



CORRELACIÓN ENTRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS, LA EVOLUCIÓN
MICROESTRUCTURAL Y DE TEXTURA PARA LA ALEACIÓN AZ31B PROCESADA
POR DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA

EMIGDIO JOSÉ MENDOZA FANDIÑO M.Sc.

UNIVERSIDAD PONTIFICIA BOLIVARIANA
ESCUELA DE INGENIERÍA
DOCTORADO EN INGENIERÍA
MEDELLÍN
2018

CORRELACIÓN ENTRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS, LA EVOLUCIÓN
MICROESTRUCTURAL Y DE TEXTURA PARA LA ALEACIÓN AZ31B PROCESADA
POR DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA

EMIGDIO JOSÉ MENDOZA FANDIÑO M.Sc.

Tesis para optar al título de Doctor en filosofía

DIRIGIDO POR:

GLORIA PATRICIA FERNÁNDEZ MORALES, Ph. D

Línea de Investigación: Desarrollo de Nuevos Materiales

UNIVERSIDAD PONTIFICIA BOLIVARIANA
ESCUELA DE INGENIERÍA
DOCTORADO EN INGENIERÍA
MEDELLÍN
2018

AGRADECIMIENTOS

Primero que todo le agradezco de corazón a mi esposa Shirley y a mis hijas Emily y Emma, por ser los faros que ilumina mi camino, que en muchos momentos se tornaba oscuro, pero gracias a ellas se lograba ver en la lejanía.

Gracias a mi familia por siempre estar allí y brindarme ese respaldo que desde niño me ha servido para salir adelante.

A Patricia Fernández gracias, porque además de ser mi tutora, es una persona que me enseñó muchas cosas desde lo personal y académico, además de brindándome esa confianza que muchas veces en éste recorrido se va perdiendo, pero ella me ayudó a recuperarla.

Al profesor Wojciech Z. Misiolek quien me brindó la oportunidad de realizar una estancia de investigación en el Institute for Metal Forming en Lehigh University-USA, donde inicié a comprender procesos asociados al conformado plástico de metales.

Al profesor Raúl Bolmaro muchas gracias, por sus hospitalidad y aportes académicos realizados, durante la pasantía de investigación desarrollada en el Instituto de Física de Rosario-Argentina, donde pude desarrollar la caracterización de textura usando técnicas de difracción de rayos X y microscopía electrónica por EBSD.

Luego de un proceso tan largo como éste, siempre hay muchas personas que están allí en la sombra apoyando, haciendo fuerza, sufriendo, pero siempre con la intención de desearnos lo mejor gracias a **todos ustedes**....

Por último, agradezco el apoyo financiero que me brindó la Universidad Pontificia Bolivariana y Colciencias, a través de los proyectos de investigación que brindaron los recursos con los que fue posible abordar esta temática de investigación.

Medellín 18 de marzo de 2019

Emigdio José Mendoza Fandiño

“Declaro que este trabajo de grado no ha sido presentado con anterioridad para optar a un título, ya sea en igual forma o con variaciones, en ésta o en cualquiera otra universidad”. Art. 92, parágrafo, Régimen Estudiantil de Formación Avanzada.

Firma *Emigdio Mendoza*

TABLA DE CONTENIDO

RESUMEN	1
ABSTRACT	3
1. INTRODUCCIÓN	4
1.1 <i>Referencias</i>	10
2. PROCESO DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA ECASD	13
2.1 <i>Marco Teórico y Estado del Arte</i>	13
2.1.1 Otras técnicas de deformación plástica severa para el procesamiento de láminas metálicas	19
2.2 <i>Metodología experimental: Conformado por ECASD</i>	24
2.2.1 Diseño del dado de cizalla	24
2.2.2 Montaje experimental proceso ECASD	25
2.2.3 Diseño de experimentos y procesamiento de datos	26
2.3 <i>Resultados y análisis de resultados</i>	30
2.3.1 Resultados del proceso de cizalladura	30
2.3.2 Análisis estadístico de las variables de proceso ECASD respecto al esfuerzo de cizalladura.	32
2.4 <i>Análisis de resultados</i>	34
2.5 <i>Conclusiones</i>	36
2.6 <i>Referencias</i>	37
3. INFLUENCIA DEL PROCESO ECASD SOBRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN AZ31B	41
3.1 <i>Marco Teórico y Estado del Arte</i>	41
3.2 <i>Metodología experimental</i>	46
3.3 <i>Resultados</i>	51
3.3.1 Influencia del ángulo de cizalla en las propiedades mecánicas	51
3.3.2 Influencia de la temperatura de cizalla en las propiedades mecánicas	52
3.3.3 Propiedades mecánicas en función al número de pases de cizalla	54
3.3.4 Análisis estadístico de la influencia de las variables del proceso ECASD en las propiedades mecánicas de la lámina AZ31	57
3.3.5 Análisis variacional múltiple para cada una de las condiciones de proceso ECASD respecto a las propiedades mecánicas	58

3.3.6	Variación de la microdureza de láminas de AZ31B procesadas por ECASD 59	
3.4	<i>Análisis de resultados</i>	68
3.5	<i>Conclusiones</i>	71
3.6	<i>Referencias</i>	72
4.	ALEACIÓN AZ31B PROCESADA POR ECASD: EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL Y DE TEXTURA	76
4.1	<i>Marco Teórico y Estado del Arte</i>	76
4.2	<i>Metodología experimental</i>	86
4.2.1	Caracterización por microscopía óptica, SEM y <i>EBSD</i> para la aleación AZ31B procesada por <i>ECASD</i>	86
4.2.2	Caracterización de la textura por DRX	87
4.3	<i>Resultados</i>	88
4.3.1	Cambios microestructurales y de textura en las aleaciones AZ31B procesadas por ECASD	88
4.3.2	Cambio de textura en las láminas de AZ31 procesadas por <i>ECASD</i> y evaluada por DRX	92
4.3.2.1	Análisis por DRX de textura de la lámina de AZ31B en condición recocida	92
4.3.2.2	DRX de la textura de la lámina de AZ31B procesada por ECASD	94
4.3.2.2.1	Textura de la lámina de AZ31B procesada por ECASD: superficie	94
4.3.2.2.2	Textura de la lámina de AZ31B procesada por ECASD: a 50µm de la superficie	97
4.3.2.2.3	Textura de la lámina de AZ31B procesada por ECASD: Parte central	100
4.4	<i>Análisis de resultados</i>	105
4.5	<i>Conclusiones</i>	109
4.6	<i>Referencias</i>	110
5	COMPORTAMIENTO ELASTO-PLÁSTICO DE LA ALEACIÓN AZ31B PROCESADA POR <i>ECASD</i>	115
5.1	<i>Marco Teórico y Estado del Arte</i>	115
5.1.1	Comportamiento Elastoplástico de sólidos	120
5.2	<i>Metodología experimental</i>	122
5.3	<i>Resultados</i>	125
5.3.1	Ajuste numérico entre modelos empíricos y datos experimentales de la curva esfuerzo-deformación real	125

5.3.2 Comportamiento de los parámetros en los modelos elastoplásticos evaluados	129
5.4 <i>Análisis de resultados</i>	139
5.5 <i>Conclusiones</i>	141
5.6 <i>Referencias</i>	142
Anexo 1	145
<i>Plano dado de cizalla 150°</i>	145

LISTA DE FIGURAS

Figura 1-1. Relación entre consumo acumulado de energía y la distancia recorrida por un vehículo [13].....	5
Figura 1-2. Relación entre la resistencia a la cedencia y el % de elongación para alaciones de magnesio usadas en diferentes procesos de manufactura [3], [19] ...	7
Figura 2-1. Modos de deformación en el magnesio con estructura cristalina hcp [7].	13
Figura 2-2. Diagrama esquemático del proceso ECAE o ECAP [17].	15
Figura 2-3. Esquema de las diferentes rutas usadas en los procesos de deformación plástica severa usando ECAP y otros procesos [12]......	15
Figura 2-4. Esquema de las variables asociadas al proceso ECAP [17]......	16
Figura 2-5. (a) Esquema del proceso de cizallado por ECASD y (b) dado de cizalla [29].	18
Figura 2-6. Representación esquemática proceso (ECAR) [40]......	19
Figura 2-7. Representación esquemática proceso (C2S2) [43]......	20
Figura 2-8. Representación esquemática proceso (CFAE) [44].	20
Figura 2-9. Representación esquemática del proceso (ESR/DSR) para un 70% de reducción en el espesor [45].	21
Figura 2-10. Representación esquemática del proceso <i>ECASE</i> [30].	22
Figura 2-11. Esquema del proceso de doblado unidireccional (RUB) [26].	22
Figura 2-12. Figura de polo de la aleación AZ31 a) condición inicial sin deformación y b) textura de lámina procesada por RUB [26]......	23
Figura 2-13. Planos resumidos de los dados de cizalla fabricados (planos detallados en el Anexo 1).	24
Figura 2-14. Esquema proceso <i>ECASD</i>	25
Figura 2-15. Montaje del proceso ECASD en la máquina de tracción.....	26
Figura 2-16. Diagrama de flujo del proceso experimental	27

Figura 2-17. Comportamiento del esfuerzo aplicado durante el proceso ECASD, para cada una de las condiciones evaluadas.....	31
Figura 2-18. Variación del esfuerzo de cizalladura promedio respecto al ángulo, la temperatura y el número de pases durante el proceso ECASD.....	31
Figura 2-19. Curva esfuerzo-deformación reportada en la literatura para AZ31 extruido [50].....	35
Figura 3-1. Sistemas de deslizamientos basal α , prismático α y piramidal α [21] .	43
Figura 3-2. Plano microprobeta de tracción	46
Figura 3-3. Propiedades mecánicas respecto el ángulo de cizalladura del proceso ECASD.....	52
Figura 3-4. Propiedades mecánicas en función de la temperatura del proceso ECASD.....	53
Figura 3-5. Ajuste lineal entre la temperatura y las diferentes propiedades mecánicas evaluadas.....	54
Figura 3-6. Propiedades mecánicas en función del número de pases a través del dado de cizalla	55
Figura 3-7. Regresiones lineales de las propiedades mecánicas respecto al número de pases incluyendo la condición inicial (0 Pases).....	56
Figura 3-8. Regresiones lineales de las propiedades mecánicas respecto al número de pases sin incluir la condición inicial (0 Pases).....	57
Figura 3-9. Comportamiento de la microdureza durante el proceso ECASD, para cada una de las condiciones evaluadas.....	60
Figura 3-10. Variación de la microdureza promedio respecto a cada una de las condiciones de proceso ECASD	61
Figura 3-11. Correlación entre el coeficiente K y la función $\ln NT \cdot \ln \phi$	65
Figura 3-12. Microdureza vs distancia de la superficie para el proceso ECASD a un ángulo de 150° y una temperatura de 25°C	66
Figura 3-13. Dureza vs distancia: datos experimentales y datos obtenidos del modelo planteado para el proceso ECASD.....	67

Figura 4-1. Difractograma de rayos X de la aleación de magnesio AZ31 (a) condición recocida y (b) deformada por <i>ECAR</i> [8]	77
Figura 4-2 Esquema de cristales hexagonales bajo esfuerzos en tensión (a) antes de la deformación (b) condición deformada sin unión a lo largo del límite de grano (c) posible estado de esfuerzos para mantener unidos los cristales [14]	77
Figura 4-3. Mapa de orientación EBSD (a) aleación de magnesio AZ31 en estado extruido y (b) aleación de magnesio AZ31 luego de siete pasos por CEC [32].....	80
Figura 4-4. (a) Microscopia óptica de lámina AZ31 laminada en caliente y homogeneizada, (b) Figuras de polo en la dirección transversal planos 0002 y 1010, (c) Figuras de polo en la dirección normal planos 0002 y 1010 [45]	81
Figura 4-5. Figuras de polo respecto a TD y RD, para AZ31 en compresión y deformaciones de (A) 0,01, (B) 0,025, (C) 0,04, (D) 0,05, (E) 0,06, y (F) 0,08 [34]82	
Figura 4-6. Microestructura y textura de (a) lámina de AZ31 en condición inicial y (b) lámina procesada por extrusion en canal angular [47]	83
Figura 4-7. Difracción de rayos-X en diferentes zonas de cizalladura, para la aleación de magnesio AZ31 durante el procesado por extrusión usando un dado de cizalla.	84
Figura 4-8. Figura de polo para aluminio comercial (a) estado recocido, (b) dos pases por ECASD, (c) cuatro pases por ECASD [49]	85
Figura 4-9. Imagen en SEM de la muestra procesada por ECASD a un ángulo de 150°, temperatura de 25°C y 4 pases de cizalla.....	90
Figura 4-10. Imagen en SEM de la muestra procesada por <i>ECASD</i> a un ángulo de 150°, temperatura de 100°C y 4 pases de cizalla.....	91
Figura 4-11. Imagen en SEM de la muestra procesada por ECASD a un ángulo de 150°, temperatura de 200°C y 4 pases de cizalla.....	91
Figura 4-12. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos, para la superficie y el centro de la lámina de AZ31B	94
Figura 4-13. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos, para la superficie de la lámina de AZ31B procesada por <i>ECASD</i>	97
Figura 4-14. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos a 50µm superficie de la lámina de AZ31B procesada por <i>ECASD</i>	100

Figura 4-15. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos, para el centro de la lámina de AZ31B procesada por <i>ECASD</i>	103
Figura 4-16. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos para la lámina de AZ31B procesada a 25°C mediante <i>ECASD</i>	103
Figura 4-17. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos para la lámina de AZ31B procesada a 100°C mediante <i>ECASD</i>	104
Figura 4-18. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos para la lámina de AZ31B procesada a 200°C mediante <i>ECASD</i>	104
Figura 4-19. Variación en la intensidad de la textura en la superficie de la lámina de AZ31B procesada por <i>ECASD</i> , para el plano basal y prismático.....	105
Figura 4-20. Variación en la intensidad de la textura a 50µm de la superficie de la lámina de AZ31B procesada por <i>ECASD</i> , para el plano basal y prismático.....	106
Figura 4-21. Variación en la intensidad de la textura en el centro de la lámina de AZ31B procesada por <i>ECASD</i> , para el plano basal y prismático.....	107
Figura 4-22. Variación de las propiedades mecánicas respecto a la temperatura del proceso de cizalladura	108
Figura 5-1. Relación entre el esfuerzo de cedencia y el tamaño de grano para la aleación de magnesio AZ31 [1].....	116
Figura 5-2. Microtextura de monocristal de Mg procesada por <i>ECAP</i> (a) previo a la zona de cizalla, (b), en la zona de cizalla y (c) posterior a la zona de cizalla [28]119	
Figura 5-3. Gráfica de ajuste de los modelos de Ludwik, Swift, Hollomon y Voce, respecto a la condición inicial.....	125
Figura 5-4. Gráfica de ajuste de los modelos de Ludwik, Swift, Hollomon y Voce, respecto a las condiciones A120T25P2 y A120T25P2.....	126
Figura 5-5. Histograma de valores de R^2 para el ángulo de cizalla de 120° y todas las condiciones de proceso <i>ECASD</i>	127
Figura 5-6. Histograma de valores de R^2 para el ángulo de cizalla de 150° y todas las condiciones de proceso <i>ECASD</i>	127
Figura 5-7. Histograma de valores de AIC para el ángulo de cizalla de 120° y todas las condiciones de proceso <i>ECASD</i>	128

Figura 5-8. Histograma de valores de AIC para el ángulo de cizalla de 150° y todas las condiciones de proceso <i>ECASD</i>	129
Figura 5-9. Variación del exponente de endurecimiento n del modelo de Hollomon, para todas las condiciones de proceso	130
Figura 5-10. Variación del coeficiente de resistencia K del modelo de Hollomon, para todas las condiciones de proceso	131
Figura 5-11. Variación de la constante n del modelo de Ludwik, para cada una de las condiciones de proceso	131
Figura 5-12. Variación del esfuerzo de cedencia determinado mediante el modelo de Ludwik, respecto a cada una de las condiciones de proceso.....	132
Figura 5-13. Variación de la constante B del modelo de Swift, respecto a cada una de las condiciones de proceso	133
Figura 5-14. Variación de la constante C del modelo de Swift, respecto a cada una de las condiciones de proceso	134
Figura 5-15. Variación de la constante n del modelo de Swift, para cada una de las condiciones de proceso.....	135
Figura 5-16. Variación de la constante C del modelo de Voce, para todas las condiciones de proceso.....	136
Figura 5-17. Variación de la constante m del modelo de Voce, para todas las condiciones de proceso.....	137
Figura 5-18. Variación de la constante n del modelo de Voce, para todas las condiciones de proceso.....	138

LISTA DE TABLAS

Tabla 2-1. Modelos para el cálculo de la deformación por cortante equivalente γ_N [17]	17
Tabla 2-2. Nomenclatura para las diferentes condiciones experimentales usadas en el proceo <i>ECASD</i>	27
Tabla 2-3 Cambio del valor-p y análisis variacional para las condiciones de proceso <i>ECASD</i> respecto al esfuerzo de cizalladura.....	32
Tabla 2-4. Cálculo de deformaciones unitarias aplicadas por cizalladura, para 2, 4 y 6 pases a 120° y 150°	34
Tabla 3-1.Efecto del proceso <i>ECAP</i> y del tamaño de grano sobre las propiedades mecánicas de la aleación <i>AZ31</i> [9].....	42
Tabla 3-2. Propiedades mecánicas de la aleación de magnesio <i>AZ31</i> procesada por <i>ECAP</i> [26].....	44
Tabla 3-3 Cambio del valor-p para cada una de las condiciones de proceso <i>ECASD</i>	58
Tabla 3-4. Análisis variacional múltiple de las propiedades mecánicas respecto a las condiciones de proceso <i>ECASD</i>	58
Tabla 3-5. Factor de correlación R^2 y valor P , para cada una de las condiciones de proceso <i>ECASD</i>	62
Tabla 3-6. Valores del coeficiente K para cada una de las condiciones de proceso	64
Tabla 3-7. Resumen de la correlación entre las variables del proceso <i>ECASD</i> y la microdureza de la lámina	66
Tabla 4-1. Microestructuras en el borde y el centro de láminas de <i>AZ31</i> luego de aplicar cuatro (4) pases de cizalla mediante el proceso <i>ECASD</i>	88
Tabla 4-2. Microscopia <i>EBS</i> D para la lámina en la condición inicial y la lámina procesada bajo dos condiciones de proceso: <i>A150T25P4</i> y <i>A150T100P4</i>	92
Tabla 4-3. Figuras de polo en la superficie y el centro para las láminas de <i>AZ31B</i> en condición inicial sobre los planos 0001 y 1010.....	93

Tabla 4-4. Figuras de polo en la superficie para láminas de AZ31B procesadas por <i>ECASD</i> para un ángulo de 120° y 4 pases, sobre los planos 0001 y 1010.	95
Tabla 4-5. Figuras de polo en la superficie para láminas de AZ31B procesadas por <i>ECASD</i> para un ángulo de 150° y 4 pases, sobre los planos 0001 y 1010.	96
Tabla 4-6. Figuras de polo a 50µm de la superficie para láminas de AZ31B procesadas por <i>ECASD</i> para un ángulo de 120° y 4 pases, sobre los planos 0001 y 1010.	98
Tabla 4-7. Figuras de polo a 50µm de la superficie para láminas de AZ31B procesadas por <i>ECASD</i> para un ángulo de 150° y 4 pases, sobre los planos 0001 y 1010.	99
Tabla 4-8. Figuras de polo en el centro para láminas de AZ31B procesadas por <i>ECASD</i> para un ángulo de 120° y 4 pases, sobre los planos 0001 y 1010.	101
Tabla 4-9. Figuras de polo en el centro para láminas de AZ31B procesadas por <i>ECASD</i> para un ángulo de 150° y 4 pases, sobre los planos 0001 y 1010.	102
Tabla 5-1. Parámetros de la ley de Hall-Petch para la aleación de magnesio AZ31 en función de las condiciones de proceso, carga y tamaño de grano [5]	117
Tabla 5-2. Modelos de Hollomon, Swift, Ludwik y Voce.	121

RESUMEN

Actualmente, el magnesio y sus aleaciones han generado gran interés en diferentes y diversos sectores industriales, ya que su alta resistencia específica las convierte en una alternativa ideal para la fabricación de componentes en los que aportan principalmente a la reducción de peso en sistemas de transporte, en estructuras y carcasas de dispositivos electrónicos. Sin embargo, existen limitaciones para el desarrollo de aplicaciones estructurales o semiestructurales, lo cual se debe a que el magnesio posee un arreglo cristalino hexagonal que limita los mecanismos de deformación a temperatura ambiente, reduciendo de este modo las alternativas para el conformado de piezas. Dicha situación impacta en su usabilidad, teniendo en cuenta que la baja ductilidad implica modos de falla súbitos.

Con el fin de entender y controlar los mecanismos de deformación desarrollados por aleaciones de magnesio, muchos investigadores han abordado como objeto de estudio el control de sus propiedades mecánicas, teniendo en cuenta aspectos composicionales y procesos de conformado. En ese sentido, han tomado relevancia los procesos de deformación plástica severa SPD (Severe Plastic Deformation), los cuales permiten aplicar altas tasas de deformación que inducen importantes cambios microestructurales, lo que permite obtener respuestas mecánicas atípicas e importantes que replantean mecanismos de deformación en aleaciones con sistemas cristalinos hexagonales, donde la deficiencia en los sistemas de deslizamientos es compensada por el maclado o reorientaciones cristalográficas de los granos.

El trabajo desarrollado en este documento, se enfocó en el estudio de la relación de las propiedades mecánicas y los cambios microestructurales de la aleación de magnesio AZ31B, respecto a las variables del proceso de deformación plástica severa denominado Equal Channel Angular Sheet Drawing (ECASD). Para ello, se tomaron como variables de estudio el ángulo de cizalla, la temperatura de proceso y el número de pases a través del dado de cizalla, analizando en forma estadística como las variables de proceso inciden en el comportamiento mecánico de estas aleaciones, lo que permitió realizar un aporte al conocimiento en los siguientes aspectos:

1. Se definieron variables de proceso para conformado mediante ECASD.
2. Se determinó que variables de proceso tiene mayor nivel de incidencia en el comportamiento mecánico de las láminas procesadas por ECASD.
3. Se construyó un modelo matemático que permite predecir el cambio de la dureza superficial de las láminas procesadas por ECASD, en función de la temperatura, el ángulo y número de pasos durante el proceso.
4. Se mostró como la textura y la microestructura impactan en las propiedades mecánicas.

