensayadas por medio del dispositivo de conformado, ya que este camino de deformación no distingue la orientación entre las cargas aplicadas y la RD del material.

En la Figura 6.5 se resumen los resultados de los ensayos de Marciniak realizados. En las Figuras 6.5a-b se muestran las probetas deformadas del material en estado de recepción y procesado, respectivamente. Puede observarse que la altura de la copa, en promedio, es levemente superior en el material procesado. En las Figuras 6.5c se destacan los valores de deformación límite junto con el campo de deformación medido en el instante previo a la aparición de la grieta en cada probeta. Estos valores muestran que los componentes de deformación mayor y menor calculados en el material procesado alcanza valores de deformación límite más altos que en el material en estado de recepción (Figura 6.5c y Tabla 6.3).

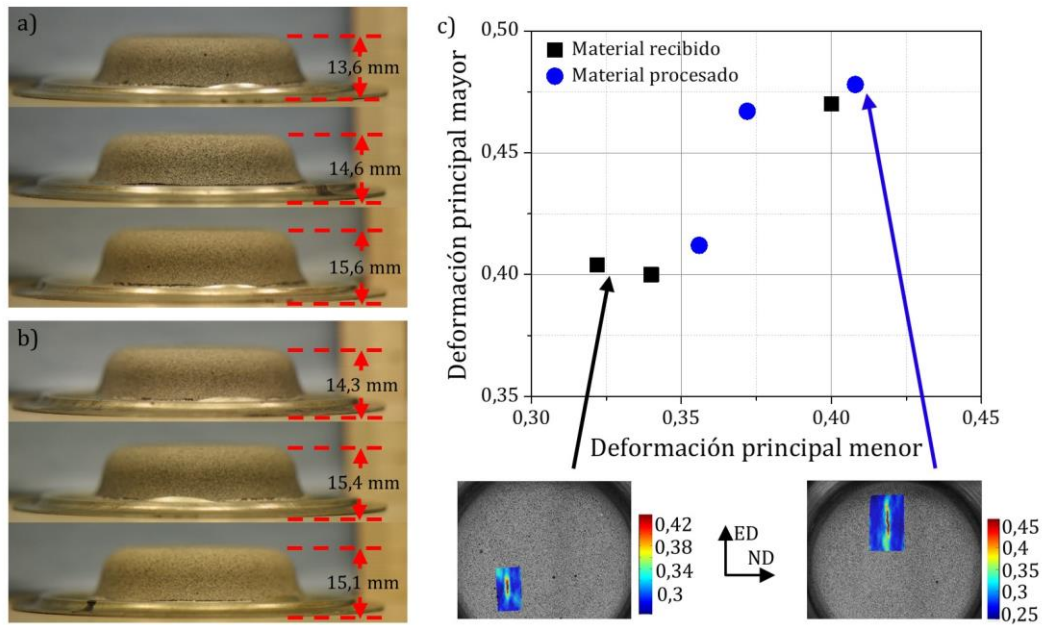


Figura 6.5: Probeta equibiaxial balanceada luego de ser ensayadas del (a) material recibido y del (b) material procesado, (c) deformación límite calculada a partir de los campos de deformación medidos

Vale destacar que, el material procesado por ECASE tiene menor espesor que el material recibido, por lo que, según los resultados encontrados en el capítulo 5 (ver Figura 5.12a) es esperable encontrar para la misma aleación valores de deformación límite más bajos, en este caso particular del orden del 10% aproximadamente. Ante esto, valores similares de deformación límite a los del material recibido, pueden interpretarse que, la deformación previa aplicada por el proceso de ECASE mejora la formabilidad de las chapas de Zn.

Tabla 6.3 Principales variables calculadas en los ensayos de tracción del material de recepción y con predeformación con ECASE

Condición del material		Deformación menor	Deformación mayor	Límite elástico [MPa]	Enlongación a la fractura [%]
Recibido	Probeta 1	0,32	0,40	112	29
	Probeta 2	0,34	0,40		
	Probeta 3	0,4	0,47		
Procesado por ECASE	Probeta 1	0,36	0,41	151	26
	Probeta 2	0,37	0,47		
	Probeta 3	0,41	0,48		

6.4. DISCUSIÓN

Para comprender mejor las ventajas en la formalidad del material predeformado con un pase ECASE, en esta sección se discuten los resultados en términos microestructurales, de evolución en la textura, tamaño de grano, anisotropía, trayectoria de deformación, heterogeneidad de la deformación y densidad de dislocaciones (GND).

6.4.1. Transformación microestructural

El proceso de deformación ECASE afecta a diferentes características de la microestructura del material, como el maclado, que influyen en la respuesta mecánica del material. La Figura 6.6a se observa la microestructura en el plano perpendicular a la TD del material procesado por ECASE. El mapa cubre todo el espesor de la chapa y se analizan en detalle varias zonas (rectángulos rojos y negros). La Figura 6.6b y la Figura 6.6c muestran mapas detallados correspondientes al área adyacente a la superficie (rectángulo rojo) y al centro de la chapa (rectángulo negro), respectivamente. A primera vista, se destacan las diferencias en el tamaño de grano y la fracción de maclas que corresponden, como se mencionó anteriormente, a la intensa deformación que sufre el material en las proximidades de la superficie.

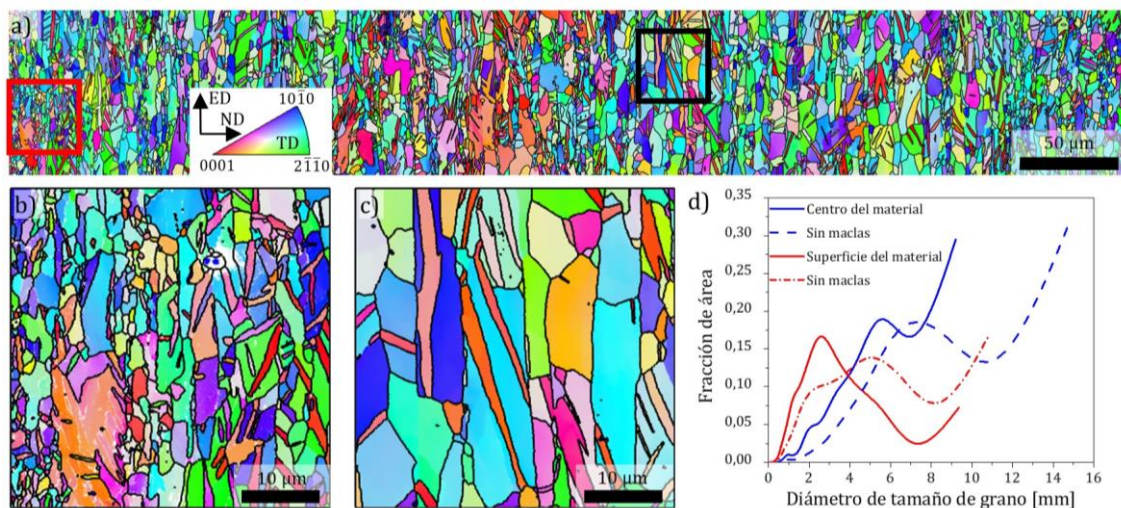


Figura 6.6: (a) microestructura a lo largo del espesor de la chapa procesada con ECASE, (b) detalle de la microestructura cerca de la superficie de la chapa (recuadrado rojo), (c) detalle de la microestructura en la zona media (recuadrado negro), (d) evolución del tamaño de grano

En la Figura 6.6d se representa la evolución del tamaño de grano confirmando en ambas zonas la formación de una estructura tipo sándwich, con granos y maclas de mayor

tamaño en la zona media del espesor. Un factor que influye en gran medida en el tamaño de grano, especialmente en la superficie, es la presencia de maclas. Esta observación también confirma que las cantidades de Cu y Ti en la presente aleación ayuda a lograr un mayor refinamiento de grano que en el mismo tipo de aleación con menores cantidades de Cu y Ti, como se observó en los resultados para tracción bilineal a la misma deformación equivalente (Leonard et al., 2020). De esta forma, se puede apreciar que la aleación estudiada logra una mayor reducción del tamaño de grano y una estructura heterogénea gracias a la combinación de deformaciones por corte y laminación, que ofrece el proceso actual. Cabe señalar que las deformaciones afectan principalmente a la vecindad de la superficie laminada, tal como Muñoz et al. (2020) ha demostrado para una aleación de Al. Para analizar con más detalle la microestructura se definieron como granos pequeños a aquellos menores de 3 μm analizando el gráfico que se muestra en la Figura 6.6d. En este sentido, al correlacionar la evolución de la textura con el tamaño de grano y de maclas (Figura 6.7a-b), se observa que en la superficie la microestructura está compuesta principalmente por granos pequeños con sus polos basales orientados en la dirección de extrusión (ECASE) y simultáneamente, las maclas se ubican a $\sim 30^\circ$ de la TD (Figura 6.7a). Con respecto a la orientación de los granos, se observa un leve componente basal mayor hacia la ND en la superficie de la chapa. Sin embargo, en el caso de la zona media, dominan los granos con mayor tamaño (es decir, granos con tamaños más allá del máximo observado en la curva de la Figura 6.7d). De esta forma, la combinación de una estructura exterior dominada por granos de menor tamaño y mayor cantidad de maclas junto con granos y maclas de mayor tamaño en el centro ayuda a que la chapa procesada alcance valores de deformación límite ligeramente superior a la del material inicial. Según Bednarczyk et al. (2019) y Wang et al. (2021), los límites de granos especiales en materiales hexagonales compactos (HCP), como los límites de maclas, presentan una mayor resistencia a la propagación de grietas, añadido a que granos de menor tamaño proporcionan mayor resistencia al material y dificultan la formación de grietas.