5. Se estableció que el modelo elastoplástico definido por Voce, permite describir el comportamiento mecánico de las aleaciones AZ31B procesadas por ECASD.

Con estos aportes se espera contribuir a la comunidad científica con nuevas alternativas para el conformado plástico de aleaciones de magnesio, que permitan proponer y desarrollar procesos de manufactura que tengan en cuenta aspectos de la microestructura y la textura los cuales inciden directamente en el comportamiento plástico de dichas aleaciones.

ABSTRACT

Nowadays, magnesium and its alloys have generated great interest in different and diverse industrial fields, where its specific resistance is a great alternative for components manufacture in which they contribute to the weight reduction of transportation systems, structures and cases for electronic devices. However, the hexagonal crystalline structure of magnesium has limited its structural or semi structural applications, as it limits the deformation mechanisms at room temperature, reducing the alternatives for the manufacture of different parts. This situation affects its performance, bearing in mind that low ductility implies sudden failure modes.

To understand and control the deformation mechanisms developed in magnesium alloys, many researchers are studying the mechanical properties of these alloys, taking into account chemical composition and manufacturing processes. Recently, severe plastic deformation processes (SPD), that apply a high deformation rate can induce important microstructural transformations, providing a different mechanical behavior in metals with hexagonal crystalline systems, where few slip systems are blending by mean twinning or crystal grains orientations.

This work was focused in the study of the relationship between mechanical properties, microstructural changes and severe plastic deformation processes called Equal Channel Angular Sheet Drawing (ECASD) applied on magnesium alloys. A statistical analysis was performed using variables, such as, shear angle, temperature and the number of passes through the shear die, evaluating their effect in the mechanical behavior of the alloy.

The knowledge contributions of this work are:

1. Definition of the ECASD process variables
2. Determination of the ECASD process variables with higher incidence level on the mechanical behavior of processed sheets.
3. A mathematical model was developed to predict the surface hardness of processed sheets using ECASD.
4. The impact of texture and microstructure on the mechanical properties was evaluated.
5. An elastoplastic model defined by Voce allowed the description of the mechanical behavior of AZ31B alloys processed by ECASD.

With these contributions, the scientific community have new alternatives to apply plastic deformations on magnesium alloys, which will allow the development of novel manufacturing processes that could control the microstructure, texture and mechanical properties of the resultant alloy.

1. INTRODUCCIÓN

En la primera guerra mundial se dio inicialmente el uso masivo de aleaciones de magnesio retomándose de nuevo durante la segunda, período durante el cual su uso se enfocó en aplicaciones para la industria nuclear, para la fabricación de aeronaves de combate y la industria automotriz. En 1944 el consumo de magnesio metálico alcanzó las 228.000 toneladas anuales, cayendo a unas 10.000 toneladas posteriormente a la guerra. Nuevamente, a finales de la década de los 90's se incrementó el interés en las aleaciones de magnesio, reactivándose el consumo por año a 360.000 toneladas para aplicaciones industriales [1].

La industria automotriz ha catalizado la fabricación de componentes ligeros para componentes en medios de transportes, buscando eficiencia en desempeño y consumo de combustible. Entre las aplicaciones más relevantes se encuentra la fabricación de componentes del Volkswagen escarabajo dados los altos niveles de desempeño requeridos por estos vehículos. A fin de disminuir el impacto de las emisiones de CO₂ propiciado por el consumo de combustibles fósiles, en 1990 compañías a nivel global se trazaron el compromiso de reducir el consumo de combustible de sus vehículos en un 25% para el año 2005 y lograr al menos un 30% en el año 2010. Es así como mediante el rediseño y sustitución de materiales en vehículos como el Volkswagen Lupo y el Audi A2 lograron un consumo de 30 km por litro de combustible [2]–[4].

Actualmente, ha resurgido un nuevo interés por las aleaciones de magnesio para aplicaciones estructurales, debido a sus excelentes propiedades mecánicas tales como alta resistencia específica, excelente conductividad eléctrica y térmica, apantallamiento electromagnético y su capacidad de amortiguar vibraciones, que las hacen ideales para fabricación de partes en la industria automotriz y aeronáutica. Su talón de Aquiles es su sistema cristalino hexagonal, el cual limita el comportamiento plástico de este tipo de aleaciones redundando en la dificultad para ser procesado mediante técnicas de conformado volumétrico [5]–[8].

A fin de dar respuesta al desarrollo de piezas ligeras base magnesio con aplicaciones estructurales, se han potenciado técnicas y procesos que permitan su conformado satisfactorio mediante deformación plástica. Una de las técnicas exploradas consiste en la modificación de las aleaciones de magnesio mediante la adición de microaleantes tales como litio o tierras raras, lo que ha permitido mejorar su ductilidad al modificar los mecanismos de endurecimiento asociados a la activación de los sistemas de deslizamiento y maclado. Aunado a ello, el desarrollo de modelos de plasticidad basados en el maclado ha permitido entender algunos aspectos del comportamiento mecánico de estas aleaciones. No obstante a ello, los mecanismos de endurecimiento siguen siendo un interrogante en materiales con sistemas cristalinos hexagonales, por lo que muchas investigaciones se enfocan en desarrollar conceptos para comprender como se activa el maclado para diferentes condiciones de deformación [9]–[12].

A nivel global el proceso de obtención de magnesio metálico está basado en extracción pirometalúrgica (proceso *Pidgeon*) o por vía electrolítica en una proporción de 4:1, siendo China el mayor productor de magnesio metálico a partir del proceso *Pidgeon*, mientras Rusia e Israel fundamentan su producción en procesos electrolíticos. Un aspecto a resaltar con respecto al proceso de producción de magnesio metálico, es la generación de 34 kg de CO₂ por kg de magnesio metálico obtenido, un alto costo desde el punto de vista ambiental que se compensa con el consumo de energía durante el uso de este tipo de aleaciones ligeras en aplicaciones en medios de transporte tanto terrestres como aéreos. En la Figura 1-1 se observa que si bien los aceros usados en la industria automotriz requieren menor energía para su producción, durante el uso del vehículo se consume una mayor cantidad de energía representada en consumo de combustible. Comparativamente, dicha figura muestra el potencial de las aleaciones de magnesio que por consumo de energía igualan a las aleaciones de aluminio luego de cierto periodo de operación de un medio de transporte [13].

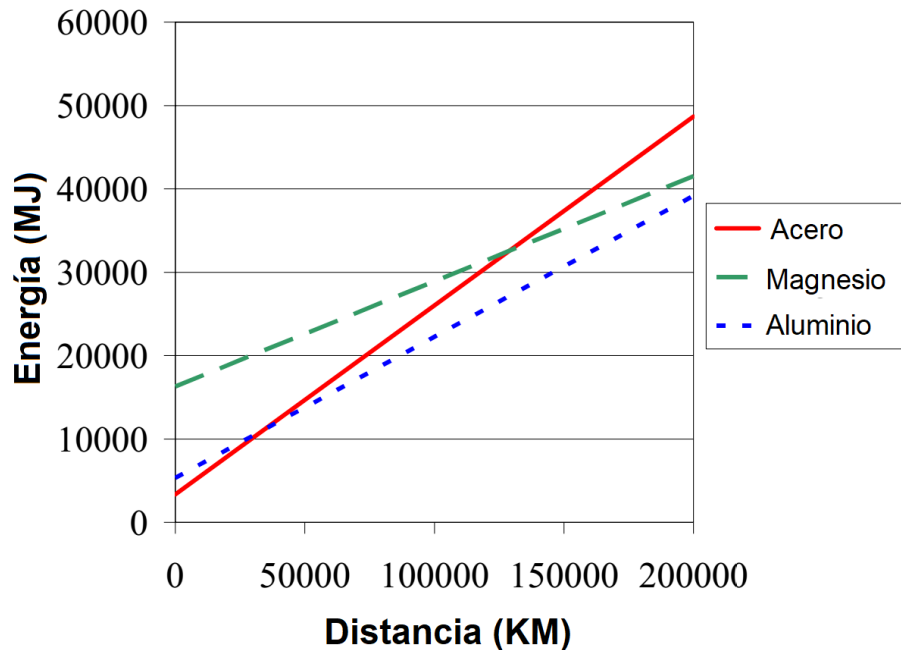


Figura 1-1. Relación entre consumo acumulado de energía y la distancia recorrida por un vehículo [13]

Actualmente, las aleaciones de magnesio AZ31 y AZ91 son las más usadas en la industria aeronáutica y automotriz, especialmente en el desarrollo de estructuras ligeras de componentes semiestructurales, ya que una reducción del 10% del peso de un vehículo permite el ahorro del 6.6% de combustible [13]. Este tipo de componentes pueden estar sometidos a condiciones de impacto o vibraciones en sus condiciones de operación, por lo que el comportamiento mecánico en condiciones dinámicas se convierte en un aspecto a tener en cuenta. Ciertamente,

muchos trabajos de investigación se han enfocado en entender dicho comportamiento con el fin de evitar fallas de componentes fabricados en aleaciones de magnesio [2], [3], [14], [15].

Específicamente, la aleación de magnesio AZ31 es la más usada para procesos de conformado de piezas a temperatura ambiente. Algunos estudios han demostrado que las propiedades plásticas de estas aleaciones difieren significativamente respecto al magnesio puro, principalmente por la variación en el valor de los esfuerzos cortantes críticos (CRSS) en función de los mecanismos de deformación activos. Algunos modelos definen valores entre 0,55 y 25 MPa para los deslizamientos en los planos basales y entre 15 y 55 MPa para las maclas en tensión, valores entre $1,5 \times \text{CRSS}_{\text{basal}}$ y 90 MPa para los sistemas de deslizamiento en los planos piramidales y entre 50 a 100 MPa para el prismático, lo que muestra que la energía asociada a la deformación está relacionada con el mecanismo de deformación que se active dependiendo las condiciones de proceso [16].

El efecto de la temperatura bajo la cual se realizan los procesos de deformación de las aleaciones de magnesio es determinante, ya que estas aleaciones muestran poca aptitud a la deformación a temperatura ambiente. El conformado plástico a temperatura ambiente para la aleación AZ31 comúnmente muestra un porcentaje de elongación entre el 8 y el 15%. Sin embargo, la ductilidad de esta aleación puede incrementarse al doble o triple cuando es deformada a temperaturas cercanas a 100°C [17]. Este tipo de trabajos han ido vislumbrando que la ductilidad de las aleaciones de magnesio está asociada a procesos de recristalización dinámica o activación de sistemas de deslizamientos no basales, los cuales son modulados por el efecto de la temperatura [18].

Retomando la industria automotriz, este sector se ha interesado en el desarrollo de aleaciones y procesos para conformado plástico de aleaciones de magnesio que permitan la fabricación de componentes con una mejor relación de resistencia-ductilidad, en comparación con las aleaciones obtenidas mediante procesos de fundición, inyección a presión o extrusión como se muestra en la Figura 1-2. No obstante a ello, aún persisten problemas de conformabilidad relacionados con la poca capacidad de dejarse deformar que estas aleaciones presentan, constituyendo esta una fuerte razón por la cual no se ha desarrollado un mercado significativo de este tipo de aleaciones [3], [19].

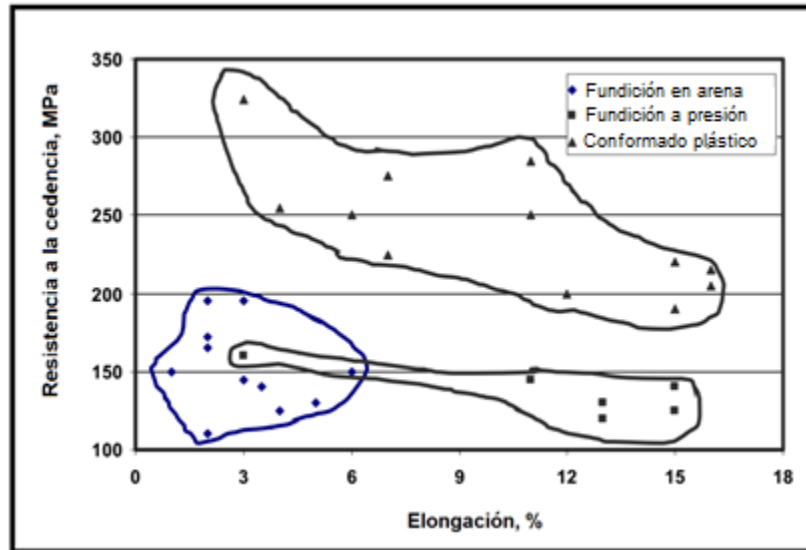


Figura 1-2. Relación entre la resistencia a la cedencia y el % de elongación para aleaciones de magnesio usadas en diferentes procesos de manufactura [3], [19]

Muchas de las piezas producidas en aleaciones de magnesio se obtienen mediante procesos de fundición, pero la presencia de defectos tales como porosidad por atrapamiento de gases, no han permitido el desarrollo de piezas de alta resistencia mecánica mediante este proceso de manufactura. Esto ha potenciado el uso de procesos de manufactura secundarios tales como: extrusión, laminación y otros procesos de deformación plástica que permiten modificar el comportamiento mecánico de las aleaciones de magnesio, enfocándose en mejorar la ductilidad mediante el control de la microestructura y la textura [20], [21].

En términos de microestructura, cuando se busca desarrollar estructuras de grano fino, es común que los materiales con estructuras hexagonales compactas respondan mejor al refinamiento de grano mediante procesos de deformación que los metales con estructuras cristalinas cúbicas, por lo que el magnesio se convierte en un excelente candidato. A pesar de esta característica, las aleaciones de magnesio tomaron relevancia para la obtención de productos mediante deformación plástica solo después del año 2000, generando así un número importante de trabajos sobre el refinamiento de grano enfocados en las aleaciones de magnesio [22].

Lo anterior ha dado lugar que en las dos últimas décadas, los procesos de deformación plástica severa (*SPD*, por su sigla en inglés) hayan tomado un auge en crecimiento para el procesamiento de metales, especialmente la producción de metales con granos ultrafinos (*UFG-Ultra Fine Grained*). La evolución de este tipo de procesos *SPD* ha encontrado múltiples limitaciones, entre ellas: la complejidad para escalar industrialmente el proceso, el reproceso de material, los altos niveles de

carga o energía requeridos para aplicar las deformaciones y la dificultad para realizar estos procesos en continuo [23]–[26].

En algunos casos, los procesos de refinamiento de grano se enfocan al desarrollo de comportamiento superplástico de las aleaciones metálicas. Xin Wu en 2002, reportó el comportamiento superplástico para la aleación de magnesio AZ31 con un refinamiento de grano a tamaños de 25 μm al aplicarse deformación a una temperatura de 500°C y a una velocidad de deformación de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, concluyendo que este comportamiento está gobernado por el movimiento de dislocaciones y los sistemas de deslizamiento [27]. El refinamiento de grano en las aleaciones de magnesio usando procesos *SPD*, se ha convertido en una alternativa eficiente para mejorar el desempeño mecánico de estas aleaciones. Sin embargo, el incremento de propiedades mecánicas no ha sido consistente con estudios realizados para otros tipos de aleaciones como las de aluminio, cobre, y níquel. Por otra parte, aún no está claro como el incremento en la resistencia y la ductilidad de las aleaciones de magnesio procesadas por SPD está relacionado con el refinamiento de grano u otros efectos del proceso [28].

En los últimos años, los procesos de deformación plástica severa (*SPD-Severe Plastic Deformation*) se han venido desarrollando mediante diferentes técnicas de deformación, tales como: *Equal Channel Angular Pressing (ECAP)*, *High Pressure Torsion (HPT)*, *Cyclic Extrusion Compression (CEC)*, *Accumulative Roll Bonding (ARB)*, *Continuous Constrained Strip Shearing (C2S2)*, *ECAP-Conform*, *Differential Speed Rolling (DSR)*, *Continuous Frictional Angular Extrusión (CFAE)* entre otros. Todos estos procesos de deformación han permitido el desarrollo de metales con tamaños de grano ultra finos (*UFG-Ultrafine Grained*), con dimensiones de grano en el rango de 100-1000 nm [4], [23], [24], [28]–[30].

Mukai [31] y Agnew [32], han mostrado en algunos de sus estudios que el incremento de la ductilidad en las aleaciones de magnesio puede ser alcanzado aplicando al material deformación plástica severa mediante el proceso *Equal Channel Angular Extrusion (ECAE)*, en el cual los planos basales pueden adquirir una inclinación aproximada de 45° respecto a la dirección de extrusión. Por su parte, Chino y otros lograron un incremento de la ductilidad de la aleación AZ31 usando extrusión torsional logrando una inclinación de 30° del plano basal. También fue reportado por Huang y otros, un incremento de la deformación plástica de la aleación AZ31 al ser procesada por *Differential Speed Rolling (DSR)*, generando una inclinación de 15° del plano basal respecto a la dirección de laminación [6], [33].

A fin de entender como los procesos *SPD* modifican la microestructura y textura (orientaciones cristalográficas de los granos) de los metales y por ende las propiedades mecánicas asociadas, las técnicas de rayos X y de difracción de electrones retro-proyectados (*EBSD-Electron Back-Scattering Diffraction*); se han convertido en herramientas poderosas para medir tamaños de grano y subgranos, orientaciones cristalográficas de los granos, niveles de deformación e identificación

de fases. Además, las técnicas *EBSD* y rayos X aventajan otras técnicas que comúnmente son usadas para el análisis de arreglos cristalinos como lo es la microscopía electrónica de transmisión (*TEM-Transmission Electron Microscopy*), debido a la simplicidad con la cual se puede preparar la muestra, por la velocidad de adquisición de la información y por el post procesamiento de los datos [29].

El trabajo aquí desarrollado está enfocado a estudiar la correlación entre la microestructura, la textura y las variables del proceso ECASD (*Equal Channel Angular Sheet Drawing*) con respecto al cambio en las propiedades mecánicas de láminas de la aleación de magnesio AZ31B, con miras al control del comportamiento elastoplástico de dichas aleaciones, de manera que en futuros trabajos permita plantear el desarrollo de piezas en sectores como el aeronáutico y el automotriz mediante el conformado plástico por ECASD y otros procesos complementarios de manera satisfactoria y sin fallas del material.

1.1 Referencias

- [1] B. L. Mordike and T. Ebert, "Magnesium: Properties — applications — potential," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 302, no. 1, pp. 37–45, 2001.
- [2] H. Friedrich and S. Schumann, "Research for a 'new age of magnesium' in the automotive industry," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 117, no. 3, pp. 276–281, 2001.
- [3] E. Aghion, B. Bronfin, H. Friedrich, and Z. Rubinovich, "The environmental impact of new magnesium alloys on the transportation industry," *Magnes. Technol. 2004*, pp. 167–172, 2004.
- [4] Q. Miao, L. Hu, G. Wang, and E. Wang, "Fabrication of excellent mechanical properties AZ31 magnesium alloy sheets by conventional rolling and subsequent annealing," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 22, pp. 6694–6701, 2011.
- [5] H. L. Kim, W. K. Bang, and Y. W. Chang, "Effect of initial texture on deformation behavior of AZ31 magnesium alloy sheets under biaxial loading," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 552, pp. 245–251, 2012.
- [6] H. Wang, P. D. Wu, and M. A. Gharghouri, "Effects of basal texture on mechanical behaviour of magnesium alloy AZ31B sheet," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 15, pp. 3588–3594, 2010.
- [7] H. Zhang, G. Huang, D. Kong, G. Sang, and B. Song, "Influence of initial texture on formability of AZ31B magnesium alloy sheets at different temperatures," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, no. 10, pp. 1575–1580, 2011.
- [8] X. Yu, Y. Li, Q. Wei, Y. Guo, T. Suo, and F. Zhao, "Microstructure and mechanical behavior of ECAP processed AZ31B over a wide range of loading rates under compression and tension," *Mech. Mater.*, vol. 86, pp. 55–70, 2015.
- [9] R. Jahadi, M. Sedighi, and H. Jahed, "ECAP effect on the micro-structure and mechanical properties of AM30 magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 593, pp. 178–184, Jan. 2014.
- [10] C. Zambaldi, C. Zehnder, and D. Raabe, "Orientation dependent deformation by slip and twinning in magnesium during single crystal indentation," *Acta Mater.*, vol. 91, pp. 267–288, Jun. 2015.
- [11] J. Feng *et al.*, "Tensile flow and work hardening behaviors of ultrafine-grained Mg-3Al-Zn alloy at elevated temperatures," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 667, pp. 97–105, 2016.
- [12] Z. Zhang, "Twinning and its related work hardening during the ambient extrusion of a magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 577, pp. 125–137, 2013.

- [13] A. Dubreuil, L. Bushi, S. Das, A. Tharumarajah, and X. Gong, "A Comparative Life Cycle Assessment of Magnesium Front End Autoparts: A Revision to 2010-01-0275," in *SAE Technical Paper*, 2012.
- [14] F. ZHAO, Y. LI, T. SUO, W. HUANG, and J. LIU, "Compressive deformation behavior of AZ31 magnesium alloy under quasi-static and dynamic loading," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 20, no. 7, pp. 1316–1320, Jul. 2010.
- [15] W. J. Kim, M. J. Lee, B. H. Lee, and Y. B. Park, "A strategy for creating ultrafine-grained microstructure in magnesium alloy sheets," *Mater. Lett.*, vol. 64, no. 6, pp. 647–649, Mar. 2010.
- [16] A. Chapuis, P. Liu, and Q. Liu, "An experimental and numerical study of texture change and twinning-induced hardening during tensile deformation of an AZ31 magnesium alloy rolled plate," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 561, no. Supplement C, pp. 167–173, 2013.
- [17] N. Stanford, K. Sotoudeh, and P. S. Bate, "Deformation mechanisms and plastic anisotropy in magnesium alloy AZ31," *Acta Mater.*, vol. 59, no. 12, pp. 4866–4874, Jul. 2011.
- [18] J. Koike *et al.*, "The activity of non-basal slip systems and dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys," *Acta Mater.*, vol. 51, no. 7, pp. 2055–2065, Apr. 2003.
- [19] E. Aghion, B. Bronfin, and D. Eliezer, "The role of the magnesium industry in protecting the environment," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 117, no. 3, pp. 381–385, 2001.
- [20] X. P. Chen, L. X. Wang, R. Xiao, X. Y. Zhong, G. J. Huang, and Q. Liu, "Comparison of annealing on microstructure and anisotropy of magnesium alloy AZ31 sheets processed by three different routes," *J. Alloys Compd.*, vol. 604, pp. 112–116, 2014.
- [21] G. Proust, C. N. Tomé, and G. C. Kaschner, "Modeling texture, twinning and hardening evolution during deformation of hexagonal materials," *Acta Mater.*, vol. 55, no. 6, pp. 2137–2148, 2007.
- [22] S. R. Agnew *et al.*, "Assessment of equal channel angular extrusion processing of magnesium alloys," *Magnes. Technol.*, pp. 243–247, Nov. 2001.
- [23] Y. Huang and P. B. Prangnell, "Continuous frictional angular extrusion and its application in the production of ultrafine-grained sheet metals," *Scr. Mater.*, vol. 56, no. 5, pp. 333–336, Mar. 2007.
- [24] Y. H. Ji and J. J. Park, "Analysis of thermo-mechanical process occurred in magnesium alloy AZ31 sheet during differential speed rolling," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 485, no. 1–2, pp. 299–304, Jun. 2008.
- [25] L. Dupuy and E. F. Rauch, "Deformation paths related to equal channel angular extrusion," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 337, no. 1–2, pp. 241–247, Nov. 2002.

- [26] H. Hu, Y. Liu, D. Zhang, and Z. Ou, "The influences of extrusion-shear process on microstructures evolution and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 695, pp. 1088–1095, 2017.
- [27] X. Wu and Y. Liu, "Superplasticity of coarse-grained magnesium alloy," *Scr. Mater.*, vol. 46, no. 4, pp. 269–274, 2002.
- [28] K. Kim and J. Yoon, "Effects of starting microstructure and billet orientations on the texture evolution and the mechanical behavior of Mg–3Al–1Zn rolled plate by half channel angular extrusion (HCAE)," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 622, pp. 46–51, 2015.
- [29] Y. CHEN, J. HJELLEN, and H. J. ROVEN, "Application of EBSD technique to ultrafine grained and nanostructured materials processed by severe plastic deformation: Sample preparation, parameters optimization and analysis," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 22, no. 8, pp. 1801–1809, Aug. 2012.
- [30] J.-C. Lee, H.-K. Seok, J.-H. Han, and Y.-H. Chung, "Controlling the textures of the metal strips via the continuous confined strip shearing(C2S2) process," *Mater. Res. Bull.*, vol. 36, no. 5–6, pp. 997–1004, Mar. 2001.
- [31] T. Mukai, M. Yamanoi, H. Watanabe, and K. Higashi, "Ductility enhancement in AZ31 magnesium alloy by controlling its grain structure," *Scr. Mater.*, vol. 45, no. 1, pp. 89–94, 2001.
- [32] J. Bohlen, M. Nürnberg, J. Senn, D. Letzig, and S. Agnew, "The texture and anisotropy of magnesium–zinc–rare earth alloy sheets," *Acta. Materialia.*, vol. 55, no. 4, pp. 2101–2112, 2007.
- [33] Y. Chino, K. Sassa, and M. Mabuchi, "Enhancement of tensile ductility of magnesium alloy produced by torsion extrusion," *Scr. Mater.*, vol. 59, no. 4, pp. 399–402, 2008.

2. PROCESO DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA SEVERA ECASD

2.1 Marco Teórico y Estado del Arte

Las tendencias actuales en la industria han despertado un especial interés por la fabricación de componentes semi-estructurales en aleaciones de magnesio, para uso en tanto en el sector transporte como en dispositivos electrónicos. Esto debido a que dichas aleaciones cuentan con propiedades destacadas tales como: su resistencia específica, buena colabilidad, soldabilidad aceptable, capacidad de atenuación de vibraciones y conductividad térmica. La baja densidad de las aleaciones de magnesio ($1,74 \text{ g/cm}^3$) aunada a su fácil reciclabilidad, hacen más atractivos estos materiales para aplicaciones automotrices. Sin embargo, en lo que respecta al procesamiento; el magnesio presenta un par de desventajas: por métodos de fundición es altamente reactivo generando combustión a alta temperatura; y por métodos de conformado plástico dada su estructura cristalina hexagonal y características de enlace atómico, presenta dificultades en cuanto a su rigidez y conformabilidad [1]–[4].

De lo anterior y bajo la premisa de que el comportamiento mecánico a bajas temperaturas de las aleaciones de magnesio está fuertemente influenciado por la microestructura y la velocidad de deformación, algunos trabajos se han enfocado en mejorar el comportamiento plástico de las aleaciones de magnesio, aprovechando el hecho que éstas generalmente muestran una adecuada conformabilidad solo a temperaturas superiores a 200°C [5], [6].

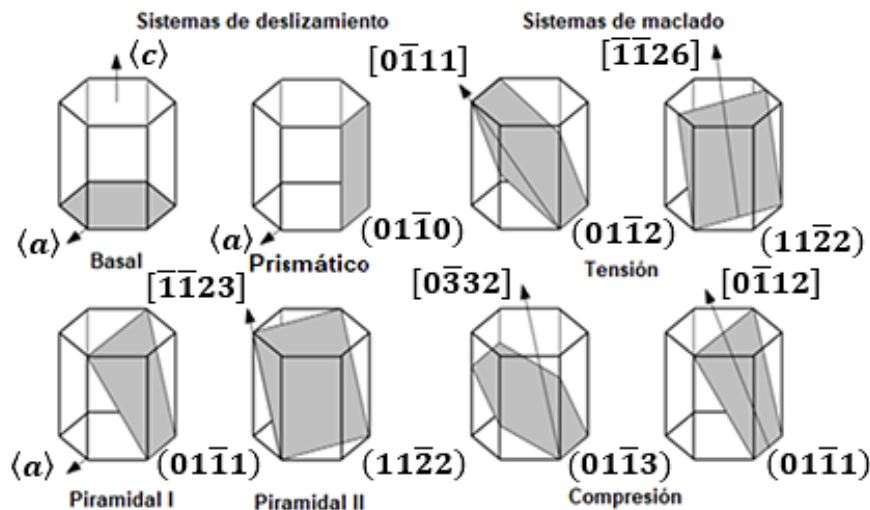


Figura 2-1. Modos de deformación en el magnesio con estructura cristalina hcp [7].

Para las aleaciones de magnesio, la fuerte anisotropía y la competición entre la activación de sus sistemas de deslizamiento y el maclado, aún siguen siendo tema de investigación que propenden por comprender los mecanismos de endurecimiento de estas aleaciones. Los modos de deformación cristalográfica para el magnesio están representados en Figura 2-1, donde a bajas temperaturas y bajos niveles de esfuerzos se promueve el deslizamiento sobre los planos basales, mientras que a altas temperaturas y altos niveles de esfuerzo se propicia el deslizamiento en los planos prismáticos, piramidales y se activan sistemas de maclado, aunque la deformación sobre los planos piramidales y el maclado es la que promueve la baja ductilidad de las aleaciones de magnesio [7]–[9].

La deformación sobre los planos basales y prismáticos se da orientada por vectores de Burgers perpendiculares al eje C del cristal hexagonal, por lo que estos dos sistemas de deslizamiento no promueven el deslizamiento en direcciones paralelas al eje C, las deformaciones paralelas al eje C solo se generan cuando se activan los sistemas de deslizamiento piramidales o el maclado. Teóricamente el deslizamiento sobre los planos basales requiere esfuerzos entre 20 MPa y 40 MPa, pero experimentalmente estos deslizamientos se inician aproximadamente desde 0,3 MPa, mientras que el deslizamiento sobre los planos prismáticos, piramidales y el maclado, se da un rango de esfuerzos teóricos de 40 MPa - 450 MPa [1], [7], [10], [11].

El procesado de metales mediante deformación plástica severa (SPD) fue inicialmente desarrollado por Bridgman en 1950, cuando tomó un disco de cobre y aplicó deformación simultánea por compresión y torsión. Sin embargo, solo hasta 1980 en la ex-Unión Soviética se desarrolló el proceso ECAP (*Equal Channel Angular Pressing*) y el HPT (*High Pressure Torsion*). Mediante estos procesos se generó una estructura de grano ultra-fino que fue presentada por Valiev en el simposio ISPMA-5 realizado en Praga en agosto de 1990, donde mostró que los materiales procesados por SPD tenían un comportamiento mecánico inusual [12]–[16].

El proceso desarrollado por Vladimir Segal se inventó en 1977 también en la ex Unión Soviética y fue denominado proceso ECAE (*Equal Channel Angular Extrusion*) o ECAP (*Equal Channel Angular Press/Pressing*), el cual busca inducir altas deformaciones a materiales sin generar un cambio en las dimensiones globales. En la Figura 2-2 se representa el dado por medio del cual se realiza el proceso, formado por dos canales de igual sección transversal que se interceptan en una esquina aguda donde se genera la deformación. Cuando el proceso se realiza mediante tracción del lingote el proceso se denomina ECAD (*Equal Channel Angular Drawing*) [14], [17]–[20].

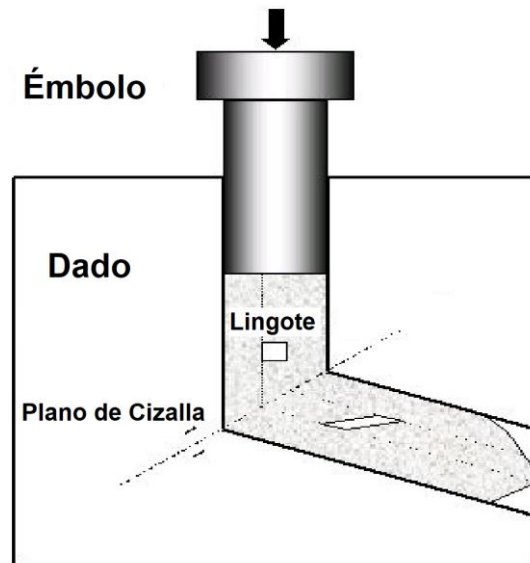


Figura 2-2. Diagrama esquemático del proceso ECAE o ECAP [17].

Cuando se procesan aleaciones metálicas mediante procesos como el ECAP o similares, se activan diferentes sistemas de deslizamiento y estos dependen de la secuencia de proceso, por lo que existen diferentes nomenclaturas dependiendo las rotaciones de las muestras procesadas al pasar a través del dado de cizalla. Cuatro rutas de proceso han sido desarrolladas como se muestra en la Figura 2-3. Mediante la ruta A la muestra es procesada sucesivamente sin realizar rotación; en la ruta B_A la muestra es rotada 90° en una dirección específica entre cada pase y ésta se reversa en el siguiente pase; en la ruta B_C la muestra es rotada 90° en el mismo sentido entre cada pase y, en la ruta C la muestra es rotada 180° entre cada uno de los pases [12], [17], [20].

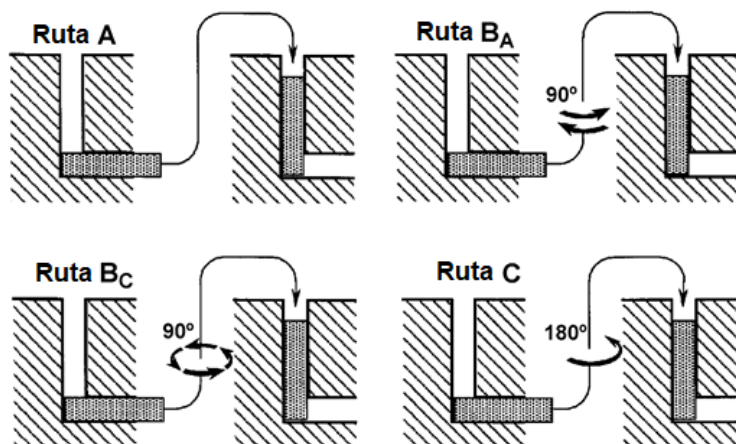


Figura 2-3. Esquema de las diferentes rutas usadas en los procesos de deformación plástica severa usando ECAP y otros procesos [12].

La deformación en los procesos ECAP o similares es función del ángulo del canal y de la rotación del lingote, barra o lámina al ingresar en el canal o dado de deformación, promoviéndose acumulación y liberación de la deformación dependiendo de la ruta de deformación, por lo que las estructuras obtenidas se derivan de la deformación total aplicada, de la deformación por pasos, de la temperatura de proceso y de las propiedades del material. Por la complejidad del proceso ECAP o similares, resulta difícil definir el efecto independiente de cada una de las variables, por lo que éste ha sido un objetivo constante de los trabajos enfocados a entender los procesos SPD [18], [21], [22].

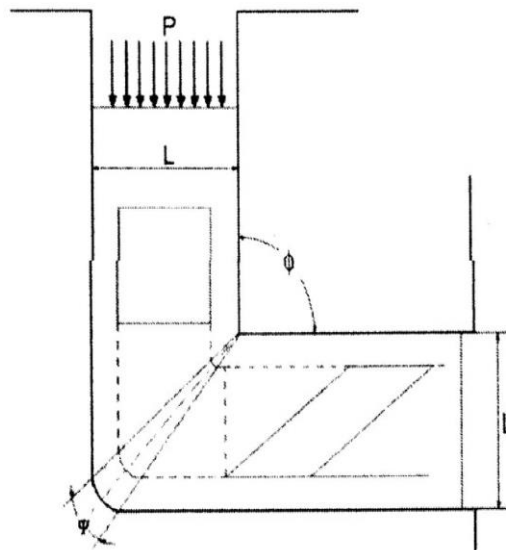


Figura 2-4. Esquema de las variables asociadas al proceso ECAP [17].

El estudio del proceso ECAP (Figura 2-4) ha permitido plantear diferentes modelos para el cálculo de la deformación por cortante equivalente γ_N aplicada en el proceso ECAP (Tabla 2-1), los cuales tienen en cuenta variables de proceso tales como: el ángulo del dado de cizalla Φ , el ángulo que forma la zona de contacto del lingote y el dado de cizalla Ψ , y el número de pases N a través del dado. Esta deformación por cortante aplicada permite calcular la deformación efectiva ε planteada por el criterio de Von Mises y dada en la ecuación (2-1):

$$\varepsilon = \frac{\gamma_N}{\sqrt{3}} \quad (2-1)$$

Tabla 2-1. Modelos para el cálculo de la deformación por cortante equivalente γ_N [17]

Modelo	Autor
$\gamma_N = 1.16N \cot \Phi$	(Segal, 1995) [23]
$\gamma_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cot \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \csc \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right]$	(Iwahashi, 1996) [24]
$\gamma_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cot \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \right]$	(Goforth, 1998) [25]

Entre los diferentes procesos de conformación plástica de metales, el proceso de obtención de piezas por estampado de láminas de aleaciones de magnesio es de interés para la producción de componentes estructurales de pared delgada. Sin embargo, como se indicó antes; la baja ductilidad a temperatura ambiente de las aleaciones de magnesio es una limitante que ha llevado a que muchos investigadores busquen modificar la textura de estas aleaciones con el fin de lograr un debilitamiento de la textura basal, logrando mediante algunos estudios demostrar que la variación en la textura mejora la conformación por embutición de este material [26]–[28].

El refinamiento de grano mediante altas deformaciones ha surgido como una alternativa de producir metales con tamaños de grano sub-micrométricos separados por fronteras de grano de alto ángulo. Los mayores progresos se han obtenido mediante el estudio del proceso ECAP, técnica de deformación plástica severa enfocada en el estudio de material en volumen, dejando de lado el estudio de láminas metálicas. Algunos procesos de deformación por cizalladura de láminas han planteado diferentes sistemas, entre los cuales se encuentra el uso de rodillos para aplicar las fuerzas que permiten cizallar las láminas del material con un dado a la salida de los rodillos y logrando incrementos de la dureza de las láminas metálicas y mejora en la textura [29]–[32].

Zisman en 2006 desarrolló un mecanismo de deformación de lámina por cizalladura denominado ECASD o ECADS (*Equal Channel Angular Drawing of Sheet*), constituido por un dado de dos secciones con una inclinación definida, las cuales se ajustan al espesor de la lámina a procesar y luego la lámina se prensa y es sometida a tracción para aplicar la cizalladura a un ángulo Φ como se muestra en la Figura 2-5 (a). El diseño del dado busca que se minimice el área de contacto entre la lámina y el dado de cizalla, manteniendo la dimensión L mayor que H [29].

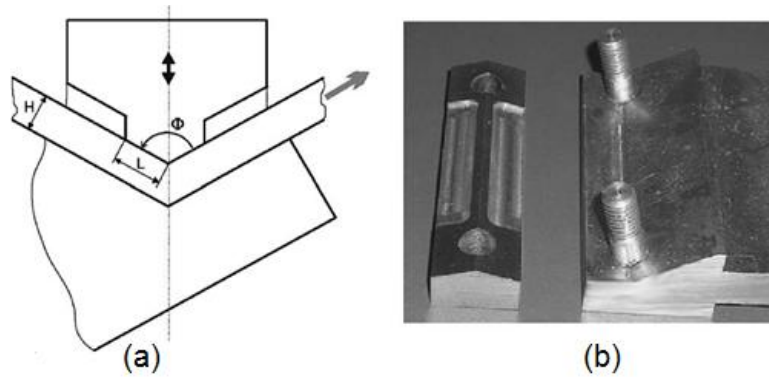


Figura 2-5. (a) Esquema del proceso de cizallado por ECASD y (b) dado de cizalla [29].

Zisman estimó que un ángulo Φ de 150° permitía condiciones muy homogéneas de deformación, determinando que la cortante simple γ para el proceso ECASD está dada por la ecuación (2-2) [29].

$$\gamma = 2 \tan \left(90^\circ - \frac{\Phi}{2} \right) \quad (2-2)$$

Sin embargo, la deformación plástica real ε la definió como una relación entre la deformación en cortante γ y longitudinal ε_l , definiendo el modelo dado por la ecuación (2-3) [29].

$$\varepsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \left[1 + 2 \left(\frac{\varepsilon_l}{\gamma} \right)^2 \right] \quad (2-3)$$

Después de cada pase aplicando una deformación en cortante, la cantidad de deformación plástica impartida está dada por la ecuación (2-4) [33]:

$$\Delta\varepsilon = \left(2/\sqrt{3} \right) \cot \frac{\Phi}{2} \quad (2-4)$$

El maclado en los sistemas cristalinos hexagonales aporta al desarrollo de la deformación. Por lo general, las aleaciones de magnesio son altamente texturizadas, donde el conformado plástico activa la formación de maclas en tensión durante la aplicación de esfuerzos en compresión [34]–[37]. En particular, se han observado dos mecanismos de deformación por maclado en las aleaciones de magnesio: el maclado por tensión $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}\bar{1}\}$ y las maclas en compresión $\{10\bar{1}1\}\{10\bar{1}2\}$, lo que permite extensión o contracción del cristal hexagonal a lo largo de la dirección C. Además, las maclas en tensión se pueden formar entre las maclas en compresión generando un doble maclado. Por otra parte, las maclas en tensión generan rotaciones del cristal de 86° , y su presencia es significativa para

deformaciones superiores al 5%, mientras que las maclas en compresión generan rotaciones del cristal de 56° y son mucho más delgadas que las maclas en tensión ocupando un volumen muy bajo del material deformado [34], [38].

La influencia de la textura en la conformabilidad para la aleación AZ31B fue estudiada por Zhang y otros en 2011, concluyendo luego de pruebas de embutibilidad que la conformabilidad mejora significativamente dependiendo las condiciones bajo las cuales se realicen los procesos de deformación. Cuando láminas de AZ31B son procesada por procesos SPD a temperaturas inferiores a 150° , se logra incrementar la capacidad de embutición, pasando de una profundidad máxima de embutido de 1.3 mm a 1.7 mm. Este incremento en la ductilidad fue atribuido al debilitamiento de la textura, lo que permite disminuir el coeficiente de Lankford (r) e incrementar el exponente de endurecimiento n . Para temperaturas de conformado superiores a 150° estas aleaciones experimentan mucho adelgazamiento en el espesor durante los procesos de embutido, lo que promueve la formación de defectos o la fractura del material [39].

2.1.1 Otras técnicas de deformación plástica severa para el procesamiento de láminas metálicas

A fin de emular el proceso ECAP sobre láminas metálicas, algunos estudios han acoplado un dado de cizalla a la salida de un sistema de laminación como se muestra en la Figura 2-6, desarrollando el proceso denominado *Equal Channel Angular Rolling* (ECAR). Dicho proceso ha sido aplicado sobre aleaciones de magnesio AZ31 para cambiar la textura e incrementar la ductilidad [40]–[42].

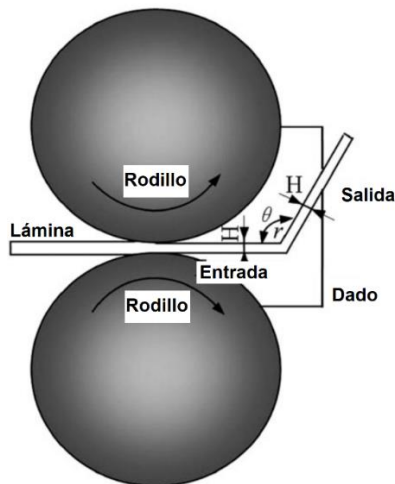


Figura 2-6. Representación esquemática proceso (ECAR) [40].

El concepto de proceso SPD desarrollado por Lee en 2001 y denominado *Continuous Confined Strip Shearing* (C2S2), busca trabajar en forma continua sobre láminas metálicas. El diseño del sistema C2S2 plantea acoplar un sistema de laminación tradicional a un dado ECAP como se muestra en la Figura 2-7. Este sistema usa un rodillo alimentador con una superficie rugosa que garantiza la suficiente fuerza para que la lámina pase a través de un dado de cizalla, el cual cuenta con una apertura un poco mayor que la separación de los rodillos para permitir el desplazamiento de la lámina en el dado [26], [43].