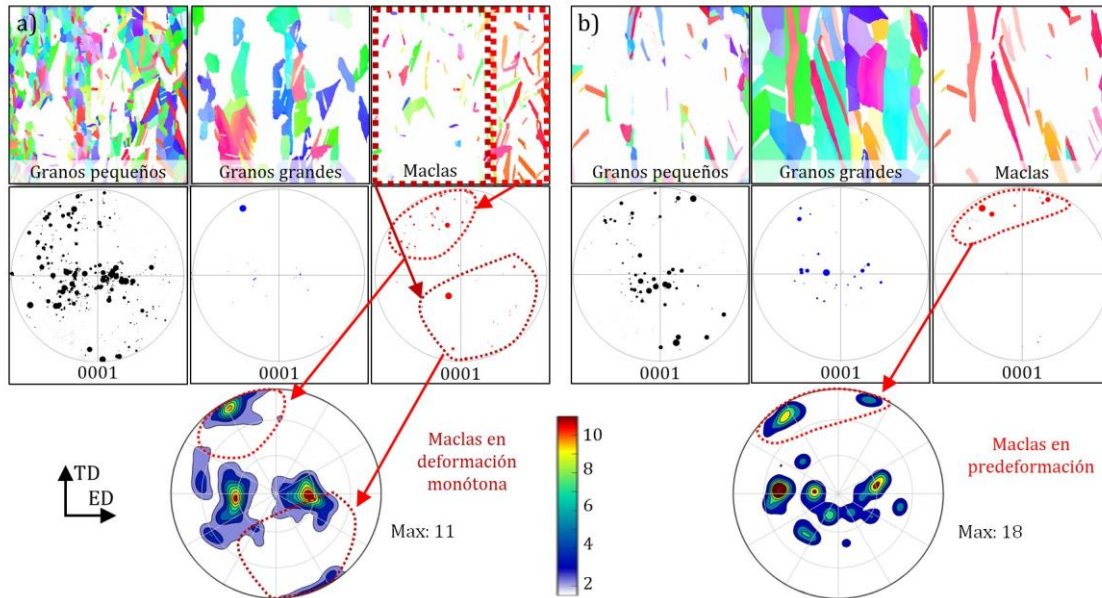


Figura 6.7: Evolución de la textura en función del tamaño de grano y fracción de maclas (a) en proximidad de la superficie y (b) en la región media

La formación de granos pequeños y maclas orientadas con sus polos basales cerca de la TD ($\sim \pm 30^\circ$) en la vecindad de la superficie de la chapa corresponde bien a lo que se podría esperar de la recrystalización del material. Como se describió Leonard et al. (2020), la recrystalización es un fenómeno que ocurre fácilmente en las aleaciones de Zn cuando el material es deformado. Además, este tipo de textura en granos pequeños y maclas se corresponde bien con el efecto generado por el ensayo con ECASE y otros procesos de deformación plástica como el de presión por canal angular de sección constante (ECAP) como, por ejemplo, los resultados de Mg puro después de un pase en el procesamiento (Lei et al., 2021). Sin embargo, a diferencia de procesos como ECAP, donde la gran mayoría de los granos y maclas están orientados hacia posiciones entre la dirección de extrusión (ED) y TD en la figura de polos (0001), el procesamiento por ECASE logra obtener una mezcla de granos orientados en la dirección ED, mientras se encuentran maclas y granos de menor tamaño entre ED y TD, por lo que la deformación plástica menos intensa introducida por cada pase con ECASE permite un mejor control de la heterogeneidad del material que en el caso de otros procesos.

Los factores microestructurales como maclas de menor tamaño en la superficie que en el centro, la textura de la macla y las fracciones HAGB más altas después del procesamiento por ECASE, pueden tener origen en los procesos de recrystalización dinámica inducida por maclas (TDRX) y CDRX, respectivamente. De esta forma, dado que el Zn presenta una alta sensibilidad a la velocidad de deformación, se ha demostrado que se producen diferentes

mecanismos de recristalización en función de la velocidad de deformación. A velocidades de deformación bajas, del orden de 10^{-4} s^{-1} prevalece la recristalización dinámica discontinua (DDRX), con tasas de deformación próximas a 10^{-2} s^{-1} se observa CDRX, mientras que TDRX puede activarse conjuntamente con CDRX, siendo dominante en deformaciones más altas. A velocidades altas, mayores a $0,5 \text{ s}^{-1}$, CDRX y TDRX están activas, incluso con bajas deformaciones (Liu et al., 2020; Liu et al., 2021). Por lo tanto, teniendo en cuenta la tasa de deformación que hemos aplicado en nuestros ensayos de ECASE, $1,4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ está directamente relacionada con una mayor tendencia al maclado proporcionando una mayor cantidad de bordes de maclas para interactuar con dislocaciones dando como resultado la segmentación de maclas y transformando bordes de maclas y en HAGB, lo que lleva a una estructura refinada de granos recristalizados aislados. Por lo tanto, debido a la deformación acumulada de 0,31 por el pase de ECASE es posible esperar tanto CDRX como TDRX.

6.4.2. Caso de sollicitación biaxial balanceada

A través de los campos de deformación evaluados durante los ensayos bajo sollicitación biaxial balanceada se obtuvieron perfiles de deformación tanto para el material en estado de recepción como el procesado con ECASE. Para ambas condiciones, los resultados se muestran en la Figura 6.8 que compara tres perfiles de deformación, identificados por las rectas 1, 2 y 3 tomadas a través del diámetro de deformación de las probetas biaxiales. Los datos se muestran en diferentes etapas de los ensayos: 20% de deformación, 60% de deformación y el instante previo a la primera aparición de grietas visibles. Según la Figura 6.8a a la Figura 6.8c, en el material recibido, la deformación parece concentrarse en un área específica, véase la Figura 6.8a. Esta concentración de deformación aumenta, Figura 6.8b, hasta que a mayores profundidades de conformado se nuclean múltiples zonas (Figura 6.8b), dando lugar a localizaciones de deformación hasta que aparece la primera fisura (Figura 6.8c). La deformación biaxial balanceada del material procesado se muestra en la Figura 6.8d a la Figura 6.8f. Como primera apreciación se puede notar que el campo de deformación difiere un poco del material recibido y exhiben un estado de deformación más homogéneo al comienzo del ensayo con perfiles de deformación que se asemejan a mesetas (Figura 6.8d). A mayores profundidades, pueden notarse varias zonas con posibilidad de agrietamiento comienzan a nuclearse (Figura 6.8e), aunque son en menos cantidad que en el material en estado de recepción, siendo evidente la falla finalmente en la Figura 6.8f.

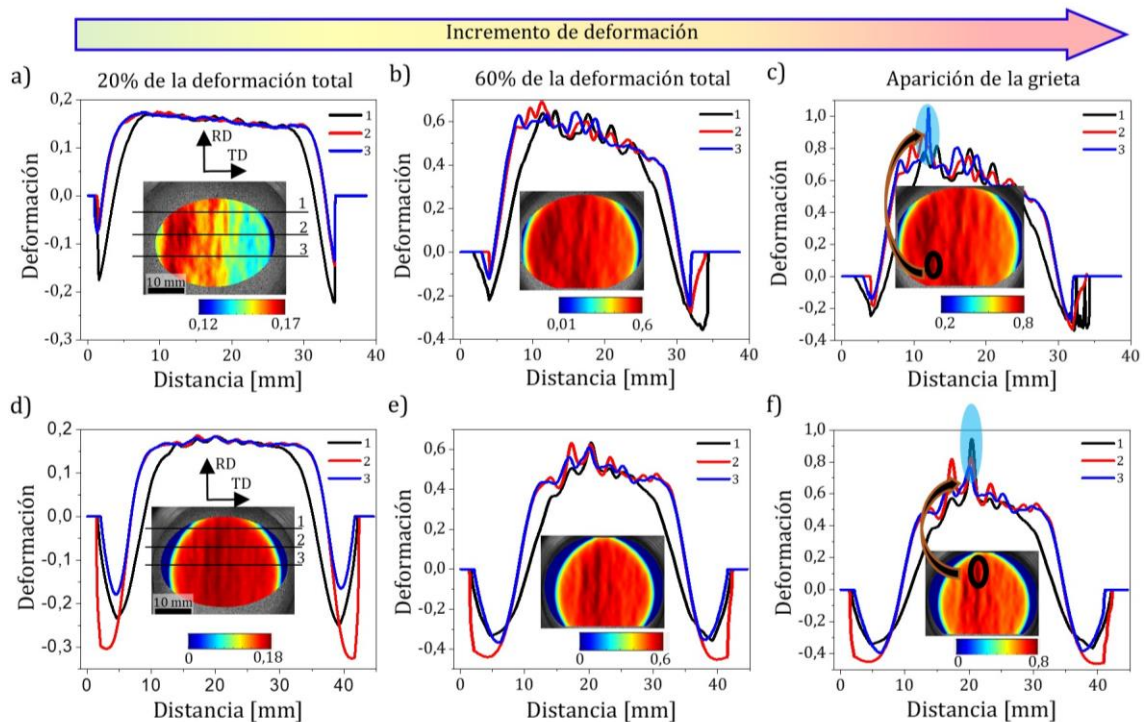


Figura 6.8: Perfiles de deformación ϵ_{xx} de los ensayos de Marciniack para el material en estado de recepción a diferentes niveles de deformación a) 20 %, b) 60 %, c) aparición de grietas y para el material procesado a mismos niveles de deformación (d) 20%, e) 60%, f) primera aparición de grietas)

El comportamiento descrito anteriormente es consistente con los cambios microestructurales después del procesamiento por ECASE, lo que lleva a una menor densidad de localización de deformación y en consecuencia, menor cantidad de zonas posibles que devendrán en grietas. Este comportamiento está asociado a cambios en la microestructura que forman una estructura heterogénea y reducen la anisotropía de la aleación de Zn. Esto sugiere que, el proceso ECASE, además de promover la heterogeneidad microestructural, ayuda a reducir la anisotropía en la dirección transversal (TD). Esto ocurre por la reducción en la orientación preferencial de los planos basales en la ED, debido a la formación de granos y maclas cerca de la TD, como se indica en la Figura 6.7a. Por esta razón, los perfiles de deformación en la chapa del material procesado muestran un comportamiento más homogéneo (forma de meseta) en el TD con menos picos que podrían dar lugar a posibles grietas.

La mejora de la formabilidad de la chapa de Zn-Cu-Ti procesada por ECASE está relacionada con que se inducen maclas del tipo $\{10\bar{1}2\}$. Según Song et al. (2019), este tipo de maclado resulta ser beneficioso para romper la fuerte textura basal observada en las aleaciones de Mg, lo que conduce a mejoras en la formabilidad por estiramiento. De esta forma, el comportamiento descrito en la Figura 6.2, Figura 6.6 y la Figura 6.7 muestra cómo

para el material procesado el maclado tiene una mayor influencia en la textura. Así, las maclas desarrolladas en el proceso de predeformación (premaclado) es uno de los mecanismos responsables de mejorar la formabilidad de la aleación de Zn procesada con un pase con ECASE.

6.4.3. Anisotropía y camino de deformación

Dentro del campo de investigación de procesos de deformación severa, se ha demostrado que el ECASE involucra diferentes componentes de deformación relacionados con extrusión, compresión y corte (Muñoz et al., 2019). De esta manera, la reducción de la anisotropía del material procesado con respecto a la del material laminado recibido, se puede atribuir a los múltiples estados de deformación que rompen la textura a través de la generación de maclas. En relación a esto, en la Figura 6.9 (a) se observa la evolución del coeficiente de Lankford para los ensayos de tracción de material recibido y procesado. Esta Figura muestra que para deformaciones plásticas menores al 5%, el material sometido al proceso de predeformación presenta un valor de coeficiente menor.

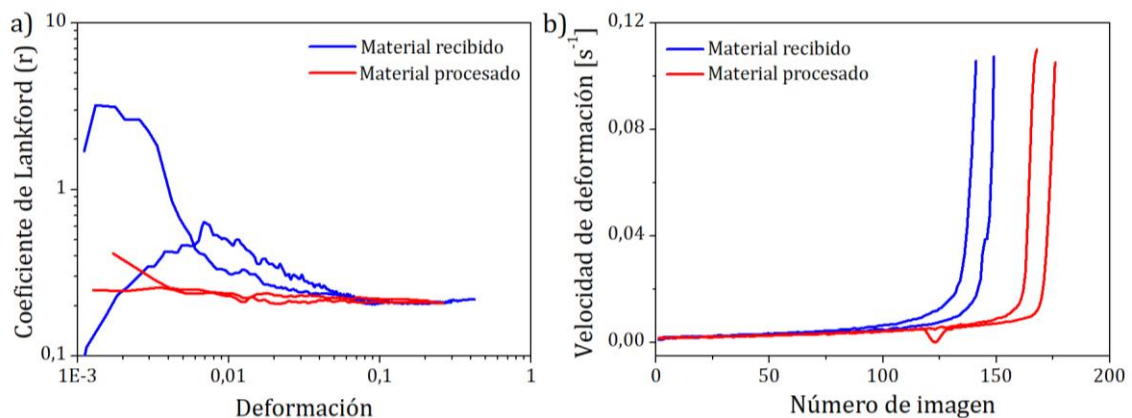


Figura 6.9: Evolución del coeficiente de Lankford, y (b) evolución de la tasa de deformación principal mayor en los ensayos biaxiales balanceados

De acuerdo con Cauvin et. al. (2018) el grado de anisotropía en el zinc es muy diferente al que se observa en otros materiales HCP (por ejemplo, titanio o magnesio). En los materiales HCP típicos, la deformación se produce principalmente por deslizamiento $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, lo que permite valores r más altos. Los valores $r > 1$ indican una mayor resistencia al adelgazamiento cuando el material se somete a esfuerzos de biaxiales en el plano de la chapa, lo que se traduce en una mejora de la formabilidad cuando diferentes partes de la pieza se someten a estirado y en particular, estirado radial. Por otro lado, los valores del coeficiente de

Lankford para la aleación de Zn-Cu-Ti son muy bajos (<1), lo que implica una baja resistencia al adelgazamiento (al menos durante la carga monótona). Los altos alargamientos uniformes observados durante los ensayos de tracción indican que la deformación se compensa principalmente con una reducción significativa del espesor a lo largo de toda la zona calibrada.

El efecto de la alta densidad de maclas en el material procesado se manifiesta en el gráfico de velocidad de deformación en el ensayo biaxial balanceado, como se indica en la Figura 6.9b. Este gráfico muestra que el material procesado retarda más, que el material sin procesar, el cambio brusco de la velocidad de deformación (es decir, de la aparición de inestabilidad plástica). Por lo tanto, el material recibido experimenta una mayor aceleración de la deformación que da lugar a una fractura más temprana. En contraste, la banda de alta densidad de maclas en la superficie retarda la inestabilidad plástica en el material heterogéneo, otorgando otro factor de mejoramiento de la formabilidad de la chapa.

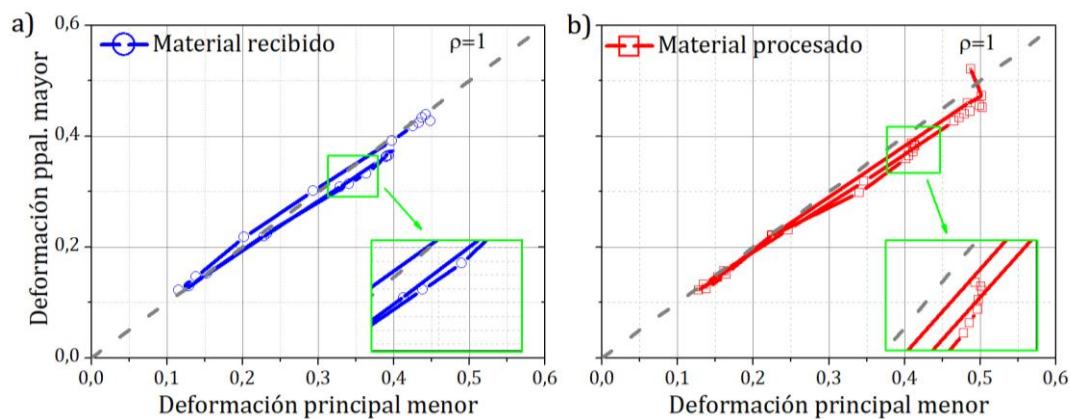


Figura 6.10: Trayectorias de deformación promedio medidas en replicas de ensayos Marciniak para probetas circulares en el material en estado de recepción y luego de un pase por ECASE.