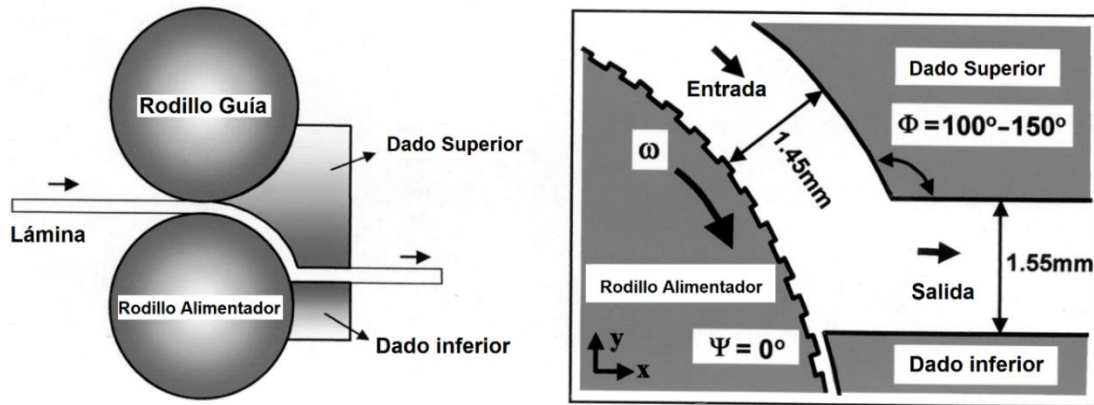


Figura 2-7. Representación esquemática proceso (C2S2) [43].

Huang y Prangnell en 2006, desarrollaron el proceso denominado *Continuous Frictional Angular Extrusion* (CFAE) como se muestra en la Figura 2-8. Esta técnica usa un dado del tipo ECAE que permite el cizallado de la lámina, la cual es introducida en el dado con ayuda de un rodillo que aplica fricción sobre la lámina por medio de una carga normal a la superficie de la lámina, sin que ésta combinación de cargas genere deformación por compresión, y de este modo la deformación se concentra en el plano de cizalla [44].

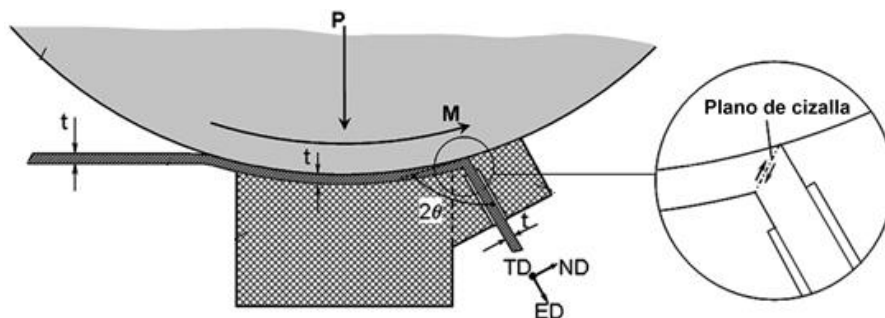


Figura 2-8. Representación esquemática proceso (CFAE) [44].

Una adaptación de los procesos de laminación tradicional es el denominado *Equal Speed Rolling* (ESR) que busca aplicar altas deformaciones sobre láminas metálicas, como se muestra esquemáticamente en la Figura 2-9. Este proceso

permite aplicar deformación por cortante mediante diferentes velocidades de rotación de los rodillos, aplicando en forma simultánea deformación por reducción de espesor y cizalladura. En el trabajo realizado por Ji y Park se logró obtener altas deformaciones sobre láminas de aleaciones de magnesio AZ31 que se procesaron mediante *Differential Speed Rolling (DSR)* a una relación de velocidades de los rodillos de 3:1 y a una temperatura de 200°C, que generaron una estructura de granos equiaxiales de 3 µm de diámetro, luego de generar un 70% de reducción en el espesor [45]–[47].

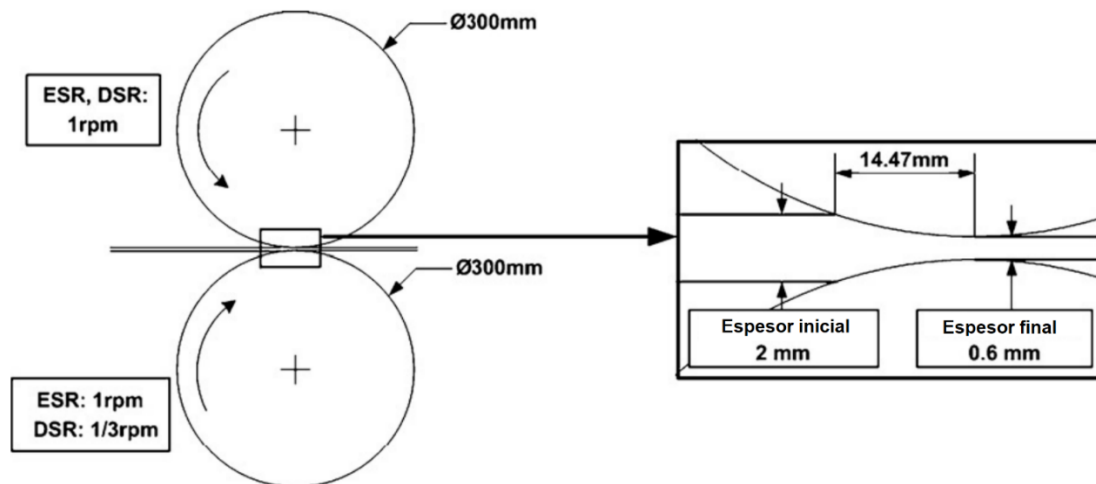


Figura 2-9. Representación esquemática del proceso (ESR/DSR) para un 70% de reducción en el espesor [45].

Saray en 2010 desarrolló otra variación de los procesos tradicionales de laminación con el fin de poder aplicar deformación plástica severa en láminas metálicas de aceros IF. Este proceso fue denominado *ECASE (Equal Channel Angular Sheet Extrusion)*, el cual consiste en dos subsistemas, uno configurado por un juego de rodillos encargado de la alimentación de la lámina y un segundo subsistema que está formado por un dado de cizalla que aplica la deformación por cortante como se muestra en la Figura 2-10. Éste proceso permite trabajar en continuo láminas para aplicar deformaciones sucesivas, incrementando 2,6 veces la resistencia a la cedencia y 1,9 veces la resistencia máxima para este tipo de aceros, luego de someter las láminas a nueve pasos de ECASE donde cada pase aplica una deformación por cortante equivalente de 0.65 (

Tabla 2-1) [30].

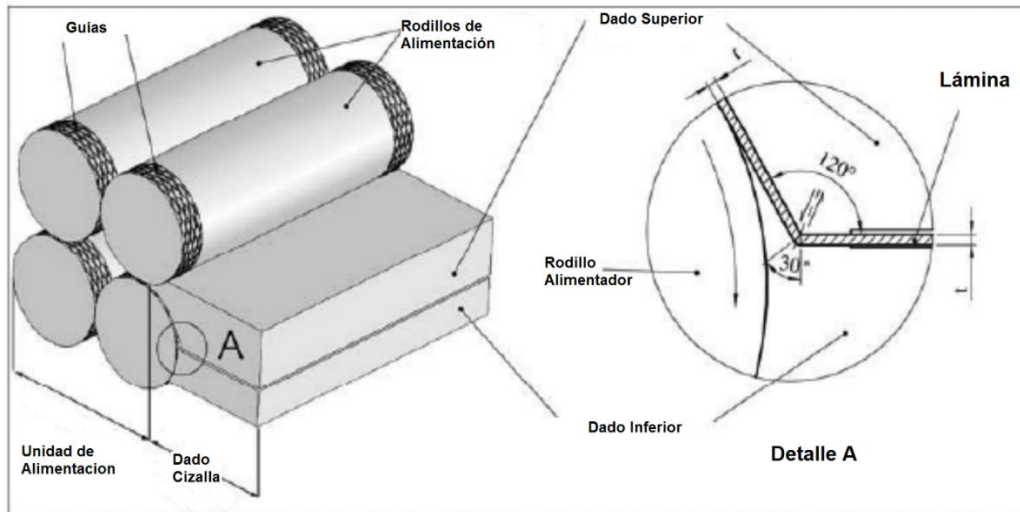


Figura 2-10. Representación esquemática del proceso ECASE [30].

Un proceso simple de doblado unidireccional en pasos repetidos (*RUB – The repeated unidirectional bending*), permite generar deformaciones por cortante sobre láminas metálicas como se muestra en la Figura 2-11, lo que genera cambios de la textura basal proveniente de los proceso de fabricación de láminas de aleación AZ31. En la Figura 2-12 se aprecian las figuras de polos que describen la textura respecto a los planos basales de la aleación AZ31. El efecto de la cizalladura mediante *RUB* genera un debilitamiento de la textura basal promoviendo una disminución en la resistencia a la cedencia en láminas de AZ31, conservándose la resistencia a la tensión. Otra propiedad afectada por el proceso *RUB* es el exponente de endurecimiento, el cual pasa de un valor de 0,2 en la condición inicial a 0,29 luego de ser procesada [26], [39].

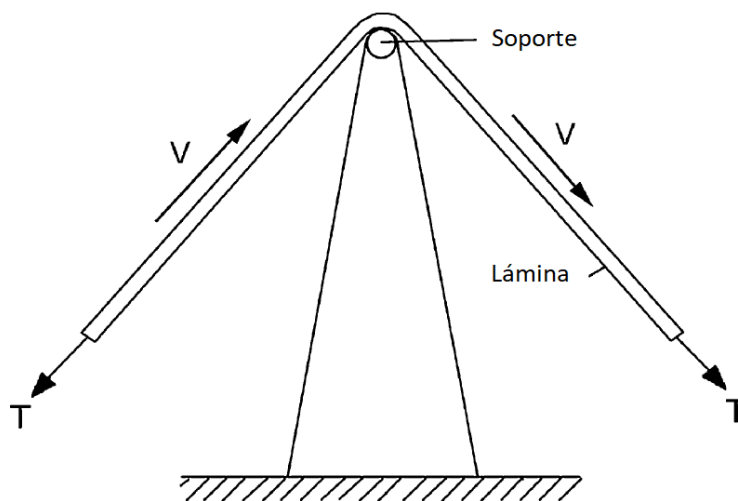


Figura 2-11. Esquema del proceso de doblado unidireccional (RUB) [26].

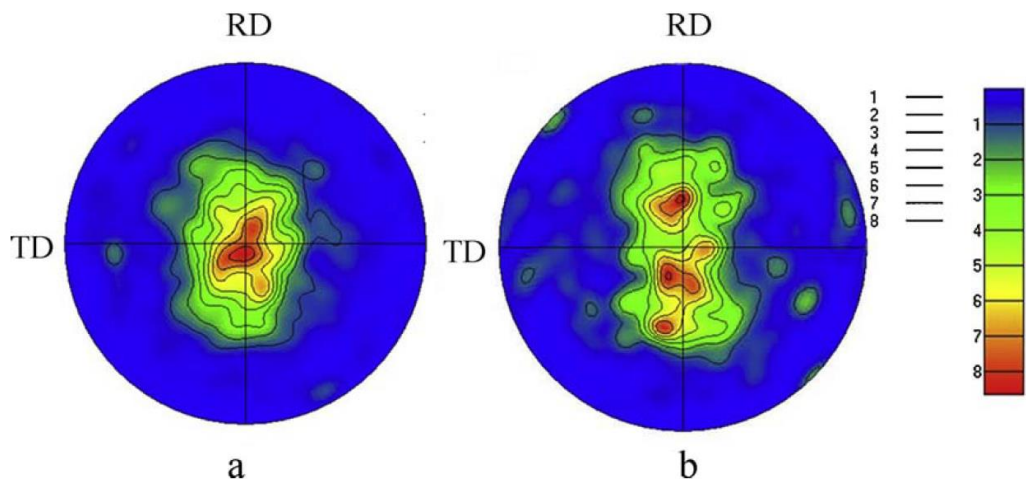


Figura 2-12. Figura de polo de la aleación AZ31 a) condición inicial sin deformación y b) textura de lámina procesada por RUB [26].

2.2 Metodología experimental: Conformado por ECASD

Con el fin de aplicar deformación por cizalladura sobre láminas de aleación de magnesio, se inició con la construcción de un dado de cizalla el cual fue adaptado a la máquina universal de ensayos, a fin de controlar la velocidad de cizalladura y medir los esfuerzos aplicados durante el proceso. Posteriormente, se construyó un horno que también fue adaptado a la máquina universal de ensayos de manera que fuera posible variar la temperatura del proceso durante la deformación de las láminas y aplicar las diferentes condiciones de proceso ECASD (*Equal Channel Angular Sheet Drawing*) planteadas.

2.2.1 Diseño del dado de cizalla

Se construyeron dos dados de cizalladura: uno a un ángulo de 150° y el otro a 120° , con la geometría mostrada en la Figura 2-13 y más detalladamente en los planos mostrados en el Anexo 1. Dichos dados fueron fabricados en acero de herramienta H13, templados y revenidos, a fin de garantizar la dureza adecuada para evitar el desgaste del dado durante el proceso ECASD. El diseño del dado se basó en el trabajo realizado por Zisman; quien aplicó el proceso ECASD sobre láminas de aleaciones de aluminio cuyas características geométricas permiten disminuir el área de contacto entre la lámina y el dado, concentrando el proceso de deformación sobre la zona de cizalla [29].

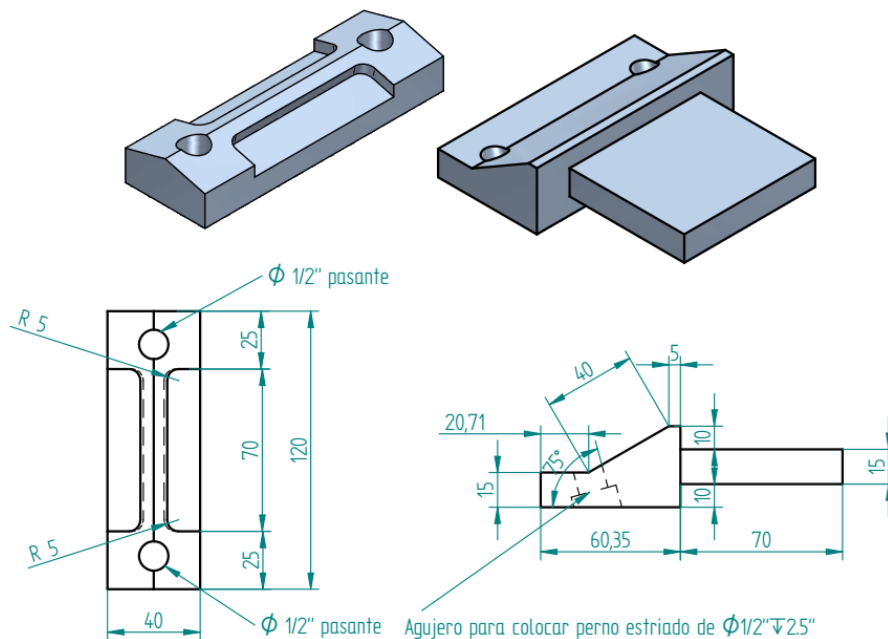


Figura 2-13. Planos resumidos de los dados de cizalla fabricados (planos detallados en el Anexo 1).

2.2.2 Montaje experimental proceso ECASD

El montaje experimental para aplicar la deformación por cizalladura a las láminas comerciales de magnesio AZ31B de 2,4 mm de espesor y 50 mm de ancho, se muestra esquemáticamente en la Figura 2-14. Para aplicar tracción sobre la lámina se usó una máquina universal de ensayos INSTRON 5582 que permitió definir la velocidad del proceso (20mm/min), registrando la carga aplicada para cada uno de los ensayos realizados. Para controlar que la deformación plástica no fuera generada en caliente, el proceso de cizalladura se realizó a temperatura ambiente (25°C), a 100°C y a 200°C, lo cual corresponde a temperaturas homólogas menores 0,5 (Temperatura de proceso/Temperatura de fusión) [48]. La temperatura fue controlada con una cámara de calentamiento adaptable a la máquina universal de ensayos.

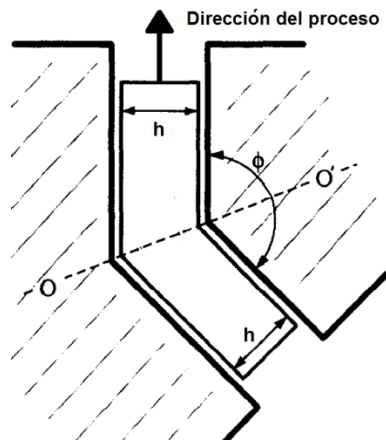


Figura 2-14. Esquema proceso ECASD

Luego de la fabricación de cada uno de los componentes del sistema *ECASD*, se realizó el montaje de la lámina y el ajuste del horno como se muestra en la Figura 2-15. Se tuvo en cuenta una buena lubricación entre el dado de cizalla y la lámina, usando como agente lubricante disulfuro de molibdeno, dejando además una tolerancia de 1 mm entre la apertura del dado de 150° y la lámina, mientras que ésta tolerancia se incrementó a 5 mm para el dado de ángulo de 120°. Estos valores de tolerancia se definieron experimentalmente a fin de no generar corte de la lámina durante el proceso de tracción.



Figura 2-15. Montaje del proceso ECASD en la máquina de tracción

2.2.3 Diseño de experimentos y procesamiento de datos

El diseño experimental planteado para estudiar el efecto de las variables del proceso *ECASD* sobre el comportamiento mecánico y la evolución microestructural, se realizó para 2, 4 y 6 pasos de cizalla a través del dado a una velocidad de proceso constante, y rotando la lámina entre cada pase 180° (Ruta C) [12]. Esto dio lugar a una matriz de experimentos de 18 condiciones de deformación, sobre una muestra que inicialmente se encontraba en estado recocido, configurando un diseño de experimento factorial mixto (ANOVA) con tres factores, dos factores entre sujetos (temperatura y ángulo de cizalla) y uno intra sujetos (pasos a través del dado), como se muestra en el diagrama de flujo de la Figura 2-16, donde la nomenclatura resumen para cada una de estas condiciones de proceso es mostrada en la Tabla 2-2.

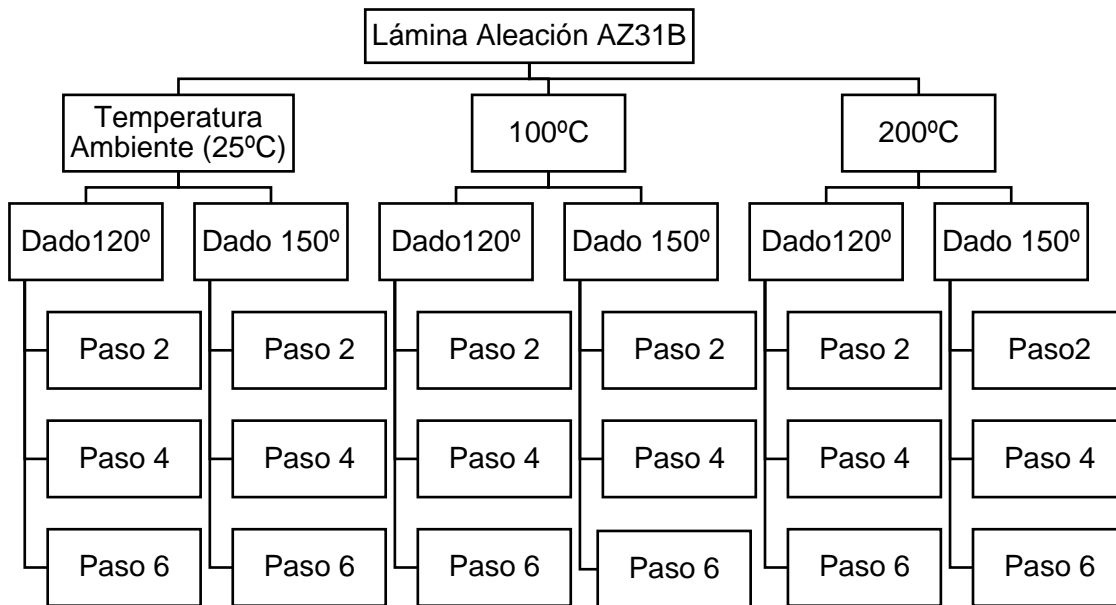


Figura 2-16. Diagrama de flujo del proceso experimental

Tabla 2-2. Nomenclatura para las diferentes condiciones experimentales usadas en el proceo ECASD

Condición	Nº de pases	Temperatura (°C)	Ángulo de cizallado (°)
Inicial	Estado de entrega		
A120T25P2	2	25	120
A120T25P4	4	25	120
A120T25P6	6	25	120
A120T100P2	2	100	120
A120T100P4	4	100	120
A120T100P6	6	100	120
A120T200P2	2	200	120
A120T200P4	4	200	120
A120T200P6	6	200	120
A150T25P2	2	25	150
A150T25P4	4	25	150
A150T25P6	6	25	150
A150T100P2	2	100	150
A150T100P4	4	100	150
A150T100P6	6	100	150
A150T200P2	2	200	150
A150T200P4	4	200	150
A150T200P6	6	200	150