Analizando la trayectoria de deformación de las muestras sometidas al ensayo equibiaxial balanceado, la Figura 6.10 indica que ambos materiales están muy cerca del comportamiento ideal del ensayo (línea discontinua gris, $\rho = 1$). Sin embargo, al mirar en detalle, el material procesado indica mayores desviaciones en el camino de deformación que el material recibido. Los puntos se desvían del comportamiento ideal a altas deformaciones en el material procesado y los puntos no son completamente colineales. A su vez, en la condición en la que se recibió el material presenta un comportamiento cercano al ideal, en el que todos los puntos se ubican en la misma línea recta. El comportamiento del material procesado está ligado a la mayor densidad de límites de grano en la superficie debido a la

creación de maclas que dificultan la propagación de grietas dentro de los granos y producen cambios en la ruta de propagación.

6.4.4. Heterogeneidad microestructural inducida por ECASE

El cambio microestructural de la chapa procesada se verifica mediante el perfil de evolución del tamaño de grano a lo largo del espesor de la chapa promediado sobre el ancho de escaneo como se indica en la Figura 6.11a. El perfil de tamaño de grano muestra una forma de U invertida, en la que, en la vecindad de la superficie, se destaca la presencia de granos pequeños, siendo la longitud afectada aproximadamente a 100 μm de cada lado del espesor. Es decir, la heterogeneidad aproximada inducida por el proceso es significativa, correspondiente al 36-40 % del espesor de la chapa (esto es, % de heterogeneidad = longitud afectada/espesor de la chapa = 200 μm /550 μm). Se encuentran tamaños de grano menores a 6 μm cerca de la superficie y tamaños de grano de 6-12 μm en la zona media.

Las áreas donde las dislocaciones están activas y almacenadas se pueden evaluar utilizando mapas de desviación de orientación de referencia de grano (GROD) (Muñoz et al., 2021). Este método mide la relación entre desviación de la desorientación de cada punto contenido dentro de un grano con la desorientación promedio del grano a través de la ecuación (1) (Thool et al., 2020; Bachmann et al., 2010):

$$GROD_{ij} = \Delta(\theta_{ij}, \theta_{avg}), \quad (6-4)$$

donde θ_{ij} representa la desorientación del píxel en la posición (ij) y θ_{avg} representa la desorientación promedio del grano. La Figura 6.11b muestra los mapas GROD para la superficie y el centro de la chapa procesada. Estos mapas muestran valores GROD más altos en la vecindad de la superficie de la chapa que surgen principalmente en los límites de grano. Por el contrario, aunque la zona media también presenta variaciones GROD dentro de los granos, las variaciones son menores que en la superficie. Las diferencias en los valores GROD dentro de los granos corresponden a áreas con alta y baja densidad de dislocaciones. Por lo tanto, se deduce que las áreas superficiales tienen una mayor densidad de GND que el centro del material, creando gradientes plásticos sobre el espesor de la chapa. La formación de los gradientes plásticos y los ensambles más numerosos de dislocaciones es consistente con la evolución de la desorientación promedio local a través del espesor de la chapa. Esta desorientación es mayor en la superficie y menor, y casi constante en la zona media,

formando una U, Figura 6.11c. Aunque se registran algunos máximos cerca de la superficie derecha de la chapa, su densidad no es tan alta como en las superficies y posiblemente se deban a la concentración de partículas intermetálicas, por lo tanto, el ajuste de datos aún muestra valores más altos en la vecindad de los bordes.

Los mapas GROD también muestran que los valores de desorientación más altos no solo se encuentran cerca de la superficie, sino que también ocurren dentro de granos que geometrías cercanas a equiaxiales que, en regiones con presencia de maclas, como se destaca por los recuadros rojos con líneas discontinuas en la Figura 6.11b. Este comportamiento sugiere que, además de la heterogeneidad sobre el espesor de la chapa, también existe heterogeneidad entre granos. Esta segunda heterogeneidad se debe a que las regiones con maclas presentan menos agrupamiento de dislocaciones que los granos sin maclas. En consecuencia, las maclas pueden interpretarse como áreas más fuertes que afectan a los granos vecinos, creando más grupos de dislocaciones dentro de estos vecinos.

Para una mejor comprensión de la naturaleza heterogénea del material procesado, la Figura 6.12 presenta la distribución de GND y los mapas de orientación para la superficie y las zonas medias del material procesado y recibido. El conocimiento de la evolución de GND en materiales metálicos, especialmente aquellos con estructura heterogénea, representa una característica microestructural clave y permite comprender cómo los gradientes plásticos entre las áreas blandas y duras que componen la estructura acomodan las deformaciones (Muñoz et al., 2020; Wu et al., 2021). La densidad y distribución de GND pueden calcularse a partir de las mediciones de EBSD aplicando la siguiente ecuación (Zhu et al., 2017):

$$\alpha_{ij} = \sum_{n=1}^N \rho_{GND}^n b_i^n l_j^n \quad (6-5)$$

En la ecuación (6-4), α_{ij} son las componentes del tensor Nye, b_i^n es el vector de Burger que puede tomarse como $2,76 \times 10^{-10}$ m para dislocaciones del tipo $\langle a \rangle$ o $4,98 \times 10^{-10}$ m para dislocaciones $\langle c + a \rangle$, l_j^n es el vector de línea de dislocación, y $N=33$ es el número de posibles tipos de dislocaciones: $\langle a \rangle$ tipo $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ con deslizamiento en el plano basal $\{0001\}$, tipo $\langle a \rangle$ con deslizamiento en el plano prismático $\{10\bar{1}0\}$, tipo $\langle a \rangle$ con deslizamiento en el plano piramidal $\{10\bar{1}1\}$, y tipo $\langle c + a \rangle$ $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ con deslizamiento en el plano piramidal $\{10\bar{1}1\}$.

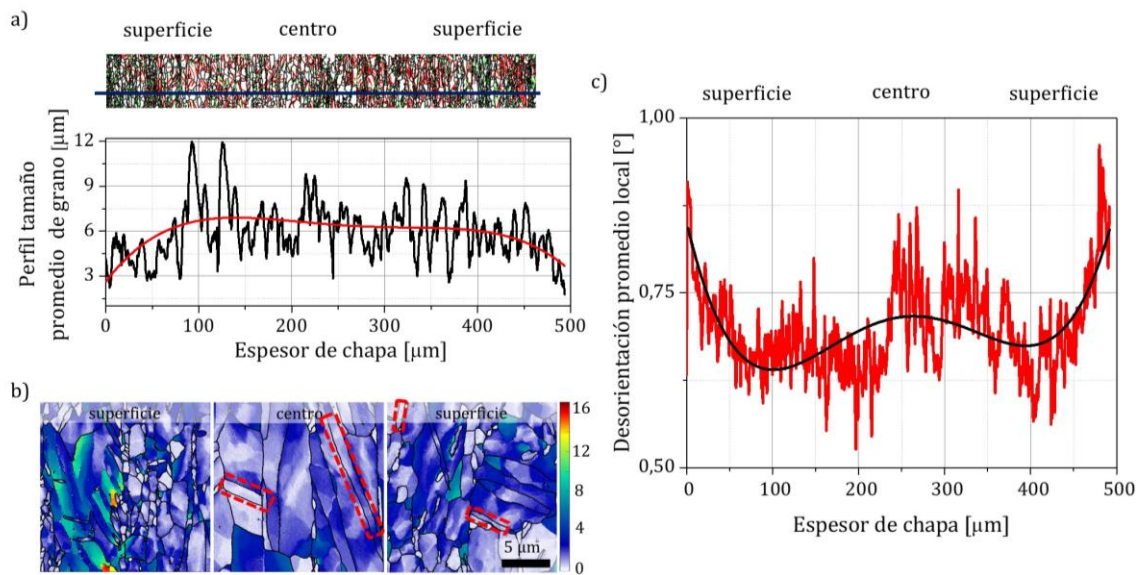


Figura 6.11: (a) Perfil de tamaño de grano promedio a lo largo del espesor del material procesado, (b) mapas GROD en diferentes zonas, y (c) perfil de desorientación promedio local a lo largo del espesor del material procesado

Teniendo en cuenta los diferentes sistemas de deslizamiento, la Figura 6.12a y la Figura 6.12b combinan los mapas GND de la superficie y el centro de la chapa, respectivamente, para el material recibido. El material muestra una mayor concentración de GNDs en la superficie, formados principalmente en el sistema basal. Simultáneamente, en el centro, las magnitudes son muy similares entre los tres sistemas de deslizamiento. Después del procesamiento por ECASE, el material exhibe una gran cantidad de GND generados en el sistema basal, tanto en la superficie (Figura 6.12c) como en la zona media (Figura 6.12d). Además, se ve que la densidad de GND en el material procesado es mayor que en el recibido. Vale la pena mencionar que el sistema prismático está casi inactivo mientras que el sistema piramidal exhibe una alta actividad, especialmente en el área superficial. La importante densidad de dislocaciones en el sistema basal observada está vinculada con la relación de los parámetros de red encontrados en el Zn que favorece el deslizamiento en el plano basal. De esta forma, se espera que existan diferencias en las densidades GND entre el material procesado y el material recibido, debido a la deformación plástica y entre la superficie y el centro de la chapa procesada. Las densidades GND variables demuestran la formación de gradientes de deformación plástica a lo largo del espesor de la chapa.

La existencia de gradientes plásticos entre la superficie y el centro de la chapa muestra la coexistencia de zonas duras y resistentes junto a zonas blandas y dúctiles. Esto da lugar al fortalecimiento del material por deformación heterogénea, lo que permite buenas propiedades mecánicas, por ejemplo, alta formabilidad y resistencia con ductilidad. Por otro

lado, la heterogeneidad entre granos es confirmada por las GND. Las maclas presentan un menor número de GND pero actúan como elementos de refuerzo que inducen altas densidades de dislocaciones en sus granos vecinos, como lo indican las flechas en la Figura 6.12c y la Figura 6.12d.

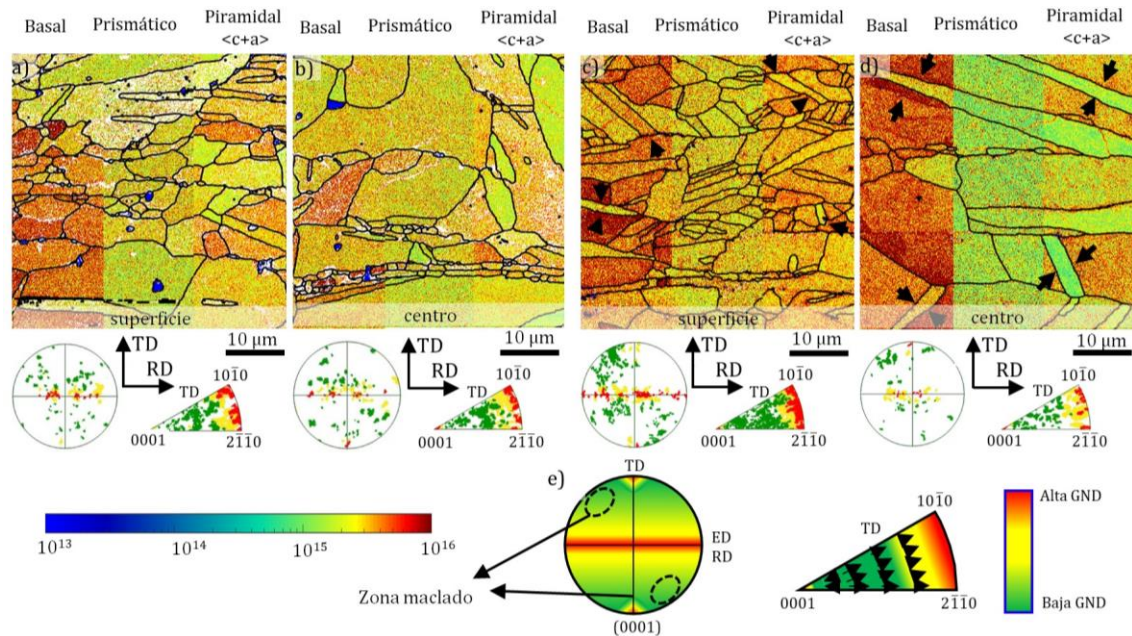


Figura 6.12: Distribuciones GND teniendo en cuenta los sistemas de deslizamiento basal, prismático y piramidal. Mapas GND, (0001) PF e IPF en TD que muestran los granos con una densidad GND alta, media y baja, (a) en la superficie y (b) en el centro del material recibido, (c) superficie y (d) centro de material procesado, y (e) PF e IPF que muestran la distribución preferencial GND

Por otro lado, las figuras de polos directa e inversa sobre el que se ubican los granos, dependen de la densidad de dislocaciones en el interior de los granos (densidad baja mostrada en verde, densidad media en amarillo y alta en rojo). Es de destacar que los granos con alta densidad de dislocaciones se posicionan en el eje de extrusión mientras que los granos de densidades medias también parecen seguir una tendencia a descansar sobre el eje de extrusión, aunque en estos últimos se observa una mayor dispersión. Finalmente, algunos granos minoritarios con una densidad de dislocación media se encuentran a lo largo de la TD. La tendencia se vuelve un poco más clara después del procesamiento ECASE (Figura 6.12c), donde los granos con alta GND forman una banda roja clara en el ED. En este caso, los granos con densidad media se ubican alrededor de los granos con mayor densidad de dislocaciones, y los de menor densidad se encuentran en zonas intermedias entre los ejes TD y ED. En consecuencia, los comportamientos de los granos y sus zonas GND se pueden establecer dentro de la PF e IPF que describe las áreas de densidades de dislocación altas y bajas, como

se indica en la Figura 6.12e. Como se ve en esta Figura, las regiones con maclas tienen una baja GND, y la mayoría de los granos sin maclas tienden a orientarse con sus polos basales paralelos al ED, aunque mantienen algunas poblaciones menores ubicados en TD.

Factores como la orientación, la densidad de las dislocaciones y las actividades de los sistemas de deslizamientos más activos indican la recrystalización del material, especialmente para el material procesado con ECASE. Se observó una actividad más significativa de los sistemas basal y piramidal de segundo orden (ver Figura 6.12c y Figura 6.12d), así como un bajo valor de GND dentro de las maclas, que son más pequeñas en el material procesado que en el recibido, como se indica en la Figura 6.7. Según Liu et al. (2021), los materiales con alta energía de falla de apilamiento, como el Zn, experimentan una CDRX y una recrystalización inducida por maclas durante la deformación plástica. Por esta razón, la alta densidad de dislocaciones tipo $\langle a \rangle$ en el sistema basal y tipo $\langle c + a \rangle$ en el sistema piramidal de segundo orden, junto con la orientación de las maclas cerca de la TD, confirman que ocurrió un mayor grado de recrystalización en el material procesado. En consecuencia, la recrystalización en el material procesado es más fuerte en la superficie que en el centro, otorgándole al material un gradiente de recrystalización.

Finalmente, se puede decir que la buena formabilidad de la chapa de Zn procesada con ECASE, con un espesor menor en comparación con la del material recibido, está relacionada con la heterogeneidad microestructural, que se manifiesta como una distribución heterogénea del tamaño de grano del material y dislocaciones. Por lo tanto, la chapa procesada tiene una superficie endurecida con un núcleo más blando, lo que desarrolla deformaciones localizadas en menos zonas que en el proceso de deformación que la chapa tal como se recibió.

6.5. CONCLUSIONES

Se estudió la heterogeneidad de la deformación producida por un pase en ECASE sobre una chapa de aleación Zn-Cu-Ti desde un punto de vista microestructural y de propiedades mecánicas.

La técnica por ECASE permite aplicar SPD a chapas de Zn con espesor considerablemente menor a los encontrados en la bibliografía para otros materiales. Este proceso da lugar a una estructura heterogénea, con gradientes en tamaños de granos, sobre el espesor de la chapa. Las probetas ensayadas del material procesado tienen mayores niveles de resistencia mecánica, aunque presentan un decaimiento en la capacidad de deformación cuando la dirección de carga coincide con la ED en los ensayos uniaxiales de tracción. Sin embargo, se destaca para la trayectoria biaxial balanceada una mejora en la formabilidad de

la chapa que se recibió, relacionado con que el proceso ECASE reduce la tendencia a la formación de múltiples bandas de localización de la deformación. La mejora en la formabilidad bajo tensión biaxial es aún de mayor relevancia si se considera que además el material procesado tiene un espesor menor en comparación con el material recibido.

A través de la deformación por ECASE se generan gradientes en la acumulación de deformación plástica entre la superficie y el centro de la chapa y entre los granos maclados y no maclados. Esto da lugar a una distribución heterogénea de GND, producidos principalmente en el sistema de deslizamiento basal. Tal doble heterogeneidad produce una mejora notable en la relación resistencia-ductilidad.

Los granos con mayor densidad GND corresponden a aquellos orientan sus polos basales a posiciones cercanas a la ED. En cambio, las de menor densidad se encuentran en puntos intermedios entre la dirección de extrusión y la dirección transversal y corresponden principalmente a maclas.