El procesamiento de los datos obtenidos como resultado de la caracterización del proceso de cizalladura, se realizó usando la librería de *Statsmodels* de *Python* [49]. Esta librería permitió realizar el análisis de los datos mediante modelos de regresión lineal simple para las variables de procesos (ángulo, temperaturas y pases de cizalla) aplicando un ANOVA de dos niveles, comparando cada una de las variables de proceso respecto al esfuerzo aplicado durante el proceso de cizalla. A continuación se muestra un resumen de la rutina escrita en *Python* para dicho análisis de datos:

```

import numpy as np
import pandas as pd
import statsmodels.api as sm
import statsmodels.formula.api as smf
import statsmodels.stats.multicomp as multi
import scipy
import matplotlib.pyplot as plt
import seaborn
#===== #Importar
datos=====
data= pd.read_csv('Consolidados_Cizalla.csv',low_memory=False)
#Variables: Angulo, Temperatura, Pases, EsfuerzoCizallaMPa, Se convierten todas
las variables a numéricas
data['Angulo']=data['Angulo'].convert_objects(convert_numeric=True)
data['Temperatura']=data['Temperatura'].convert_objects(convert_numeric=True)
data['Pase']=data['Pase'].convert_objects(convert_numeric=True)
data['EsfuerzoCizallaMPa']=data['EsfuerzoCizallaMPa'].convert_objects(convert_n
umeric=True)
#Se construye una base de datos que no contenga los datos de la condición inicial
DataSinAR=data[data.Angulo !=0]
#=====Modelo OLS statsmodels, para análisis de ANOVA para dos
niveles=====
#=====Ángulo=====
=====
model1=smf.ols(formula='EsfuerzoCizallaMPa~C(Angulo)',data=DataSinAR)
result1=model1.fit()
print result1.summary()
m1=DataSinAR.groupby('Angulo').mean()
print m1
sd1=DataSinAR.groupby('Angulo').std()
print sd1
#=====Temperatura=====
=====
model1=smf.ols(formula='EsfuerzoCizallaMPa~C(Temperatura)', data=DataSinAR)
result1=model1.fit()

```

```

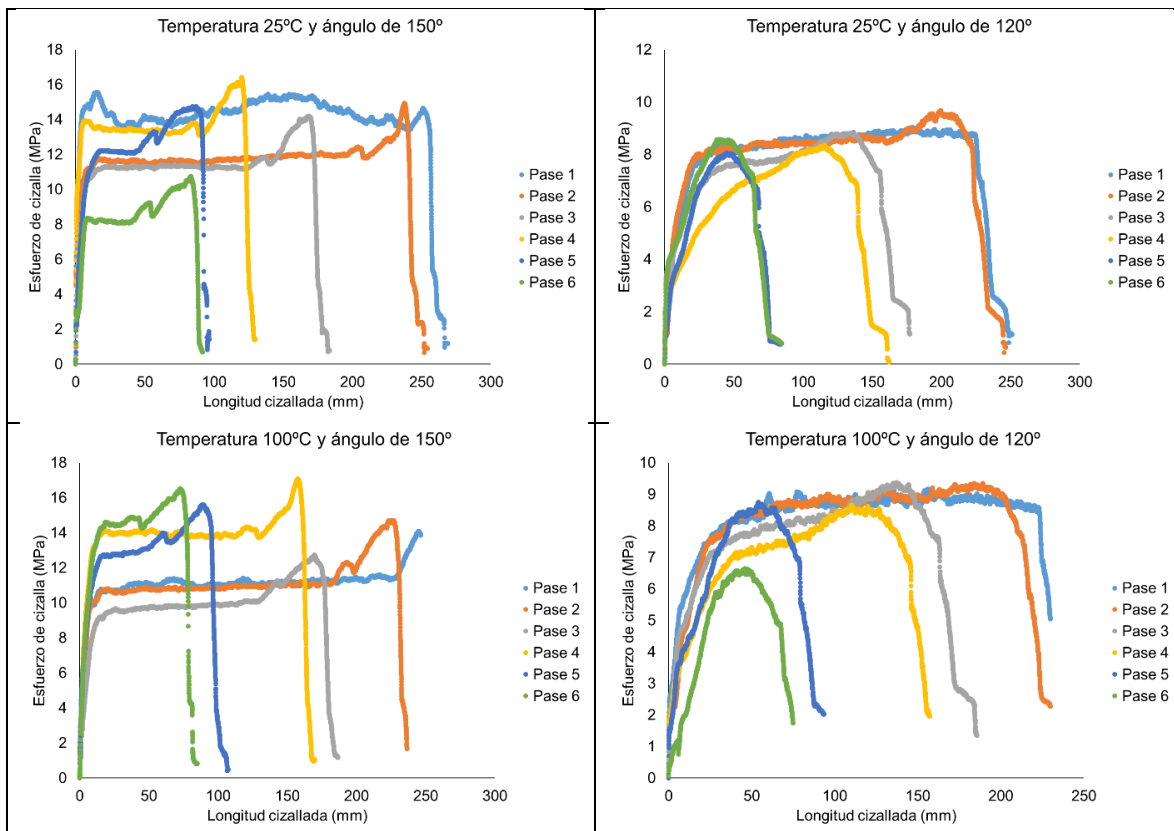
print result1.summary()
m1=DataSinAR.groupby('Temperatura').mean()
print m1
sd1=DataSinAR.groupby('Temperatura').std()
print sd1
#=====Pases=====
=====
model1=smf.ols(formula='EsfuerzoCizallaMPa~C(Pase)', data=DataSinAR)
result1=model1.fit()
print result1.summary()
m1=DataSinAR.groupby('Pase').mean()
print m1
sd1=DataSinAR.groupby('Pase').std()
print sd1
#===== Correlación Pearson R y Valor P
=====
print(scipy.stats.pearsonr(DataSinAR['Angulo'],DataSinAR['EsfuerzoCizallaMPa']))
print(scipy.stats.pearsonr(DataSinAR['Temperatura'],DataSinAR['EsfuerzoCizallaM
Pa']))
print(scipy.stats.pearsonr(DataSinAR['Pase'],DataSinAR['EsfuerzoCizallaMPa']))
#=====Prueba Post-
Hoc'=====
mc1=multi.MultiComparison(DataSinAR['EsfuerzoCizallaMPa'],DataSinAR['Angulo'
])
res1=mc1.tukeyhsd()
print res1.summary()
mc1=multi.MultiComparison(DataSinAR['EsfuerzoCizallaMPa'],DataSinAR['Temper
atura'])
res1=mc1.tukeyhsd()
print res1.summary()
mc1=multi.MultiComparison(DataSinAR['EsfuerzoCizallaMPa'],DataSinAR['Pase'])
res1=mc1.tukeyhsd()
print res1.summary()

```

2.3 Resultados y análisis de resultados

2.3.1 Resultados del proceso de cizalladura

Durante el proceso *ECASD*, la lámina de AZ31B se sometió a una condición de carga en tensión y cortante. Esta condición de carga dependió de la temperatura, el ángulo de cizalla y el número de pases a través del dado, desarrollando una condición de esfuerzo como se muestra en la Figura 2-17. Comportamiento del esfuerzo aplicado durante el proceso *ECASD*, para cada una de las condiciones evaluadas. Figura 2-17. El proceso *ECASD* se logró a bajos esfuerzos, los cuales se encuentran en el intervalo aproximado de 8 MPa a 15 MPa, esfuerzo necesario para lograr que la lámina de AZ31B pasara a través del dado de cizalla. Sin embargo, se observa una diferencia significativa en el tipo de curva obtenida para el ángulo de cizalla de 150° y 120°, la cual está asociada al ajuste del dado (relación entre apertura del dado y espesor de la lámina), ya que para el ángulo de 150° se aplicó un ajuste mayor que el aplicado cuando se usa el dado de 120°. Para el ángulo de cizalla más severo (120°) fue necesario disminuir el ajuste, ya que se generó el corte de la lámina durante el proceso *ECASD*.



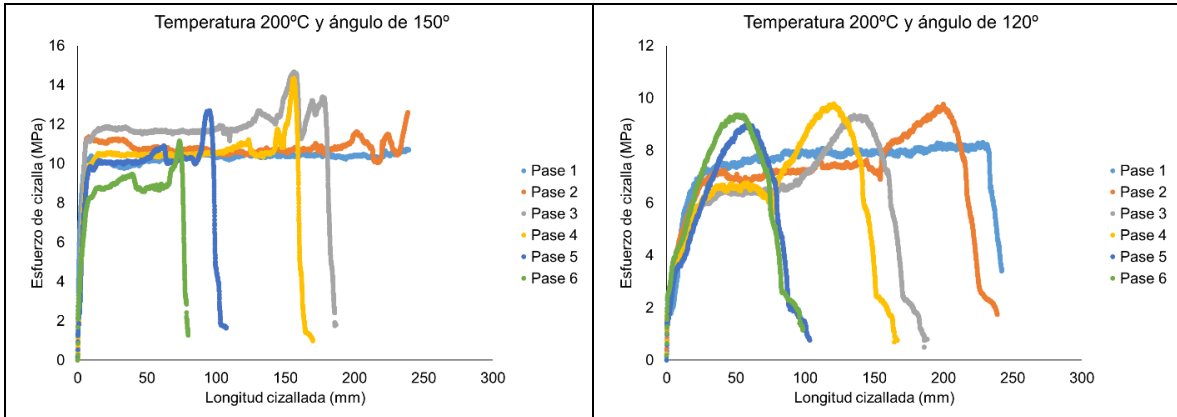


Figura 2-17. Comportamiento del esfuerzo aplicado durante el proceso ECASD, para cada una de las condiciones evaluadas.

Al realizar el proceso *ECASD* y calculando los valores promedios de cada una de las condiciones de ensayo, se puede observar en la Figura 2-18 que el esfuerzo necesario para generar la cizalladura es bajo, dado que se aplicó un esfuerzo de cizalladura promedio en el rango de 7,37 MPa a 12,23 MPa. El esfuerzo aplicado en el proceso *ECASD* es bastante bajo teniendo en cuenta que para la aleación AZ31B el esfuerzo de fluencia promedio es de 157,53 MPa. Sin embargo, fue requerido un mayor nivel de esfuerzo cuando se procesan las láminas usando un ángulo de cizalla de 150°, esto es por el mayor nivel de ajuste aplicado para el dado de cizalla de 150°. La temperatura y los pases de cizalla también son variables importantes del proceso, pero no se aprecia una incidencia significativa en el nivel de esfuerzo aplicado durante el proceso ECASD al variar la temperatura.

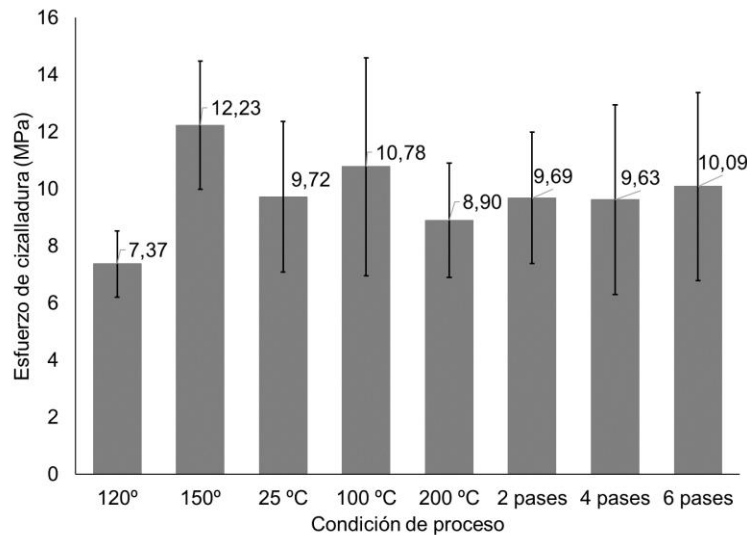


Figura 2-18. Variación del esfuerzo de cizalladura promedio respecto al ángulo, la temperatura y el número de pases durante el proceso ECASD.

2.3.2 Análisis estadístico de las variables de proceso ECASD respecto al esfuerzo de cizalladura.

Este análisis estadístico permite caracterizar el esfuerzo de cizalladura aplicado en el proceso *ECASD*, determinando como cada una de las variables de proceso tienen influencia en el valor de esfuerzo necesario para hacer pasar la lámina de AZ31B a través del dado de cizalla. Dicho análisis estadístico fue realizado usando las librerías *Statsmodels* de *Python* [49]. Adicionalmente, para evaluar la variación en el valor-p a fin de obtener un análisis global de las variables de proceso, se aplicó una prueba de rango Post-Hoc mediante la prueba estadística Tukey a fin de determinar la diferencia entre grupos de medidas como se muestra en la Tabla 2-3.

Tabla 2-3 Cambio del valor-p y análisis variacional para las condiciones de proceso ECASD respecto al esfuerzo de cizalladura

Variable de Proceso	Valor-P	Grupos	Prueba-Tukey
Ángulo (°)	0,00	120-150	Si
Temperatura (°C)	0,00	25-100	Si
		25-200	Si
		100-200	Si
Pases	3.66x 10 ⁻⁵⁷	2-4	No
		2-6	Si
		4-6	Si

Los resultados estadísticos de la Tabla 2-3 muestran que para cada una de las variables se obtiene un valor-p mucho menor a 0,05, indicando que la variación del ángulo, la temperatura y los pases de cizalla afectan el valor de esfuerzo de cizalladura necesario para la realización del proceso *ECASD*. Cuando se hace el análisis de rango, se encuentra que solo los grupos de mediciones de 2 y 4 pases de cizalla no cuentan con una diferencia significativa entre sus valores promedios cuando se aplica la prueba Tukey.

Los resultados estadísticos mostrados en la Tabla 2-3 permiten comparar los resultados promedios de los esfuerzos de cizalladura como se muestran en la Figura 2-18. Para cada una de las variables de proceso, se observa que al incrementar de 25°C a 100°C la temperatura de proceso, se incrementa el esfuerzo de cizalladura pasando de 9,72 MPa a 10,78 MPa, pero cuando se procesa la lámina a 200°C este esfuerzo de cizalladura cae a 8,90 MPa, lo que está asociado al incremento de la ductilidad y pérdida de la resistencia de la aleación al ser procesada a mayor temperatura. Por otro lado, al interpretar el efecto de los sucesivos pases de cizalla, se observa que para 2 y 4 pases no se da un incremento en la cantidad de esfuerzo de cizalladura, pero para 6 pases se obtiene un incremento pasando de 9,63 MPa hasta 10,09 MPa como se observa en la Figura 2-18. Esto indica que la lámina en

los primeros 4 pases cuenta con suficiente ductilidad para asimilar la deformación por cortante, pero al aplicar 6 pases de cizalladura se pierde dicha ductilidad, lo que se ve reflejado en el incremento de la resistencia de la lámina.

2.4 Análisis de resultados

Al analizar las curvas de esfuerzos requeridos para realizar el esfuerzo de cizalla sobre las láminas de AZ31B, se puede intuir que la lámina inicialmente muestra una resistencia a pasar por el dado de cizalla, pero luego que se inicia el paso por el dado, la lámina sigue pasando en una condición de esfuerzo constante para el dado de 150°, lo que muestra que se deben realizar deformaciones a ángulos menos severos, si se quiere lograr homogeneidad en el proceso *ECASD*. Sin embargo, el ángulo de 120° a pesar de ser más severo muestra ser más homogéneo en los primeros pasos de cizalla, donde la lámina asimila la deformación aplicada, lo que puede estar asociado al menor nivel de ajuste que se usa para procesar la lámina con el dado de ángulo de 120°.

Tabla 2-4. Cálculo de deformaciones unitarias aplicadas por cizalladura, para 2, 4 y 6 pases a 120° y 150°

	ϵ para (150°)	ϵ para (120°)
2 pases	0,31	0,67
4 pases	0,62	1,33
6 pases	0,93	2,00

Tomando como base el modelo desarrollado por Zisman [33], se puede calcular la deformación aplicada para cada una de las condiciones de proceso *ECASD* como se muestra en la Tabla 2-4. Al detallar los valores de deformación unitaria calculados, se puede observar que el proceso *ECASD* logra aplicar sobre las láminas altas deformaciones en un rango de 0,31 a 2,00, lo que es un valor alto considerando que las aleaciones de magnesio toleran baja deformación plástica cuando son evaluadas en tensión o compresión, comparado con lo reportado comúnmente en la literatura [50] y esquematizado en la Figura 2-19, donde solo se logran deformaciones unitarias tanto en compresión como en tensión por debajo de 0,15. El incremento en la deformación tolerada por el material está asociado los cambios microestructurales generados por el reacondicionamiento de la textura que se da durante la formación de maclas, pero este tema se profundizará en los siguientes capítulos de este trabajo.

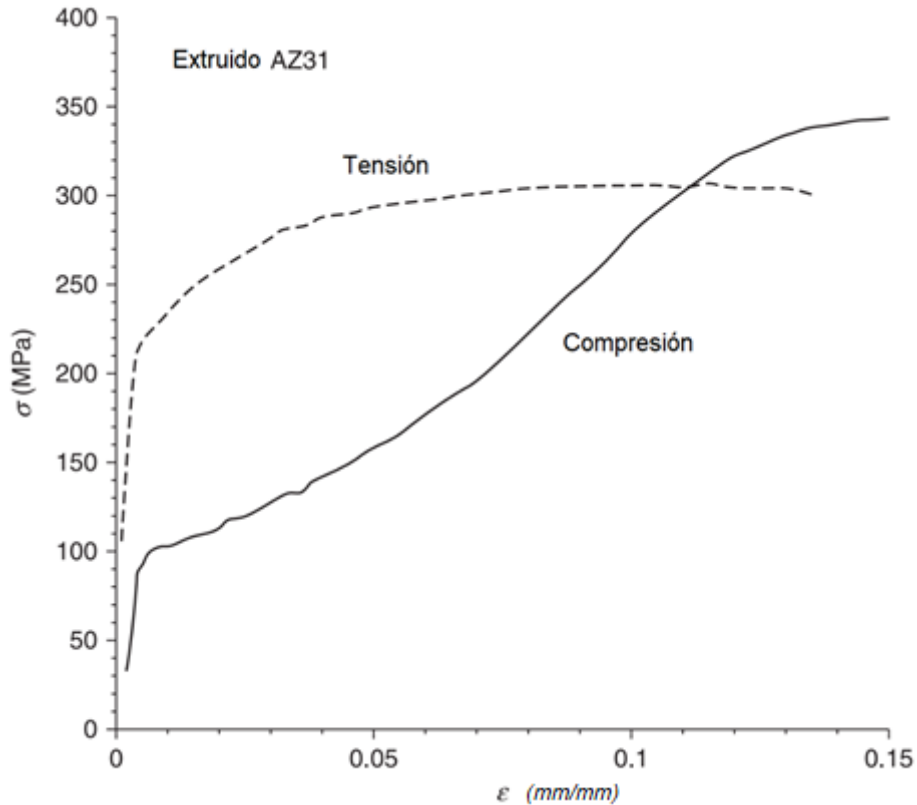


Figura 2-19. Curva esfuerzo-deformación reportada en la literatura para AZ31 extruido [50].

Del análisis estadístico realizado para interpretar como las variables del proceso *ECASD* inciden en las condiciones de esfuerzo necesarias para pasar la lámina de AZ31B a través del dado, se puede definir que tanto el ángulo, la temperatura y el número de pases modifican las condiciones de esfuerzo necesarias para pasar la lámina a través del dado, aunque el efecto de estas variables es mínimo ya que los valores de esfuerzo bajo los cuales se da la cizalladura son relativamente bajos (menores a 13 MPa).

Durante el proceso *ECASD* se aplican esfuerzos inferiores al esfuerzo de cedencia de la aleación AZ31, pero se logran deformaciones tan altas como las planteadas por el modelo de Zisman, donde la mayor cantidad de deformación se aplica principalmente en la superficie de la lámina. Por ende, para que la lámina no se fracture o fisure es necesario garantizar óptimas condiciones de lubricación.

2.5 Conclusiones

El proceso *ECASD* al igual que muchos procesos de deformación plástica severa, muestra ser un proceso ideal para aplicar altas deformaciones mediante esfuerzos cortantes a láminas metálicas, ya que permite un procesado continuo y homogéneo, garantizando alta eficiencia y repetibilidad del proceso permitiendo controlar variables como ángulo de deformación, temperatura y número de pases.

Los procesos de deformación plástica severa reportados en la literatura normalmente requieren de altas cargas para lograr la deformación del material, lo que se traduce en elevados consumos de energía para lograr la deformación sobre el material, mientras que el proceso *ECASD* es un proceso que se puede realizar a bajas cargas de deformación, logrando inducir deformación por cortante sobre el material.

Para el procesado de láminas de aleación de magnesio AZ31B, la técnica *ECASD* se potencia como una alternativa viable en la modificación de las propiedades elasto-plásticas de estas aleaciones. Dicha técnica puede inducir deformaciones en la superficie de la lámina promoviendo de este modo el debilitamiento de la textura basal, lo que se traduce finalmente en que este tipo de materiales lleguen a ser más aptos a la deformación y con ello, que durante la fabricación de piezas pueda reducirse la formación de grietas en la superficie y así lograr desarrollar piezas de aleaciones de magnesio por proceso de embutido o estampado, con adecuadas prestaciones mecánicas para aplicaciones automotrices y aeronáuticas.

2.6 Referencias

- [1] B. L. Mordike and T. Ebert, "Magnesium: Properties — applications — potential," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 302, no. 1, pp. 37–45, 2001.
- [2] W. J. Joost and P. E. Krajewski, "Towards magnesium alloys for high-volume automotive applications," *Scr. Mater.*, vol. 128, pp. 107–112, 2017.
- [3] S. You, Y. Huang, K. U. Kainer, and N. Hort, "Recent research and developments on wrought magnesium alloys," *J. Magnes. Alloy.*, vol. 5, no. 3, pp. 239–253, 2017.
- [4] I. Polmear, D. StJohn, J.-F. Nie, and M. Qian, "6 - Magnesium Alloys," in *Light Alloys (Fifth Edition)*, Fifth Edit., I. Polmear, D. StJohn, J.-F. Nie, and M. Qian, Eds. Boston: Butterworth-Heinemann, 2017, pp. 287–367.
- [5] Y. Q. Cheng, H. Zhang, Z. H. Chen, and K. F. Xian, "Flow stress equation of AZ31 magnesium alloy sheet during warm tensile deformation," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 208, no. 1, pp. 29–34, 2008.
- [6] X. Yu, Y. Li, Q. Wei, Y. Guo, T. Suo, and F. Zhao, "Microstructure and mechanical behavior of ECAP processed AZ31B over a wide range of loading rates under compression and tension," *Mech. Mater.*, vol. 86, pp. 55–70, 2015.
- [7] A. Luque, M. Ghazisaeidi, and W. A. Curtin, "Deformation modes in magnesium (00.167em00.167em00.167em1) and (0111) single crystals: simulations versus experiments," *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 21, no. 4, p. 45010, Apr. 2013.
- [8] S.-J. Kim, C. Lee, J. Koo, J. Lee, Y.-S. Lee, and D. Kim, "Improving the room-temperature formability of a magnesium alloy sheet by texture control," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 724, pp. 156–163, 2018.
- [9] X. Wang *et al.*, "Deformation of twins in a magnesium alloy under tension at room temperature," *J. Alloys Compd.*, vol. 594, pp. 44–47, 2014.
- [10] M. Zecevic, I. J. Beyerlein, and M. Knezevic, "Activity of pyramidal I and II $\langle c+a \rangle$ slip in Mg alloys as revealed by texture development," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 111, pp. 290–307, 2018.
- [11] H. Fan and J. A. El-Awady, "Towards resolving the anonymity of pyramidal slip in magnesium," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 644, pp. 318–324, 2015.
- [12] T. G. Langdon, "The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 462, no. 1–2, pp. 3–11, Jul. 2007.
- [13] S. R. Agnew *et al.*, "Assessment of equal channel angular extrusion processing of magnesium alloys," *Magnes. Technol.*, pp. 243–247, Nov. 2001.

- [14] R. Kapoor, "Chapter 20 - Severe Plastic Deformation of Materials," in *Materials Under Extreme Conditions*, A. K. Tyagi and S. Banerjee, Eds. Amsterdam: Elsevier, 2017, pp. 717–754.
- [15] A. Azushima *et al.*, "Severe plastic deformation processes for metals," *CIRP Ann.*, vol. 57, no. 2, pp. 716–735, 2008.
- [16] L. S. Toth and C. Gu, "Ultrafine-grain metals by severe plastic deformation," *Mater. Charact.*, vol. 92, pp. 1–14, 2014.
- [17] S. T. Adedokun, "A Review on Equal Channel Angular Extrusion as a Deformation and Grain Refinement Process," *J. Emerg. Trends Eng. Appl. Sci.*, vol. 2, no. 2, pp. 360–363, 2011.
- [18] L. Dupuy and E. F. Rauch, "Deformation paths related to equal channel angular extrusion," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 337, no. 1–2, pp. 241–247, Nov. 2002.
- [19] S. Frint, M. Hockauf, P. Frint, and M. F.-X. Wagner, "Scaling up Segal's principle of Equal-Channel Angular Pressing," *Mater. Des.*, vol. 97, pp. 502–511, 2016.
- [20] F. Djavanroodi, B. Omranpour, M. Ebrahimi, and M. Sedighi, "Designing of ECAP parameters based on strain distribution uniformity," *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.*, vol. 22, no. 5, pp. 452–460, 2012.
- [21] J. Kawalko *et al.*, "Microstructure of titanium on complex deformation paths: Comparison of ECAP, KOBO and HE techniques," *Mater. Charact.*, vol. 141, pp. 19–31, 2018.
- [22] M. A. Valdes-Tabernerero, R. Sancho-Cadenas, I. Sabirov, M. Y. Murashkin, I. A. Ovid'ko, and F. Galvez, "Effect of SPD processing on mechanical behavior and dynamic strain aging of an Al-Mg alloy in various deformation modes and wide strain rate range," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 696, pp. 348–359, 2017.
- [23] V. M. Segal, "Materials processing by simple shear," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 197, no. 2, pp. 157–164, 1995.
- [24] Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto, and T. G. Langdon, "Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials," *Scr. Mater.*, vol. 35, no. 2, pp. 143–146, 1996.
- [25] T. Lowe and R. Valiev, *Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation*, 1st ed. Dordrecht: Springer Netherlands, 2000.
- [26] L. Zhang, G. Huang, H. Zhang, and B. Song, "Cold stamping formability of AZ31B magnesium alloy sheet undergoing repeated unidirectional bending process," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, no. 4, pp. 644–649, 2011.
- [27] D. LIU, Z. LIU, and E. WANG, "Improving single pass reduction during cold rolling by controlling initial texture of AZ31 magnesium alloy sheet," *Trans.*

Nonferrous Met. Soc. China, vol. 28, no. 2, pp. 244–250, 2018.

- [28] A. Tripathi, S. V. S. N. Murty, and P. R. Narayanan, “Microstructure and texture evolution in AZ31 magnesium alloy during caliber rolling at different temperatures,” *J. Magnes. Alloy.*, vol. 5, no. 3, pp. 340–347, 2017.
- [29] A. A. Zisman, V. V. Rybin, S. Van Boxel, M. Seefeldt, and B. Verlinden, “Equal channel angular drawing of aluminium sheet,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 427, no. 1–2, pp. 123–129, Jul. 2006.
- [30] G. Purcek, “Principles of equal-channel angular sheet extrusion (ECASE): application to if-steel sheets,” *Rev. Adv. Mater. Sci.*, vol. 25, pp. 42–51, Nov. 2010.
- [31] H. H. Lee, J. I. Yoon, and H. S. Kim, “Single-roll angular-rolling: A new continuous severe plastic deformation process for metal sheets,” *Scr. Mater.*, vol. 146, pp. 204–207, 2018.
- [32] G. Zhou, M. K. Jain, P. Wu, Y. Shao, D. Li, and Y. Peng, “Experiment and crystal plasticity analysis on plastic deformation of AZ31B Mg alloy sheet under intermediate temperatures: How deformation mechanisms evolve,” *Int. J. Plast.*, vol. 79, pp. 19–47, 2016.
- [33] U. Chakkingal, A. B. Suriadi, and P. F. Thomson, “The development of microstructure and the influence of processing route during equal channel angular drawing of pure aluminum,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 266, no. 1–2, pp. 241–249, Jun. 1999.
- [34] N. V. Dudamell *et al.*, “Twinning and grain subdivision during dynamic deformation of a Mg AZ31 sheet alloy at room temperature,” *Acta Mater.*, vol. 59, no. 18, pp. 6949–6962, 2011.
- [35] M. A. Kumar, M. Wroński, R. J. McCabe, L. Capolungo, K. Wierzbanski, and C. N. Tomé, “Role of microstructure on twin nucleation and growth in HCP titanium: A statistical study,” *Acta Mater.*, vol. 148, pp. 123–132, 2018.
- [36] C. Mo and A. Kontsos, “Twinning contributions to strain localizations in magnesium alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 722, pp. 206–215, 2018.
- [37] D. Sarker and D. L. Chen, “Dependence of compressive deformation on pre-strain and loading direction in an extruded magnesium alloy: Texture, twinning and de-twinning,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 596, pp. 134–144, 2014.
- [38] A. Levinson, R. K. Mishra, R. D. Doherty, and S. R. Kalidindi, “Influence of deformation twinning on static annealing of AZ31 Mg alloy,” *Acta Mater.*, vol. 61, no. 16, pp. 5966–5978, 2013.
- [39] H. Zhang, G. Huang, D. Kong, G. Sang, and B. Song, “Influence of initial texture on formability of AZ31B magnesium alloy sheets at different temperatures,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, no. 10, pp. 1575–1580, 2011.

- [40] Y. Q. Cheng, Z. H. Chen, and W. J. Xia, "Drawability of AZ31 magnesium alloy sheet produced by equal channel angular rolling at room temperature," *Mater. Charact.*, vol. 58, no. 7, pp. 617–622, Jul. 2007.
- [41] Y. Q. Cheng, Z. H. Chen, W. J. Xia, and T. Zhou, "Effect of channel clearance on crystal orientation development in AZ31 magnesium alloy sheet produced by equal channel angular rolling," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 184, no. 1–3, pp. 97–101, Apr. 2007.
- [42] F. Z. Hassani and M. Ketabchi, "Nano grained AZ31 alloy achieved by equal channel angular rolling process," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 21, pp. 6426–6431, 2011.
- [43] J.-C. Lee, H.-K. Seok, J.-H. Han, and Y.-H. Chung, "Controlling the textures of the metal strips via the continuous confined strip shearing(C2S2) process," *Mater. Res. Bull.*, vol. 36, no. 5–6, pp. 997–1004, Mar. 2001.
- [44] Y. Huang and P. B. Prangnell, "Continuous frictional angular extrusion and its application in the production of ultrafine-grained sheet metals," *Scr. Mater.*, vol. 56, no. 5, pp. 333–336, Mar. 2007.
- [45] Y. H. Ji and J. J. Park, "Analysis of thermo-mechanical process occurred in magnesium alloy AZ31 sheet during differential speed rolling," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 485, no. 1–2, pp. 299–304, Jun. 2008.
- [46] W. J. Kim, M. J. Lee, B. H. Lee, and Y. B. Park, "A strategy for creating ultrafine-grained microstructure in magnesium alloy sheets," *Mater. Lett.*, vol. 64, no. 6, pp. 647–649, Mar. 2010.
- [47] Loorentz and Y. G. Ko, "Effect of differential speed rolling strain on microstructure and mechanical properties of nanostructured 5052 Al alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 586, pp. S205–S209, 2014.
- [48] M. P. Groover, *Fundamentals of Modern Manufacturing Materials, Processes, and Systems*, Fifth Edit. Wiley, 2004.
- [49] S. Seabold and J. Perktold, "Statsmodels: Econometric and Statistical Modeling with Python," in *Proceedings of the 9th Python in Science Conference*, 2010, pp. 57–61.
- [50] M. R. Barnett, "Twinning and its role in wrought magnesium alloys," in *Advances in Wrought Magnesium Alloys: Fundamentals of Processing, Properties and Applications*, C. Bettles and M. Barnett, Eds. Woodhead Publishing, 2012, pp. 105–143.

3. INFLUENCIA DEL PROCESO ECASD SOBRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN AZ31B

3.1 Marco Teórico y Estado del Arte

Las aleaciones de magnesio han tomado relevancia por sus excelentes propiedades mecánicas, tales como su resistencia específica y su rigidez, potenciando aplicaciones estructurales en la industria automotriz y aeronáutica. Sin embargo, la baja ductilidad de las aleaciones de magnesio durante la conformación en frío ha limitado el avance en la implementación de procesos de manufactura que permitan bajos costos de producción.

La pobre ductilidad de las aleaciones de magnesio ha sido atribuida al comportamiento altamente anisotrópico de los sistemas de deslizamiento. De acuerdo a lo reportado en la literatura, los esfuerzos cortantes críticos a temperatura ambiente de un sistema de deslizamiento basal es 1/100 del esfuerzo cortante crítico para los sistemas prismáticos y piramidales, pero hay que tener en cuenta además que estos sistemas basales solo proveen dos sistemas de deslizamiento independientes [1], [2]. Recientes estudios han mostrado que las aleaciones de magnesio pueden ser extremadamente dúctiles a temperatura ambiente cuando se realiza una modificación de la textura mediante procesos de deformación plástica severa (SPD). Esto a su vez permite que estos materiales logren una baja resistencia a la cedencia con un alto valor del exponente de endurecimiento por deformación. En particular, los procesos SPD han permitido el control de la textura evitando que exista una textura basal predominante, lo que se traduce en el control de las propiedades mecánicas en láminas de aleaciones de magnesio con embutibilidad mejorada; propiedad relevante para procesos de producción de piezas por embutido o estampado en industrias tan exigentes como la automotriz [3]–[5].

Al aplicar procesos SPD, se han obtenido porcentajes de elongación cercanos al 15% a temperatura ambiente, cuando el proceso de deformación permite obtener reducciones de tamaño de grano de 400 hasta 17 μm . Aleaciones de magnesio AZ31B con tamaños de grano menores a 1 μm han superado el 40% en el porcentaje de elongación, lo que ha planteado la activación de mecanismos de deformación complementarios que aportan deformación plástica además del sistema de deslizamiento basal. Entre tales mecanismos de deformación que aportan a la deformación plástica están el deslizamiento de los límites de grano y el maclado [6]–[8].

El comportamiento de las aleaciones de magnesio luego de los diversos procesos SPD, han mostrado ciertas inconsistencias ya que en algunos casos se da un incremento de la resistencia a la cedencia, pero en otros casos se ha reportado la disminución en esta propiedad. Por otra parte, el cambio en el comportamiento

plástico ha sido relacionado con el cambio de la textura de dichas aleaciones. La Tabla 3-1 muestra una aleación AZ31 procesada por ECAP donde la resistencia mecánica y la ductilidad varían dependiendo del procesado y las características microestructurales de la aleación. Además de la resistencia, la dureza es una propiedad que varía con el procesado por ECAP. En particular, algunos estudios muestran que en condición de extruida; la aleación AZ31 cuenta una microdureza de 44,5 HV y luego de cuatro pases por ECAP esta propiedad aumenta a 64,1 HV evidenciando el endurecimiento por deformación generado por el proceso [5], [9]–[11].

Tabla 3-1. Efecto del proceso ECAP y del tamaño de grano sobre las propiedades mecánicas de la aleación AZ31 [9]

Ángulo (°)	Ruta	Temperatura (°C)	Condición	Tamaño de grano (µm)	TYS (MPa)	UTS (MPa)	% EL
$\Phi = 110$ $\Psi = 20$	--	--	Colado	75	100	160	9
	--	300	Extruido	2,5	265	319	28
	Bc	200	8 pases	0,7	217	282	30
$\Phi = 90$ $\Psi = 30$	--	--	Extruido	48,3	200,5	298,2	4,3
	Bc	320	1 pase	8,1	125,5	265,2	8,3
	Bc	200	4 pases	2,5	180,3	286,6	9,4

El maclado que originalmente fue llamado líneas de Neumann en 1849, consiste en una progresiva acumulación de dislocaciones capaces de reestablecer la secuencia de apilamiento en una región de un cristal y de este modo obtener una zona con orientación cristalográfica diferente, la cual debe adoptar una imagen especular perfecta de la matriz. En estructuras hcp; con excepción de las maclas sobre los planos $\{11\bar{2}1\}$, la contribución del movimiento de átomos es necesaria para alcanzar la imagen especular y la restitución de la secuencia de apilamiento [12], [13]. El maclado está relacionado con la densidad de dislocaciones. Es por ello que el incremento en la temperatura de un material permite incrementar el número de dislocaciones y como consecuencia es necesario aplicar mayores niveles de esfuerzos para la nucleación de maclas en la red cristalina. La dependencia del maclado con la temperatura ha sido observada en pocos modos de maclados, ya que en general se considera que los procesos de maclados son atérmicos [12], [14], [15].

En general, la baja ductilidad de las aleaciones de Mg está asociada principalmente a su sistema cristalino hexagonal compacto (hcp) que no posee cinco (5) sistemas de deslizamientos independientes a temperatura ambiente, que permitan desarrollar deformaciones plásticas aleatorias en sistemas policristalinos como lo define el criterio de Von Mises. La asimetría de los sistemas hcp de las aleaciones de magnesio promueve la tendencia de estas aleaciones al maclado, y por su relación

c/a (relación entre los parámetros de red) que es menor a $\sqrt{3}$ se propicia la activación de maclas por la extensión del eje C [6], [16]–[20].

Las direcciones de fácil deslizamiento en sistemas cristalográficos hcp están asociadas a las direcciones $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ o $\langle a \rangle$, las cuales son direcciones perpendiculares al eje c del cristal hexagonal, lo que no genera elongación o contracción en la dirección paralela al eje c. A bajas temperaturas los conjuntos de planos que dominan estos deslizamientos son los tres basales (0001) , los tres prismáticos $\{10\bar{1}0\}$ y los seis piramidales $\{10\bar{1}1\}$, como se muestra en la Figura 3-1, donde la activación de los sistemas de deslizamientos para materiales hcp policristalinos ocurre por la acumulación de esfuerzos generados en las fronteras de grano. Para la acumulación de deformación en la dirección del eje c, es necesario la activación de sistemas de maclados los cuales son dominantes a bajas temperaturas homólogas [21]–[24].

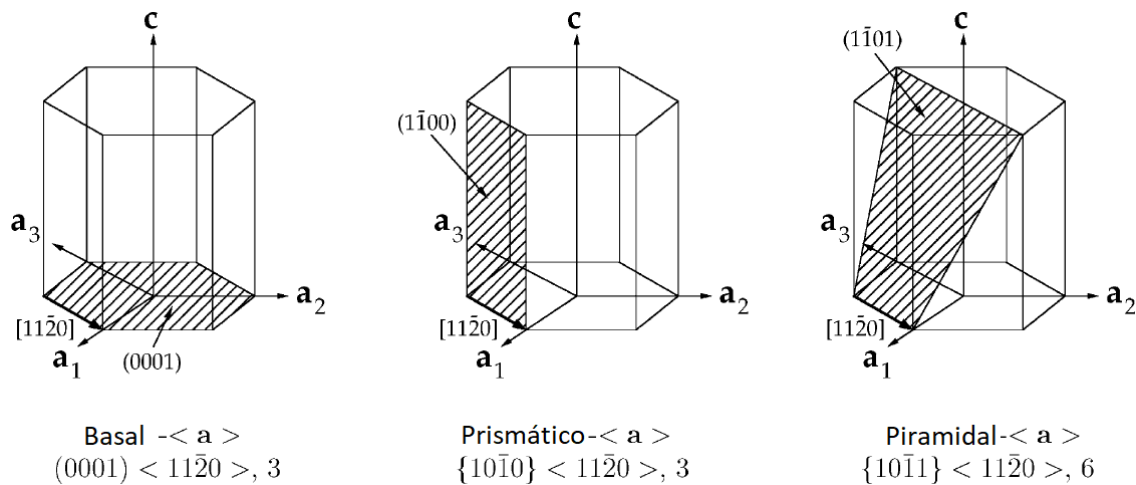


Figura 3-1. Sistemas de deslizamientos basal $\langle a \rangle$, prismático $\langle a \rangle$ y piramidal $\langle a \rangle$ [21]

Los mecanismos de nucleación de maclas son muy conocidos en los materiales policristalinos con sistemas cristalinos hexagonales compactos (hcp), para los cuales hay una alta dependencia entre la orientación de los límites de grano y la nucleación de maclas, aunque existe muy poco conocimiento de que mecanismos rigen este proceso de nucleación de las maclas [12]. Sin embargo, Staroselsky y Anand en 2003 determinaron que a temperatura ambiente existen dos mecanismos principales para la deformación de aleaciones de magnesio AZ31B: (i) el deslizamiento sobre los sistemas de deslizamiento basal $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$, prismático $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ y el piramidal $\{10\bar{1}1\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$, y (ii) el maclado sobre sistema piramidal $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}011 \rangle$ [18], [21], [25].

Resultados obtenidos por Chen y otros mostraron que el inicio de la deformación en las aleaciones de magnesio AZ31 está influenciado por el deslizamiento sobre los

planos basales, pero rápidamente se incrementa la deformación plástica por la contribución de las dislocaciones, ya que después de un 1% de la deformación plástica, entre el 80% al 90% de la deformación plástica es aportada por el maclado hasta alcanzar un estado de saturación [18], [25].

Estudios realizados Yu y otros, han mostrado un incremento de las propiedades mecánicas de las aleaciones AZ31B cuando son procesadas por técnicas de deformación plástica severa. En la Tabla 3-2 se puede observar que las propiedades en compresión varían significativamente respecto a las propiedades en tensión y también determinaron que las aleaciones AZ31 procesadas por ECAP experimentan endurecimiento a medida que se procesa y simultáneamente incrementan su ductilidad [26]–[28].

Tabla 3-2. Propiedades mecánicas de la aleación de magnesio AZ31 procesada por ECAP [26]

Condición	Compresión			Tensión		
	σ_y (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	ϵ	σ_y (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	ϵ
0 Pases	91	329	0,08	141	239	0,08
4 Pases	147	387	0,11	111	250	0,17

El maclado en los planos $\{10\bar{1}2\}$ es el modo de maclado más importante en los sistemas hexagonales, ya que está fuertemente relacionado con el endurecimiento por deformación y la anisotropía del material. Las maclas $\{10\bar{1}2\}$ generan una rotación máxima del arreglo cristalino, respecto a su red cristalina original alcanzando 87° de rotación. El efecto de esta alta rotación es típico en las aleaciones de magnesio, ya que un 7% de deformación genera una rotación casi completa de la red cristalina original. En las aleaciones de magnesio, durante la deformación plástica a bajas temperaturas se promueve la recristalización dinámica (*Dynamic Recrystallization-DRX*), generando un fuerte efecto de texturizado. La interacciones entre maclas y sistemas de deslizamientos, como entre diferentes tipos de maclas, ha sido el mayor impedimento para el desarrollo de procesos industriales mediante el conformado plástico de este tipo de aleaciones [12], [29]–[31].

Aunque los planos basales y las maclas en tensión son las responsables del acomodamiento de la deformación en las aleaciones de magnesio AZ31, estos mecanismos de deformación no inciden significativamente en los esfuerzos de fluencia, ni tampoco en el endurecimiento por deformación que experimentan las aleaciones de sistema cristalino hexagonal. Para estos sistemas cristalinos el endurecimiento por deformación es dominado por el sistema de deslizamiento prismático, promoviendo un endurecimiento por deformación aproximadamente lineal [32]. Estudios realizados por Koike en 2002, mostraron que cuando se aplican deformaciones sobre aleaciones de magnesio AZ31, el maclado inicia luego del 2%

de deformación, pero se hace realmente notable luego del 16% de deformación [6], [33], [34].

La aleación de magnesio AZ31 muestra una caída significativa de sus valores de anisotropía cuando es deformada a temperatura superiores a la temperatura ambiente e inferiores a 200°C, esta caída es reportada en la literatura como resultado del deslizamiento de los límites de grano (GBS - *Grain Boundary Sliding*). Adicionalmente, estudios realizados por Stanford en el 2011, enfocados en el análisis del cambio de textura en el material deformado, evidenciaron que la caída de la anisotropía está más asociada a la activación de los sistemas de deslizamientos piramidales que se activan a medida que se incrementa la temperatura [35], [36].