Las altas densidades de GND de tipo $\langle a \rangle$ en el sistema basal y $\langle c + a \rangle$ en el sistema piramidal de segundo orden en el material procesado junto con la generación de maclas de pequeño tamaño con baja densidad de GNDs son un indicio de la presencia del mecanismo de recristalización inducida por deformación y maclado a través del espesor. Esto fue verificado por fracciones HAGB más altas y tamaños de grano más pequeños debido a la presencia de maclas en las superficies en lugar del centro de la chapa.

6.6. REFERENCIAS

Bachmann, F., Hielscher, R., Schaeben, H. (2010). Texture Analysis with MTEX – Free and Open Source Software Toolbox. *Solid State Phenomena*, 160, 63–68. doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.160.63.

Bednarczyk, W., Wątroba, M., Kawałko, J., Bała, P. (2019). Can zinc alloys be strengthened by grain refinement? A critical evaluation of the processing of low-alloyed binary zinc alloys using ECAP. *Materials Science and Engineering A*, 748, 357–366. doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.117.

Cauvin, L., Raghavan, B., Bouvier, S., Wang, X., y Meraghni, F. (2018). Multi-scale investigation of highly anisotropic Zinc alloys using crystal plasticity and inverse analysis. *Materials Science and Engineering: A*, 729. doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.038

Ciemiorek, M., Orłowska, M., Lewandowska, M. (2020). Ultrafine-Grained Plates and Sheets: Processing, Anisotropy and Formability. *Advanced Engineering Materials*, 22, 1900666. doi.org/10.1002/adem.201900666.

Jamalian, M., Field, D.P. (2019). Gradient microstructure and enhanced mechanical performance of magnesium alloy by severe impact loading. *Journal of materials science & technology*, 36 45–49. doi.org/10.1016/j.jmst.2019.06.013.

Jamalian, M., Hamid, M., De Vincentis, N., Buck, Q., Field, D.P., Zbib, H.M. (2019). Creation of heterogeneous microstructures in copper using high-pressure torsion to enhance mechanical

properties. *Materials Science and Engineering*, 756, 142–148. doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.024.

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), 851-855. doi:10.1016/j.jmatprotec.2012.12.006

Koch, C.C. (2023). Optimization of strength and ductility in nanocrystalline and ultrafine grained metals. *scripta materialia*, 49, 657–662. doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00394-4.

Lapovok, R., Cottam, R., Stecher, G., Deam, R., Summerville, E. (2020). in: T.C. Lowe, R.Z. Valiev (Eds.), *Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation*, Kluwer Academic Publisher, Dordrecht, pp. 303–312.

Lei, W., Liang, W., Zhang, H. (2021). Microstructural Stability and Mechanical Behavior of Pure Mg After One-Pass Equal Channel Angular Pressing Plus Intersection Annealing. *Journal of Materials Engineering and Performance*, doi.org/10.1007/s11665-021-05563-0.

Leonard, M., Moussa, C., Roatta, A., Seret, A., y Signorelli, J.W. (2020). Continuous dynamic recrystallization in a Zn–Cu–Ti sheet subjected to bilinear tensile strain. *Materials Science and Engineering: A*, 789, 139689/1–11.

Li, J., Cao, Y. , Gao, B., Li, Y., Zhu, Y. (2018). Superior strength and ductility of 316L stainless steel with heterogeneous lamella structure. *Journal of materials science*, 53, 10442–10456. doi.org/10.1007/s10853-018-2322-4.

Li, J., Gao, B., Huang, Z., Zhou, H., Mao, Q., Li, Y. (2018). Design for strength-ductility synergy of 316L stainless steel with heterogeneous lamella structure through medium cold rolling and annealing. *Vacuum*, 157, 128–135. doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.08.049.

Liu, S., Kent, D., Zhan, H., Doan, N., Wang, C., Yu, S., Dargusch, M., Wang, G. (2021). Influence of strain rate and crystallographic orientation on dynamic recrystallization of pure Zn during room-temperature compression. *Journal of Materials Science and Technology*, 86, 237–250. doi.org/10.1016/j.jmst.2020.12.077.

Liu, S., Kent, D., Zhan, H., Doan, N., Dargusch, M., Wang, G. (2020). Dynamic recrystallization of pure zinc during high strain-rate compression at ambient temperature. *Materials Science and Engineering A*, 784, 139325. doi.org/10.1016/j.msea.2020.139325.

Lowe, T.C., Valiev, R.Z., Li, X., Ewing, B.R. (2021). Commercialization of bulk nanostructured metals and alloys, *MRS bulletin*. doi.org/10.1557/s43577-021-00060-0.

Ma, Y., Yang, M., Yuan, F., Wu, X. (2019). A Review on Heterogeneous Nanostructures: A Strategy for Superior Mechanical Properties in Metals. *Metals*, 9, 598. doi.org/10.3390/met9050598.

Ma, E., Zhu, T. (2017). Towards strength–ductility synergy through the design of heterogeneous nanostructures in metals. *Materials Today*, 20, 323–331. doi.org/10.1016/j.mattod.2017.02.003.

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, 134-148. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.02.021.

Muñoz, J.A., Avalos, M., Bolmaro, R.E. (2018). Heterogeneity of strain path, texture and microstructure evolution of AA6063-T6 processed by Equal Channel Angular Sheet Extrusion (ECASE). *Journal of Alloys and Compounds*, 768, 349–357. doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.07.216.

Muñoz, J.A., Avalos, M., Schell, N., Brokmeier, H.G., Bolmaro, R.E. (2021). Comparison of a low carbon steel processed by Cold Rolling (CR) and Asymmetrical Rolling (ASR): Heterogeneity

in strain path, texture, microstructure and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*, 64, 557–575. doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.02.017.

Muñoz, J.A., Komissarov, A. (2020). Back stress and strength contributions evolution of a heterogeneous austenitic stainless steel obtained after one pass by equal channel angular sheet extrusion (ECASE). *Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 109, 607–617. doi.org/10.1007/s00170-020-05630-1.

Muñoz, J.A., Khelifa, T., Komissarov, A., Cabrera, J.-M. (2020) Ductility and plasticity of ferritic-pearlitic steel after severe plastic deformation, *Materials Science and Engineering A*, 805, 140624. doi.org/10.1016/j.msea.2020.140624.

Muñoz, J.A., Komissarov, A., Avalos, M., Bolmaro, R.E. (2020). Mechanical and microstructural behavior of a heterogeneous austenitic stainless steel processed by Equal Channel Angular Sheet Extrusion (ECASE). *Materials Science and Engineering A*, 792, 139779. doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139779

Muñoz, J.A., Higuera, O.F., Tartalini, V., Risso, P., Avalos, M., Bolmaro, R.E. (2019). Equal channel angular sheet extrusion (ECASE) as a precursor of heterogeneity in an AA6063-T6 alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 102 3459–3471. doi.org/10.1007/s00170-019-03425-7.

Muñoz, J.A., Cobos, O.F.H., M'Doihoma, R., Avalos, M., Bolmaro, R.E. (2019). Inducing heterogeneity in an austenitic stainless steel by equal channel angular sheet extrusion (ECASE). *Journal of Materials Research and Technology*, 2473–2479. doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.04.013.

Park, H.K., Ameyama, K., Yoo, J., Hwang, H., Kim, H.S. (2018). Additional hardening in harmonic structured materials by strain partitioning and back stress. *Materials research letters*. 6, 261–267. doi.org/10.1080/21663831.2018.1439115.

Shi, Y., Wang, Y., Shang, W., Wang, L., Zhang, X., Liu, H., Wang, Y. Lv, Z., Sun, S., Xu, D. (2021) Influence of grain size distribution on mechanical properties and HDI strengthening and work-hardening of gradient-structured materials. *Materials Science and Engineering A*, 811 141053. doi.org/10.1016/j.msea.2021.141053.

Song, B., Yang, Q., Zhou, T., Chai, L., Guo, N., Liu, T., Guo, S., Xin, R. (2019). Texture control by $\{10\bar{1}2\}$ twinning to improve the formability of Mg alloys: A review. *Journal of Materials Science and Technology*, 35, 2269–2282. doi.org/10.1016/j.jmst.2019.03.045.

Thool, K., Patra, A., Fullwood, D., Krishna, K.V.M., Srivastava, D., Samajdar, I. (2020). The role of crystallographic orientations on heterogeneous deformation in a zirconium alloy: A combined experimental and modeling study. *International journal of plasticity*, 133, 102785. doi.org/10.1016/j.ijplas.2020.102785.

Wang, Y., Yang, M., Ma, X., Wang, M., Yin, K., Huang, A., Huang, C. (2018). Improved back stress and synergetic strain hardening in coarse-grain/nanostructure laminates. *Materials Science and Engineering A*, 727, 13–118. doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.107.