Estudios realizados por Agnew en el 2001, mostraron que la aleación de magnesio AZ31 refleja la formación de grietas durante los procesos de deformación por ECAP a 90°, para temperaturas inferiores a 200°C y que a temperaturas superiores a 200°C el efecto del proceso ECAP no incrementa el comportamiento mecánico de la aleación AZ31 dado que se induce la recuperación de la deformación y recristalización durante se desarrolla el proceso, lo que no permite que se genere la formación y acumulación de dislocaciones u otros defectos cristalinos que promuevan el refinamiento de grano [37], [38].

G.S. Huang y otros en 2009, buscando dilucidar aplicaciones industriales para las aleaciones de magnesio, revelaron que las propiedades mecánicas y la resistencia a la conformabilidad mejoran cuando las láminas de aleaciones de magnesio cuentan con pocos planos basales paralelos a la superficie de las láminas. La inclinación de los planos basales se logró por el proceso RUB (doblado unidireccional). Sin embargo, se encontró que el proceso RUB disminuye el valor en el coeficiente de Lankford (r) de las láminas procesadas. A pesar de que este coeficiente disminuye, se incrementa la capacidad a conformado por embutición, lo que va en contradicción con el significado tradicional de este coeficiente, que ha sido usado para explicar el comportamiento de los materiales con estructura cristalina cúbica.[39]–[41].

3.2 Metodología experimental

Luego de realizar el proceso ECASD como se describió en el capítulo anterior, se llevó a cabo la caracterización mecánica mediante ensayos de tensión y microdureza, a fin de evaluar el cambio del comportamiento mecánico de las láminas de la aleación AZ31B, en función de las variables de proceso ECASD.

Para las diferentes condiciones de ensayos y el estado inicial de las láminas, se tomaron 6 microprobetas de tracción cuyas dimensiones son mostradas en la Figura 3-2, cada una de estas probetas fueron evaluadas siguiendo el procedimiento definido en la norma ASTM E8-13A, usando una máquina universal de ensayos INSTRON 5582. Los ensayos de tracción se realizaron a temperatura ambiente y a una velocidad de deformación constante de 0.5mm/min.

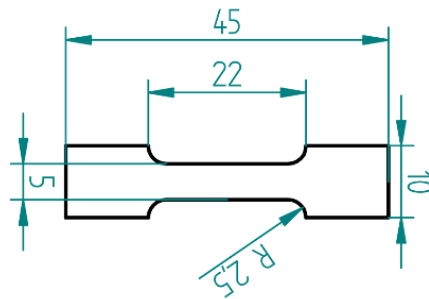


Figura 3-2. Plano microprobeta de tracción

Las láminas procesadas por ECASD también fueron evaluadas mediante perfiles de microdureza en la dirección transversal al sentido de procesamiento, siguiendo el procedimiento definido en la norma ASTM E384-11. Para dicho ensayo, se utilizó un microdurómetro digital Wilson-Wolpert Tukon 2100B. Para cada muestra se tomaron tres perfiles de microdureza con una separación aproximada de 40 μ m entre medida, la escala usada fue Microdureza Knoop (Hk) a una carga de 0,05 kilogramos fuerza (490,3mN) y un tiempo de aplicación de la carga de 15 segundos.

Finalmente, con el objetivo de usar los mismos criterios para definir las propiedades obtenidas de la caracterización mecánica arrojada en los ensayos de tracción, se usó Python para el procesamiento de las curvas esfuerzo-deformación, donde las propiedades evaluadas fueron la resistencia última, la resistencia a la cedencia, el módulo de Young aparente, la tenacidad y el porcentaje de elongación, todas estas propiedades se obtuvieron a partir del siguiente código:

```
import numpy as np  
from scipy import stats  
from scipy.optimize import curve_fit  
from scipy.integrate import trapz
```

```

from rdp import rdp
#===== # Definición de
Instancias=====
class Tracción(object):
    def __init__(self,matriz,temperatura,ángulo,pases):
        self.temperatura=temperatura
        self.pases=pases
        self.ángulo=ángulo
        self.condición=temperatura+ángulo+pases
        self.deformación=matriz[0:indicemax, 1]
        self.esfuerzo=matriz[0:indicemax,2]
        self.uts=max(self.esfuerzo)
        self.indiceuts=np.argmax(self.esfuerzo)
        self.defuts=self.deformacion[self.indiceuts]
        self.elong=max(self.deformacion)
        self.areacurva=trapz(self.esfuerzo,self.deformacion)
        self.deslizamiento=- 1*p[1]/p[0]
        self.young=p[0]
        self.indiceys=indicesigma[0][0]
        self.ys=sigma
        self.defys=defsigma
        listaindices=np.where(abs(matriz[:, 1]-(matriz[-1:, 1]-0.0005))<0.00009)[-1]
        indicemax=listaindices[-1]
        indicesup=np.where(abs(self.deformacion-0.0017)<0.00009)[0][0]

p=np.polyfit(self.deformacion[indiceinf:indicesup],self.esfuerzo[indiceinf:indicesup],
1)
    sigma=self.uts
    defsigma=self.defuts
    while True:
        epsilon=sigma/self.young+0.002
        if defsigma-epsilon>0.0001:
            defsigma=(epsilon+defsigma)/2
            indicesigma=np.where(abs(self.deformacion-defsigma)<0.0001)
            sigma=self.esfuerzo[indicesigma[0][0]]
        else:
            break
#===== #
=====
def PolyCurva(self,grado=7):
    self.poly=np.poly1d(np.polyfit(self.deformacion[0:-6],self.esfuerzo[0:-6],grado))
    self.regresión=[]
    for i in range(0,len(self.deformacion)):
        x=self.deformacion[i]
        self.regresion.append(self.poly(float(x)))
    self.respoli=self.regresion-self.esfuerzo

```

Funciones

```

def EsfDefReal(self):
    self.realdef=np.log(self.deformacion+1)
    self.realesf=self.esfuerzo*(1+self.deformacion)
    self.limelasreal=self.realdef[self.indiceys]
    self.defhomoreal=self.realdef[self.indiceuts]
def LimpiarDeslizamiento(self,key):
    esfuerzo=self.esfuerzo
    deformación= self.deformación
    cont=1
    iteraciones=0
    while cont>0:
        cont=0
        iteraciones+=1
        pendiente=[]
        for i in range(10,len(esfuerzo)):
            pendiente.append((esfuerzo[i]-esfuerzo[0])/(deformacion[i]-
deformacion[0]))
        limiteprop=np.argmax(pendiente[10:-1])
        promedioelas=np.average(pendiente[0:limiteprop])
        for i in pendiente[0:limiteprop]:
            if abs (i-promedioelas)>promedioelas/30:
                esfuerzo=np.delete(esfuerzo,0)
                deformación=np.delete(deformacion,0)
                cont=1
                break
def MediaMovil(self,t_ventana=3,iterat=False,it=0):
    ventana=np.ones(int(t_ventana))/float(t_ventana)
    self.esfuerzofilt=np.convolve(self.esfuerzo,ventana,'same')
    if iterat==True:
        for i in range(it):
            self.esfuerzofilt=np.convolve(self.esfuerzofilt,ventana,'same')
def YoungAlt(self,eps=0.00009):
    ramerx=self.deformacion
    ramery=self.esfuerzo
    ramerdouglas=rdp(zip(ramerx,ramery),epsilon=eps)
    self.ramerdouglasx=Pardoble(ramerdouglas,0)
    self.ramerdouglasy=Pardoble(ramerdouglas,1)
    x=self.ramerdouglasx
    y=self.ramerdouglasy
    self.pripend=(x[1]-x[0])/(y[1]-y[0])
    self.secpend=(x[2]-x[1])/(y[2]-y[1])
    if self.pripend > self.secpend:
        print str(self.condicion)+" Deslizamiento"
def RamerDouglas(self,epsmax=0.1,epsstep=0.002,eps=0.001):
    ramerx=self.deformacion
    ramery=self.esfuerzo
    cont=1

```

```

self.ramer={}
self.ramer[0]=zip(ramerx,ramery)
while True:
    ramerdouglas=rdp(zip(ramerx,ramery),epsilon=eps)
    self.ramer[cont]=ramerdouglas
    eps=eps+epsstep
    if eps==epsmax:
        break
    if len(ramerdouglas)==3:
        break
    if len(ramerdouglas)<3:
        print "error ramer douglas"
        break
    cont+=1
self.ramerultimo=self.ramer[cont]
self.ramerpuntomedio=self.ramerultimo[1]
def YoungAlternativo(self):
    deformlim=self.ramerpuntomedio[0]
    esfuerzolim=self.ramerpuntomedio[1]
    indexdeformlim=np.where(self.deformacion==deformlim)[0]
    indexesflim=np.where(self.esfuerzo==esfuerzolim)[0]
    primeraregiondef=self.deformacion[0:indexdeformlim]
    primeraregionesf=self.esfuerzo[0:indexesflim]
    eps=0.0001
    epsstep=0.0005
    epsmax=0.1
    ramertemp={}
    ramertemp[0]=zip(primeraregiondef,primeraregionesf)
    cont=1
    while True:
        ramerdouglas=rdp(zip(primeraregiondef,primeraregionesf),epsilon=eps)
        ramertemp[cont]=ramerdouglas
        eps=eps+epsstep
        if eps==epsmax:
            break
        if len(ramerdouglas)==3:
            break
        if len(ramerdouglas)<3:
            print "error ramer douglas"
            break
        cont+=1
    print ramertemp[cont]
    print cont
def HallarPendiente(self,x=3, fijo=False):
    self.pendiente=[]
    y=-1
    if fijo==True:

```

```

        for i in range (1,len(self.esfuerzo),1):
            self.pendiente.append((self.esfuerzo[i]-
self.esfuerzo[0])/(self.deformacion[i]-self.deformacion[0]))
            y+=1
    else:
        for i in range (x,len(self.esfuerzo),1):
            self.pendiente.append((self.esfuerzo[i]-self.esfuerzo[i-
x])/(self.deformacion[i]-self.deformacion[i-x]))
            y+=1

```

El procesamiento de los datos obtenidos de los ensayos de tracción y microdureza, se realizó usando la librería de *Statsmodels* de *Python* [42], como se mostró en el capítulo anterior, usando el mismo código desarrollado para el análisis variacional múltiple, analizando el efecto de las variables del proceso sobre cada una de las propiedades medidas.

3.3 Resultados

El proceso de deformación plástica severa aplicado sobre las láminas de magnesio AZ31B, mostró que la resistencia, la rigidez y la ductilidad del material, se afectan cuando el material es deformado a las diferentes condiciones de proceso, teniendo incidencia sobre las propiedades mecánicas las variables del proceso ECASD dadas por el ángulo de cizalla, la temperatura y el número de repeticiones o pases a través del dado de cizalladura.

3.3.1 Influencia del ángulo de cizalla en las propiedades mecánicas

Al evaluar cómo el ángulo de cizalla afecta el comportamiento mecánico de las láminas de magnesio AZ31B, se observa en la Figura 3-3 que respecto a la condición inicial, la lámina de AZ31B muestra una reducción en la resistencia a la fluencia, siendo mayor esta disminución para el proceso realizado a un ángulo de 120°. En este caso, el valor de resistencia a la cedencia se reduce en un 32% lo que representa una disminución de 49,96 MPa, pero el comportamiento la resistencia a la tracción la muestra un incremento 8,5% (20,83 MPa) respecto a la condición inicial. Al evaluar el cambio para el ángulo de proceso de 150°, se presentó una reducción en la resistencia a la cedencia de un 18% (28,44 MPa) y el incremento de la resistencia a la tracción fue de un 12% (28,68 MPa), lo que evidencia que el proceso genera un cambio del comportamiento elastoplástico de la aleación AZ31B y este cambio es dependiente del ángulo de proceso.

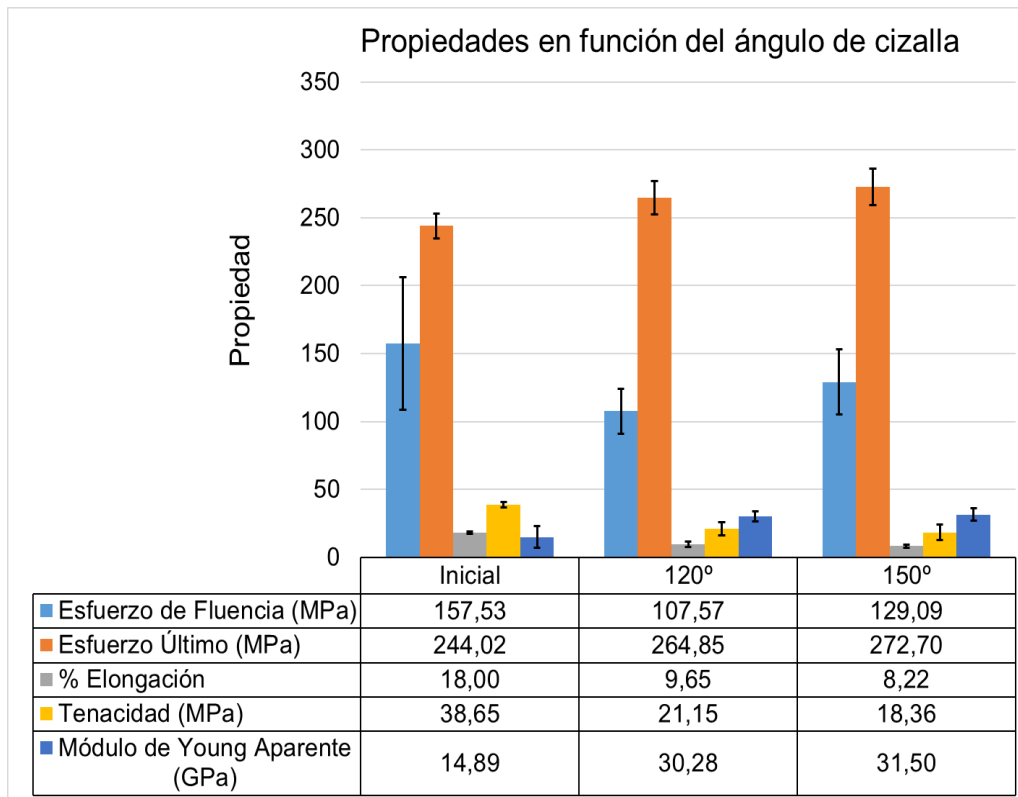


Figura 3-3. Propiedades mecánicas respecto el ángulo de cizalladura del proceso ECASD

Por otro lado, al aplicarse sobre las láminas la deformación por cortante se genera una reducción de aproximadamente un 50% en la ductilidad y la tenacidad de la aleación AZ31B, lo que se puede observar en la Figura 3-3, siendo más significativa dicha reducción para el ángulo de cizalla de 150°. Contrariamente, se logra apreciar un incremento significativo de la rigidez a través del módulo de Young aparente de la aleación en más de un 50%.

3.3.2 Influencia de la temperatura de cizalla en las propiedades mecánicas

La temperatura del proceso de cizalla incide en el cambio de la resistencia del material, lo cual se puede observar en la Figura 3-4 con un decrecimiento en el esfuerzo de fluencia del material respecto a la condición inicial. Sin embargo, se observa que dicho esfuerzo incrementa a medida que se incrementa la temperatura de proceso, mientras que al evaluar el esfuerzo máximo se aprecia una disminución de esta propiedad a la temperatura de 200°C. Esto indicaría que a las distintas condiciones de temperatura no se da un crecimiento progresivo de la resistencia a la tracción.

A diferencia de la resistencia, el comportamiento de las propiedades tales como: porcentaje de elongación, tenacidad y módulo de Young aparente, muestran un aumento progresivo al incrementar la temperatura de procesado por ECASD. No obstante, es de resaltar que el módulo de Young aparente es la única de estas propiedades que incrementa aproximadamente un 50% respecto a la condición inicial, mientras que la ductilidad vista como porcentaje de elongación y la tenacidad del material se reducen significativamente al incrementar la temperatura como se muestra en la Figura 3-4.

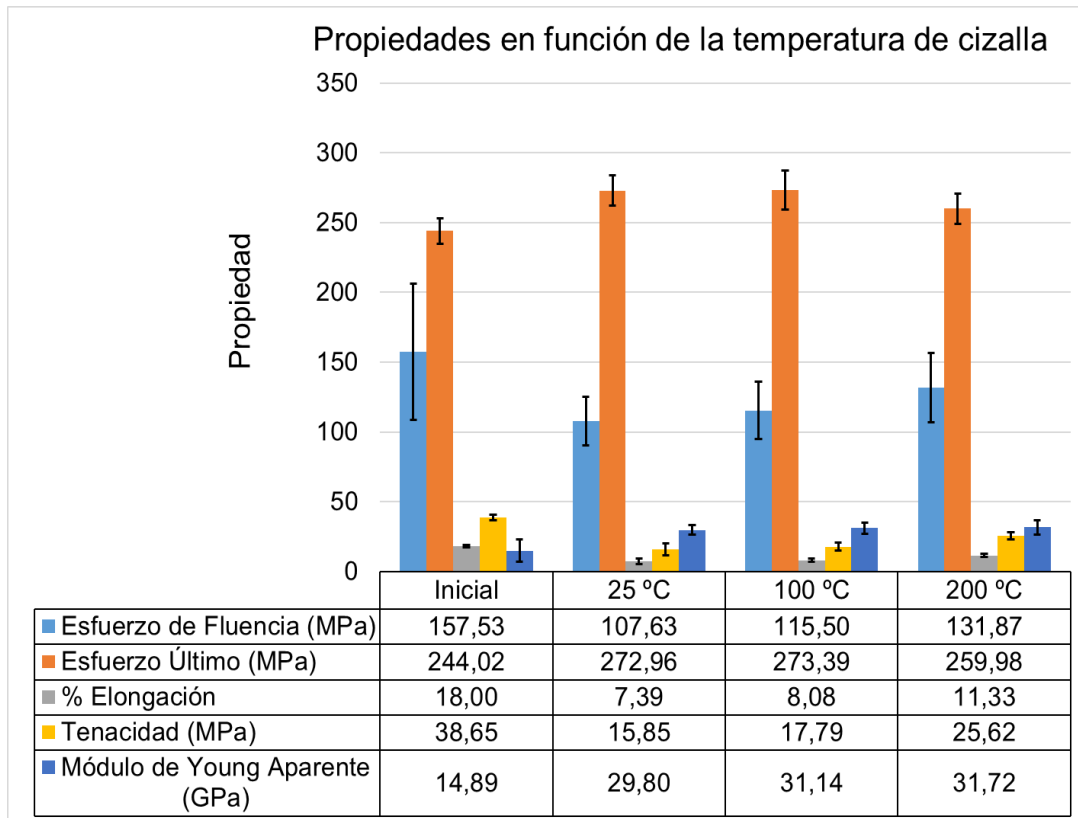


Figura 3-4. Propiedades mecánicas en función de la temperatura del proceso ECASD

Dado que la temperatura es una variable cuantitativa del proceso ECASD y se cuenta con tres condiciones de evaluación, se realizó un ajuste lineal entre la temperatura y las diferentes propiedades mecánicas evaluadas como se observa en Figura 3-5. Se encontró que existe una alta correlación entre la temperatura del proceso y cada una de las propiedades, ya que el factor de correlación R^2 es mayor de 0.9 para el esfuerzo de fluencia, el porcentaje de elongación, la tenacidad y el módulo de Young Aparente. Sin embargo, el esfuerzo último muestra un factor de correlación de 0.8. Sin embargo, el alto valor de R^2 muestra la correlación lineal que existe entre el esfuerzo último y la temperatura de proceso ECASD.

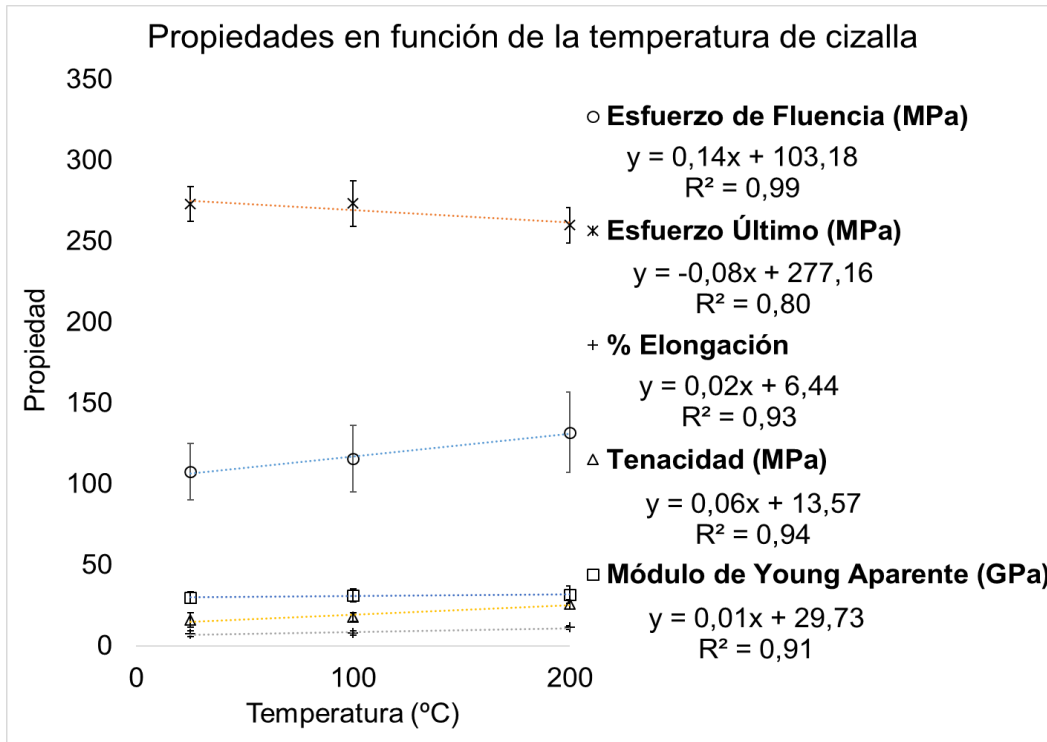


Figura 3-5. Ajuste lineal entre la temperatura y las diferentes propiedades mecánicas evaluadas

3.3.3 Propiedades mecánicas en función al número de pases de cizalla

El número de pases a través del dado de cizalla es una variable de proceso que permite realizar acumulación progresiva de deformación. Al evaluar cómo cambian las propiedades mecánicas de la lámina de aleación de magnesio AZ31B procesada por ECASD, se logra observar en la Figura 3-6 cómo después de los dos primeros pases; el comportamiento mecánico del material procesado no varía significativamente.