Wang, X., Han, Y., Su, X. (2021). Understanding the High-Temperature Fatigue Crack Growth from Exceptional Nano- α Phases and $\{10\bar{1}2\}$ Deformation Twins in Hot Deformed Titanium Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* 52, 1212–1231. doi.org/10.1007/s11661-021-06141-8.

Wu, X., Zhu, Y. (2021). Gradient and lamellar heterostructures for superior mechanical properties, *MRS bulletin*. doi.org/10.1557/s43577-021-00056-w.

Yoo, M.H. (1981). Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals. *Metallurgical Transactions A*, 12, 409–418. doi.org/10.1007/BF02648537.

Zhang, X., Lilleodden, E., Wang, J. (2021) Recent trends on studies of nanostructured metals, MRS bulletin. doi.org/10.1557/s43577-021-00069-5.

Zhu, Z.G., An, X.H., Lu, W.J., Li, Z.M., Ng, F.L., Liao, X.Z., Ramamurty, U., Nai, S.M.L., Wei, J. (2019). Selective laser melting enabling the hierarchically heterogeneous microstructure and excellent mechanical properties in an interstitial solute strengthened high entropy alloy, Materials research letters, 7, 453–459. doi.org/10.1080/21663831.2019.1650131.

Zhu, C., Livescu, V., Harrington, T., Diplo, O., Gray, G.T., Vecchio, K.S. (2017). Investigation of the shear response and geometrically necessary dislocation densities in shear localization in high-purity titanium. International Journal of Plasticity, 92, 148–163. doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2017.03.009.

Zisman, A.A., Rybin, V.V., Van Boxel S., Seefeldt, M., Verlinden, B. (2006). Equal channel angular drawing of aluminium sheet, Materials Science and Engineering: A, 427, 1–2, pp. 123-129, https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.007.

Conclusiones finales y perspectivas futuras

7.1. CONCLUSIONES

El trabajo desarrollado en la presente tesis es parte de una extensa contribución del grupo de Física y Micromecánica de Materiales Heterogéneos (División Materiales-IFIR) al estudio experimental y numérico de la formabilidad de chapas metálicas, en el marco de la modelización micromecánica multiescala de base policristalina. En particular en el presente manuscrito se describe el estudio de la deformación límite de una aleación de Zn-Cu-Ti bajo cargas lineales y bilineales. Por el lado experimental, las micrografías observadas y la textura cristalográficas medidas del material inicial contribuyeron a la definición de parámetros de entrada al modelo de plasticidad policristalina autoconsistente VPSC para la simulación de la respuesta mecánica. La ley de endurecimiento del modelo fue calibrada a partir de los ensayos de tracción uniaxial realizados en tres orientaciones con respecto a la RD. La validación de los resultados fue hecha en términos de reproducción de curvas de carga en un ensayo no convencional (corte simple) y la evolución de la textura cristalográfica ante dos estados de deformación diferentes (UAT y corte simple). Por otro lado, el estudio numérico incluyó el análisis de la utilización de diferentes esquemas de linealización aplicados en trabajos precedentes y la introducción de un modelo ad hoc que considere el efecto de corto alcance de granos vecinos (SRE) para lograr reproducir la evolución de los principales componentes de las texturas cristalográficas. La constatación de los parámetros calibrados permitió extender el estudio en conjunción con el modelo de predicción de la estricción propuesto por Marciniak-Kuczynski para la predicción de las FLDs sin y con cambios de caminos de deformación. De esta manera, en continuidad con las tesis doctorales del Dr. Fernando Schlosser (2013-2018) y el Dr. Martín Leonard (2016-2022) el presente manuscrito profundiza la caracterización de la formabilidad de chapas de las aleaciones de Zn-Cu-Ti. Las principales contribuciones y conclusiones derivadas de las tareas de investigación realizadas se resumen en los siguientes ítems:

- ♦ Los resultados obtenidos en el Capítulo 4 permitieron tener una comprensión de la anisotropía mecánica reportada en las chapas de aleación de zinc y su relación con la

evolución de la textura cristalográfica desarrollada en deformaciones monótonas bajo cargas de tracción y corte. Con el empleo del modelo VPSC se logró correlacionar los mecanismos de plasticidad desarrollados en dichos ensayos. En particular, con la mecánica introducida para forzar la continuidad del campo de rotación reticular entre grupos de orientaciones elegidas aleatoriamente (VPSC-SRE) se pudo emular de manera muy simple el efecto de los mecanismos de fragmentación de granos a nivel macroscópico sobre la evolución de la textura cristalográfica, limitación observada en los trabajos previos sobre el tema. Sin embargo, este modelo mantiene algunas falencias en la reproducción de la FLD subestimando los valores experimentales.

- ♦ Mediante el trazado de las FLCs en tres orientaciones diferentes se reveló que la anisotropía observada en las curvas de cargas se traslada a la formabilidad de las chapas de Zn. En este sentido, capturar la anisotropía plástica con el modelo de la estricción MK en conjunción con los resultados obtenidos en el Capítulo 4 (MK-VPSC-SRE) representa un importante avance. De la comparación de distintas estrategias de linealización se determinó a la aproximación afín como la más adecuada, mostrando que mejora la predicción de resultados, siendo este un aporte relevante a la modelización de la formabilidad de chapas de Zn.

- ♦ La caracterización experimental de las FLCs con predeformación es una contribución relevante al análisis de la descripción del comportamiento plástico del material ante procesos de conformado que se llevan a cabo en la industria. El hallazgo de la disminución de la anisotropía plástica, aumentando los niveles de deformación alcanzados en la orientación que representa la capacidad de deformación más conservadora del material (UAT/RD-FLD/TD) es de interés tecnológico. Asimismo, representa una continuidad y ampliación de los rangos de estados de deformación analizados en trabajos precedentes (Schlosser, 2013-2018 y Leonard 2016-2022), siendo el primer reporte en dedicar a la caracterización de las FLCs completas en tres orientaciones con una etapa de deformación previa.

- ♦ Los resultados experimentales del ítem anterior se utilizaron para evaluar la capacidad de predicción del modelo MK-VPSC-SRE ante cambios de caminos de deformación. En líneas generales, el modelo logra captar los aspectos más relevantes tanto de la FLCs como de la evolución de las texturas cristalográficas, aunque subestima algunos valores de deformación límite y la intensidad de la textura cristalográfica. De esta manera, con un análisis experimental y numérico se contribuye al estudio de aleaciones de Zn en particular y al de materiales con estructura HCP en general.

- ♦ La evaluación de trayectorias de deformación no monótonas, como la efectuada en el capítulo 6 se inscribe en el estudio de la formabilidad bajo condiciones mecánicas cercanas a

los procesos de conformado existentes en la industria. En este marco, la heterogeneidad inducida en el material es evidenciada con el aumento de la tensión de fluencia, manteniendo los niveles de formabilidad aún con un espesor reducido producto del ensayo por ECASE. Además, se han observado indicios de formación de estructuras relacionadas con TDRX como mecanismo de evolución microestructural alternativo al de CDRX, estimulando la profundización del estudio de la evolución microestructural bajo distintas condiciones de carga.

7.2. TRABAJOS EN CURSO Y PERSPECTIVAS A FUTURO

Como se observó en el Capítulo 5, las aleaciones de Zn-Cu-Ti presentan mayores capacidades de deformación cuando son solicitadas en RD. Las FLCs destacan que para caminos de deformación biaxiales intermedios se presenta un incremento en los niveles de deformación límite. Este resultado no es inesperado ya que algunos antecedentes han encontrado el mismo comportamiento. Jansen et al. (2013) 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 ρ aunque $\varepsilon_{TD} > \varepsilon_{RD}$. Sin embargo, esta hipótesis no pudo ser verificada por Schlosser (2013-2018) en su tesis doctoral y lo relacionó con la rugosidad superficial generada por la ocurrencia del fenómeno de “roping”, similar a lo encontrado en aleaciones de aluminio AA6016 (Vysochinskiy et al., 2016). Por otro lado, la comprensión del estudio de la fractura de las chapas metálicas resulta un desafío importante en el conformado de chapas de interés científico y tecnológico ya que la comprensión de los mecanismos que actúan a nivel microestructural al momento de producirse la falla permite optimizar los procesos de fabricación a efectos de aumentar la formabilidad y a la vez predecir los estados mecánicos que pueden inutilizar anticipadamente al material procesado. En este sentido se comenzó con el estudio del efecto de la orientación en los mecanismos de falla en los ensayos de tracción realizados a distintas direcciones del plano de la chapa y distintas velocidad de deformación²² (Bergero et al, 2022). La geometría de la región de falla se observó por medio de microscopía óptica a distintas magnificaciones; mientras que la topología de la superficie fracturada es analizada mediante microscopía electrónica de barrido (SEM).

Las limitaciones encontradas en la reproducción de la textura cristalográfica sugieren la implementación de modelos de CDRX en el marco de VPSC. En este sentido, la evidencia experimental encontrada relacionada con el comportamiento mecánico y evolución de la textura cristalográfica (en adición a las informadas en las tesis precedentes del grupo de investigación) pretenden ser una base para la implementación de modelos CDRX

²² El inicio del trabajo se llevó a cabo en el marco de la adscripción de Matías Bergero a la cátedra de Ciencias de los Materiales de la carrera de Ingeniería Mecánica de la FCEIA-UNR dirigida por el Dr. Leonard

contemplados en el plan de trabajo propuesto por el Lic. Francisco Farias en el marco de su propuesta de trabajo postdoctoral.

En continuación con el estudio del efecto de los cambios de caminos de deformación sobre las FLCs se evaluó predeformar el material aplicando estirado equibiaxial de modo generar una primera etapa de deformación del lado de derecho de la FLD ($\varepsilon_I = \varepsilon_{II}$). Para esto, en colaboración con el Dr. Fernando Schlosser, se realizaron ensayos con punzón plano hasta un nivel de deformación de $\varepsilon_I = 0,12$ con ensayos de Marciniak con punzón de 90 mm de diámetro²³, de modo que sea comparable con el nivel de predeformación aplicado en UAT mostrados en este trabajo y que permita extraer probetas con diferentes geometrías para el trazado de la FLD completa (Figura 7.1). Esto permitirá poner a prueba el modelo MK-VPSC-SRE ante diferentes estados de carga no estudiados en la presente tesis.



Figura 7.1: Muestra de Marciniak cortada por electroerosión de una probeta predeformada por estiramiento equibiaxial balanceado con punzón plano de 90 mm de diámetro

7.3. REFERENCIAS

Leonard, M. (2022). Estudio experimental y modelado micromecánico de la deformación plástica de zinc laminado: efecto de la textura y la microestructura. Tesis Doctoral, Universidad Nacional de Rosario.

Schlosser, F. (2018). Desarrollo de la modelización multiescala en agregados policristalinos HCP bajo sollicitación mecánica inducida en curso de procesos de conformado. Validación experimental en chapas de zinc texturado. Tesis Doctoral, Universidad Nacional del Sur.

Bergero, M., Leonard, M., Nicoletti, E., Druker, A. V., Signorelli, J. W. (2022). Estudio de la fractura de chapas de zinc y su relación con la conformabilidad. XVI Jornada de Ciencia y Tecnología, Universidad Nacional de Rosario. ISBN 978-987-702-605-4.

²³ Equipamiento del Laboratorio de Metalurgia y Tecnología Mecánica, Universidad Nacional del Sur

Glosario

Abreviaturas

Ba	Sistema de deslizamiento basal
BC	Bandas de contraste
BCC	Cúbica centrada en las caras
CDRX	Recristalización dinámica continua
CRSS	Tensión de corte crítica resuelta
CTW	Sistema de deslizamiento por maclado
DD	Dirección a 45° a la dirección de laminado
DIC	Correlación digital de imágenes
EBA	Estirado equibiaxial balanceado
EBSD	Difracción de electrones retrodispersados
ECADS	Laminado angular por canal de sección constante
ECAE	Extrusión por canal angular de sección constante
ECAP	Presión por canal angular de sección constante
ECASE	Extrusión de chapas por canal angular de sección constante
ED	Dirección de extrusión
EVPSC	Modelo elasto-viscoplástico autoconsistente
FCC	Cúbica centrada en el cuerpo
FLC	Curva límite de conformado
FLC	Diagrama límite de conformado
GND	Dislocaciones geoméricamente necesarias
GROD	Desviación de orientación de referencia de grano
HAGB	Bordes de granos de alto ángulo
HEM	Medio efectivo homogéneo
HCP	Hexagonal compacta
IPF	Figura de polos inversa
IQ	Calidad de imagen
KAM	Desorientación promedio del grano
MK	Marciniak y Kuczynski
ND	dirección normal al plano RD-TD de la chapa

ODF	Función de distribución de orientaciones
PS	Deformación plana
Pr	Sistema de deslizamiento prismático
PyI	Sistema de deslizamiento pyramidal de primer orden
PyII	Sistema de deslizamiento pyramidal de Segundo orden
RC	Condiciones relajadas
RD	Dirección de laminado
ROI	Región de interés para el cálculo de deformaciones
RVE	Elemento de volumen representativo
SC	Modelos autoconsistentes
SD	Dirección de la carga de corte
SEM	Microscopía electrónico de barrido
SPD	Deformación plástica severa
SPN	Dirección normal al plano de corte
SRE	Modelo de interacción de corto alcance
TD	Dirección transversal (90°) a la dirección de laminado
TDRX	recristalización dinámica inducida por maclas
UAT	Ensayos de tracción uniaxial
UFG	Estructura de granos ultrafinos
VPSC	Modelo viscoplástico autoconsistente

Caracteres

f_0	Coefficiente de inhomogeneidad geométrica
A	Área de la sección transversal
A₀	Área de la sección previa al ensayo
b	Vector de burgers
b^s	Vector de Burgers del sistema de deslizamiento <i>s</i>
D^p	Velocidad de deformación del tensor gradiente de velocidad plástica
d_{hkl}	Separación entre planos <i>hkl</i>
dV_g	Elementos de volumen de la muestra que tiene una orientación <i>g</i>
e	Deformación ingenieril
e	Espesor de la chapa
F	Gradiente de deformación
	Fuerza

f_0	Coefficiente de inhomogeneidad geométrica
g	Grupo de cristales en la muestra que tienen una orientación determinada
\mathbf{h}	Vector unitario fijo en el sistema de referencia de la red cristalina
h	Ancho de la zona de corte de la probeta de corte
\mathbf{L}	Gradiente de velocidad
l_0	Longitud de una probeta previa al ensayo
l	Longitud instantánea de una probeta durante el ensayo
m	Sensibilidad a la velocidad de deformación
\mathbf{n}	Vector normal a un plano cristalográfico
n	Coefficiente endurecimiento por deformación
\mathbf{n}^s	Vector normal al plano de deslizamiento
$\mathbf{M}^{(c)}$	Módulo viscoplástico del cristal
m	Coefficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación
\mathbf{m}^s	Componente simétrica del tensor de Schmid
ODF	Función de distribución de orientaciones
P_h	Función de densidad de polos
\mathbf{q}^s	Componente anti-simétrica del tensor de Schmid
\mathbf{R}^*	Tensor de rotación del cristal
R_m	Coefficiente de anisotropía normal
r	Coefficiente de anisotropía (coeficiente de Lankford)
r_x	Coefficiente de Lankford calculado en una probeta orientada a x° con respecto a la RD
\mathbf{s}	Tensión ingenieril
\mathbf{W}^p	Velocidad de rotación del tensor gradiente de velocidad plástica
X^C	Sistema de coordenada para el cristal
X^S	Sistema de coordenadas para las muestras
α	Ángulo de proyección polar
$\dot{\gamma}_0^s$	Velocidad de corte simple de referencia
Δg	Distancia angular respecto a una orientación definida g_0
Δr	Coefficiente de anisotropía planar
$\boldsymbol{\varepsilon}$	Deformación verdadera
ε_I	Deformación principal mayor
ε_{II}	Deformación principal menor
ε_l	Deformación longitudinal

ε_t	Deformación en el espesor de la probeta
ε_w	Deformación en el ancho de la probeta
$\dot{\mathbf{\varepsilon}}(x)$	Tensor de velocidad de deformación deviatoria
$\dot{\mathbf{\varepsilon}}^{0(C)}$	Término independiente resultado de la linealización
θ_0^s	La velocidad de endurecimiento inicial del sistema s
θ_1^s	Velocidad de corte asintótica del sistema s
λ	Longitud de onda del haz incidente monocromático
ρ	Relación entre componentes principales de deformación $\varepsilon_{II}/\varepsilon_I$
σ	Tension verdadera
σ_e	Límite elástico
σ_{max}	Tension máxima
σ'	Tensor de tensiones deviatorias
τ	Tensión de corte
τ_0^s	Es la tensión de corte crítica resuelta inicial del sistema s
τ_1^s	La tensión de corte crítica extrapolada del sistema s
τ_r^s	Tensión de corte resuelta en un sistema s
τ_c^s	CRSS en un sistema s
ϕ	Ángulo de rotación necesaria para hacer coincidir X_2^S con X_2^C
φ_1	Ángulo de rotación necesaria para hacer coincidir X_1^S con X_1^C
φ_2	Ángulo de rotación necesaria para hacer coincidir X_3^S con X_3^C