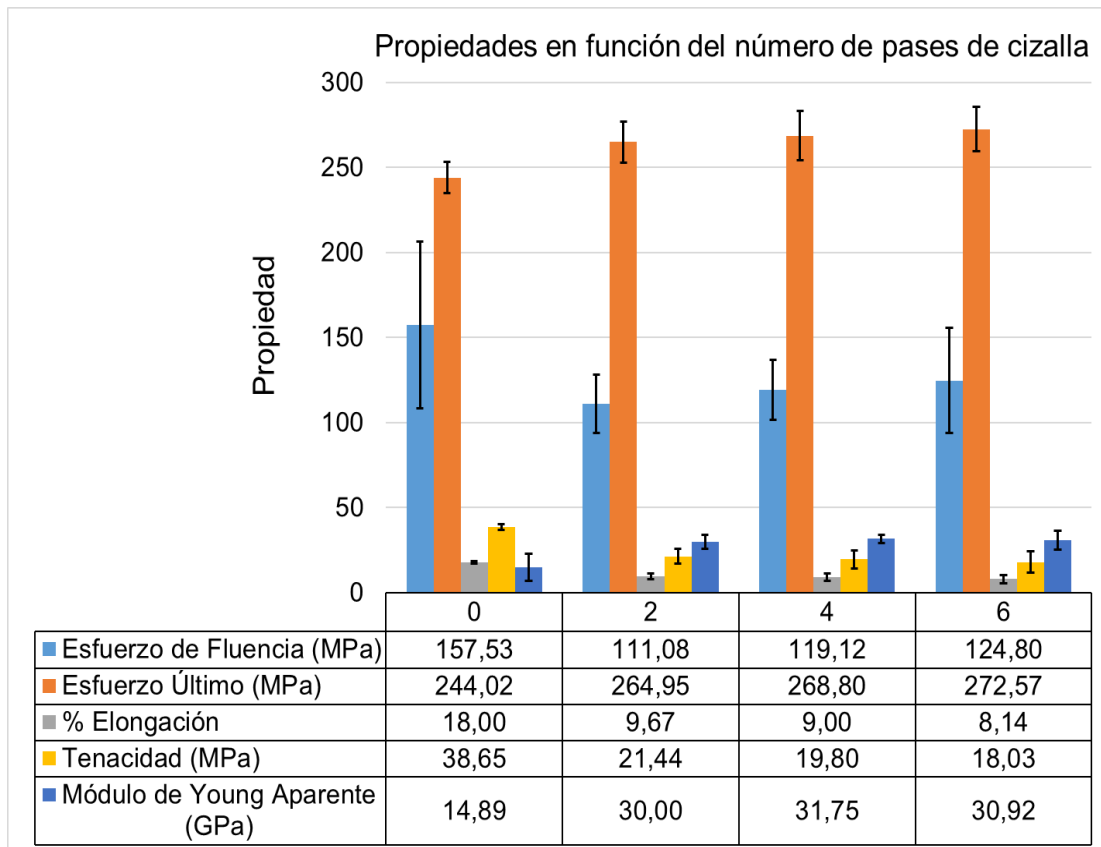


Figura 3-6. Propiedades mecánicas en función del número de pases a través del dado de cizalla

Para poder interpretar el efecto del número de pases de cizalla sobre las propiedades del material se realizó la regresión lineal, teniendo en cuenta la condición inicial de la lámina de AZ31B como la condición de cero pases de cizalla como se muestra en la Figura 3-7. Se puede observar que el esfuerzo de fluencia muestra una muy baja correlación, ya que inicialmente cae el esfuerzo de fluencia y este se va incrementando a medida que se aplica el proceso de cizalla. De igual forma, hay una baja correlación entre el módulo de Young aparente y el número de pases, ya que inicialmente se da un incremento significativo en el módulo y luego este se mantiene casi constante. Para las otras propiedades como el esfuerzo último, la elongación y la tenacidad se incrementa estos valores de correlación R^2 .

Ajuste lineal en función del número de pases de cizalla

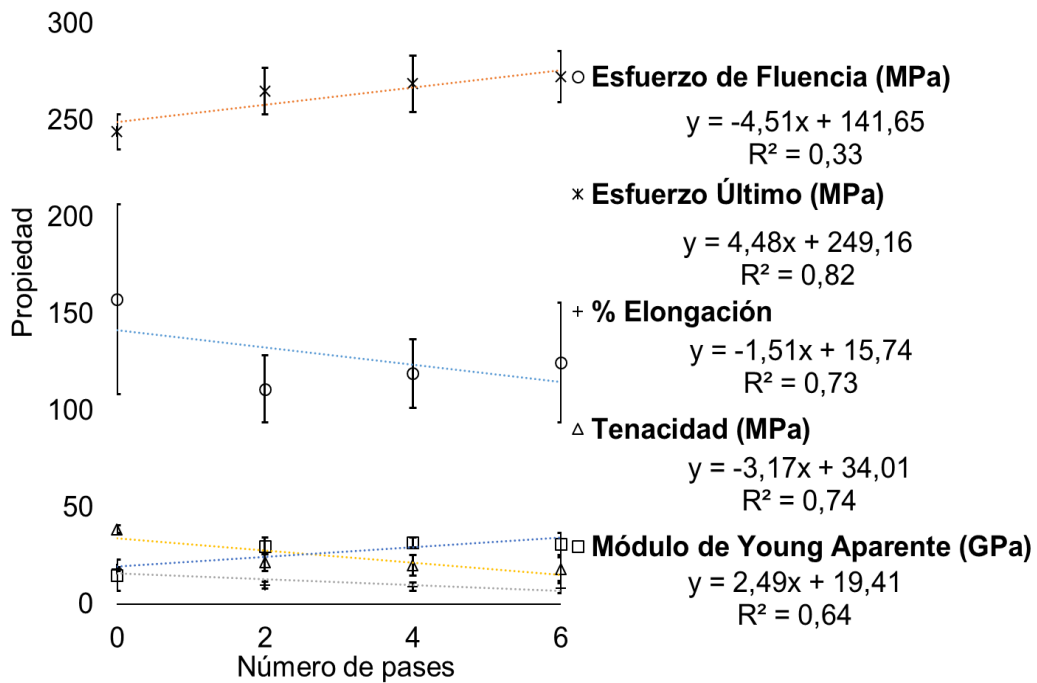


Figura 3-7. Regresiones lineales de las propiedades mecánicas respecto al número de pases incluyendo la condición inicial (0 Pases)

Con el fin de analizar solo el efecto de los pases de cizalladura del proceso ECASD, se excluyó la condición inicial del material y se evaluó como varían las propiedades para 2, 4 y 6 pases. La regresión lineal muestra mayor correlación entre las diferentes propiedades y los pases de cizalla, como se puede observar en la Figura 3-8 los valores de R^2 se aproximan a 1, excepto para el módulo de Young aparente para el cual en valor de R^2 baja a 0,28, el cual contaba con un valor de 0,64 cuando se evaluó incluyendo la condición inicial.

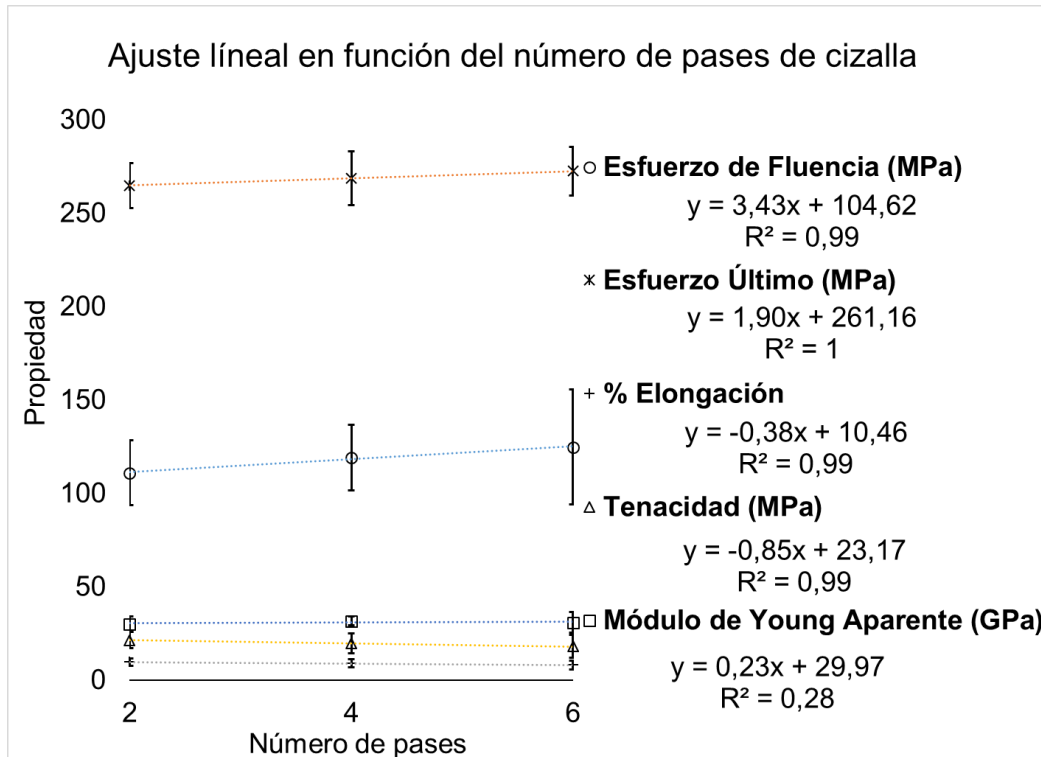


Figura 3-8. Regresiones lineales de las propiedades mecánicas respecto al número de pases sin incluir la condición inicial (0 Pases).

3.3.4 Análisis estadístico de la influencia de las variables del proceso ECASD en las propiedades mecánicas de la lámina AZ31

El análisis estadístico realizado en *Statsmodels* [42], permitió determinar la incidencia de cada uno de las variables de proceso respecto a la variación de las propiedades mecánicas, como se muestra en la Tabla 3-3. Se observó que los pases de cizalla son los que menos significancia tienen en cuanto a la variación de las propiedades mecánicas, ya que cuenta con valores-p mayores respecto a los obtenidos para la variación en el ángulo y la temperatura de proceso. Por otro lado, teniendo en cuenta que para valores-P mayores a 0,05, se puede plantear que hay una relación entre las variables analizadas, se observa que el módulo de Young aparente es la única propiedad que no puede correlacionarse con las variables de proceso, aunque si existe una variación del módulo de Young aparente respecto a la condición inicial, lo que permite plantear que no existe una influencia directa de las condiciones de proceso en el cambio de esta propiedad.

Tabla 3-3 Cambio del valor-p para cada una de las condiciones de proceso ECASD

Variable de Proceso	Propiedad Mecánica	Valor-P
Angulo (°)	Esfuerzo de Fluencia (MPa)	4,21x 10 ⁻⁷
	Esfuerzo Último (MPa)	0,0217
	Porcentaje de Elongación	0,000813
	Tenacidad (MPa)	0,00724
	Módulo de Young Aparente (GPa)	0,144
Temperatura (°C)	Esfuerzo de Fluencia (MPa)	1,59x 10 ⁻⁵
	Esfuerzo Último (MPa)	3,29x10 ⁻⁶
	Porcentaje de Elongación	7,56x10 ⁻²¹
	Tenacidad (MPa)	5,25x10 ⁻²²
	Módulo de Young Aparente (GPa)	0,159
Pases	Esfuerzo de Fluencia (MPa)	0,0412
	Esfuerzo último (MPa)	0,0562
	Porcentaje de Elongación	0,0144
	Tenacidad (MPa)	0,0277
	Módulo de Young Aparente (GPa)	0,235

3.3.5 Análisis variacional múltiple para cada una de las condiciones de proceso ECASD respecto a las propiedades mecánicas

Para determinar la variación entre las diferentes condiciones de proceso y cada una de las propiedades evaluadas, se realizó una prueba de rango *Post-Hoc* aplicando una prueba estadística Tukey mediante el uso de la librería de *Python Statsmodels* [42], la cual permitió determinar cuáles grupos de medias podían ser consideradas estadísticamente diferentes, como se muestra en la Tabla 3-4.

Tabla 3-4. Análisis variacional múltiple de las propiedades mecánicas respecto a las condiciones de proceso ECASD

Variable	Grupos	Esfuerzo Fluencia (MPa)	Esfuerzo Último (MPa)	% Elongación	Tenacidad (MPa)	Módulo Young Aparente (GPa)
Ángulo (°)	Inicial-120	Si	Si	Si	Si	Si
	Inicial-150	Si	Si	Si	Si	Si
	120-150	Si	Si	Si	Si	No
Temperatura (°C)	Inicial-25	Si	Si	Si	Si	Si

Variable	Grupos	Esfuerzo Fluencia (MPa)	Esfuerzo Último (MPa)	% Elongación	Tenacidad (MPa)	Módulo Young Aparente (GPa)
	Inicial-100	Si	Si	Si	Si	Si
	Inicial-200	No	No	Si	Si	Si
	25-100	No	No	No	No	No
	25-200	Si	Si	Si	Si	No
	100-200	Si	Si	Si	Si	No
Pases	0-2	Si	Si	Si	Si	Si
	0-4	Si	Si	Si	Si	Si
	0-6	No	Si	Si	Si	Si
	2-4	No	No	No	No	No
	2-6	No	No	Si	Si	No
	4-6	No	No	No	No	No

Al analizar los resultados de la Tabla 3-4, se puede observar que el ángulo de cizalla afecta significativamente la mayoría de las propiedades evaluadas. Además, no se encontró una diferencia significativa entre los valores promedios obtenidos del módulo de Young aparente cuando se compara condición de cizalladura de 120° y 150°, mientras que la influencia de la temperatura y los pases de cizalla afecta el cambio de las propiedades mecánicas de forma significativa cuando se compara el estado inicial de la lámina de AZ31B con respecto al cambio de propiedades obtenidas luego de aplicar el ECASD. Sin embargo, la temperatura y el ángulo de cizalla no muestran una consistente influencia sobre las propiedades mecánicas, como se observó para el ángulo de cizalla basados en la prueba de rangos realizadas *Post-Hoc*.

3.3.6 Variación de la microdureza de láminas de AZ31B procesadas por ECASD

Durante el proceso ECASD, la lámina de magnesio experimenta una deformación en la superficie, la cual depende de las condiciones definidas para el proceso. En este caso, la temperatura y el ángulo de cizalla inciden directamente en el cambio de propiedades de la lámina donde aplicaciones sucesivas de dicho proceso de deformación buscan magnificar este cambio de endurecimiento por deformación respecto a la condición inicial. En la

Figura 3-9 se puede observar una disminución de la microdureza cuando ésta se evalúa desde la superficie hacia el interior de la lámina.

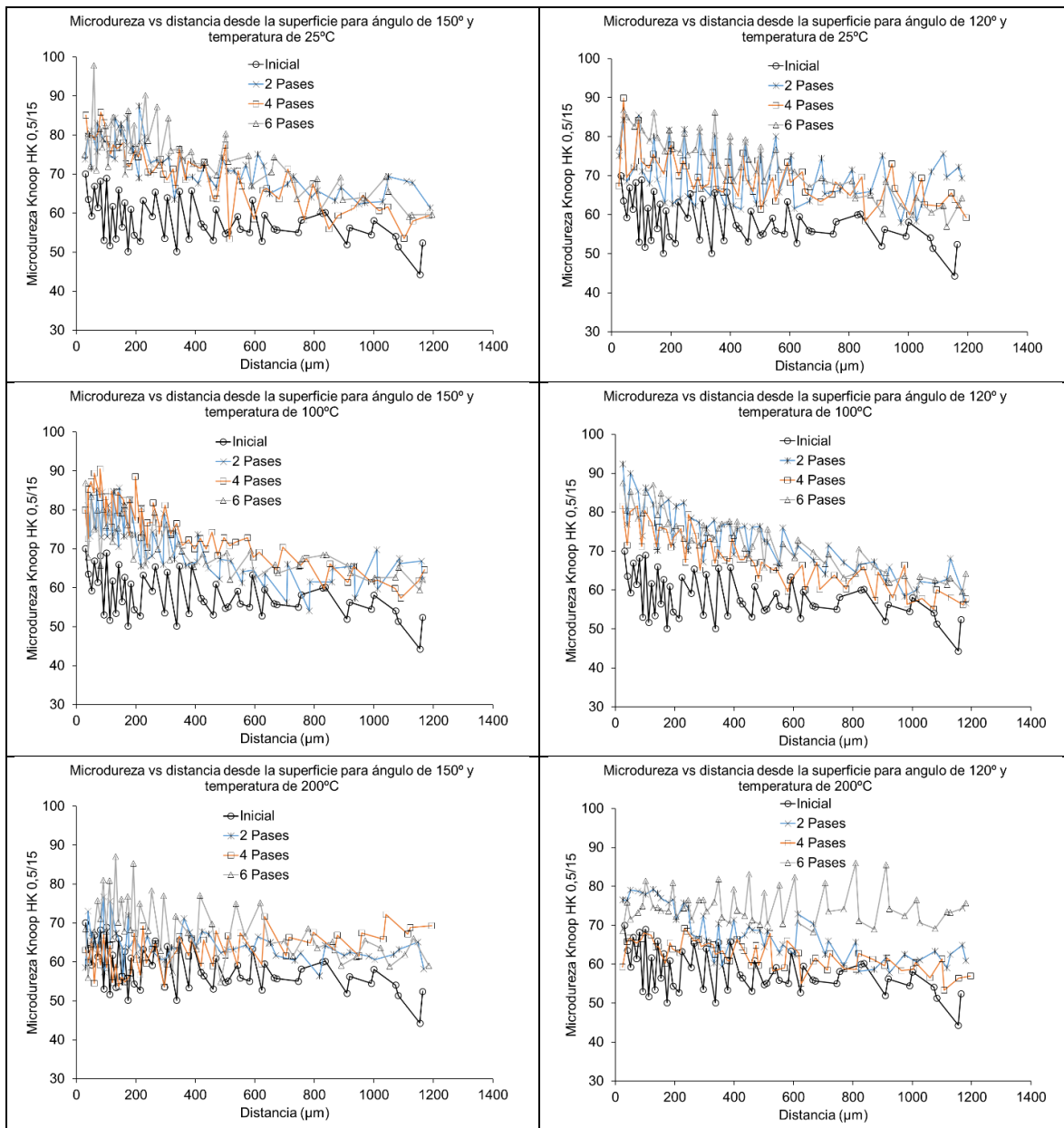


Figura 3-9. Comportamiento de la microdureza durante el proceso ECASD, para cada una de las condiciones evaluadas

Los perfiles de microdureza mostrados en la Figura 3-9. Comportamiento de la microdureza durante el proceso ECASD, para cada una de las condiciones evaluadas, revelan cómo se endurece el material, donde es mucho mayor el endurecimiento en la superficie y este disminuye progresivamente hacia el interior de la lámina. Además, se observa que el material procesado a 200°C cuenta con una variación más homogénea de la microdureza y no muestra una caída progresiva desde la superficie hacia el interior de la lámina. Al comparar la variación de la

dureza promedio para cada uno de los ángulos, se observa una mayor regularidad en el comportamiento para el ángulo de 150°, aunque se evidencia un incremento de la microdureza del material respecto a la condición inicial en todas las condiciones, se aprecian mayores valores de durezas cuando se procesa el material a bajas temperaturas, como se muestra en la Figura 3-10.

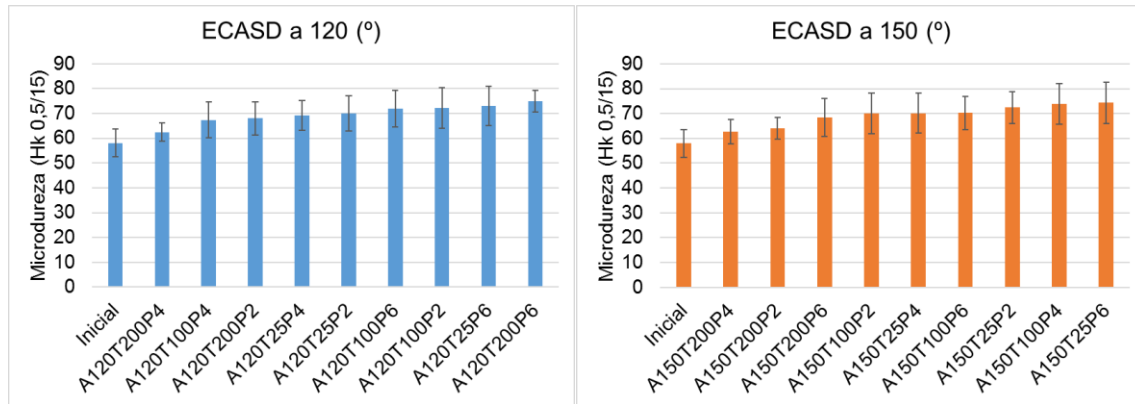


Figura 3-10. Variación de la microdureza promedio respecto a cada una de las condiciones de proceso ECASD

Con el fin de definir la correlación entre la microdureza y distancia desde la superficie de la lámina procesada por ECASD, se evaluó estadísticamente el ajuste entre los datos experimentales y los modelos matemáticos que permitieran describir la disminución de la dureza del material. Para ello, se evaluó un modelo lineal, uno cuadrático y uno racional usando la librería de *Python Statsmodels* [42]. En la Tabla 3-5 se puede observar que el modelo 2 (modelo cuadrático) cuenta con valores de correlación R^2 más cercanos a 1 y valores P menores a 0.05, lo que permite definir que el modelo cuadrático es el de mejor ajuste a los datos experimentales, aunque este ajuste solo es posible plantearlo para las condiciones de deformación a 25°C y 100°C, dado que a 200°C cambia la tendencia de los datos.

Tabla 3-5. Factor de correlación R² y valor P, para cada una de las condiciones de proceso ECASD

Condición		Modelo 1	Modelo 2	Modelo 3
		$H = KD + H_s$	$H = KD^2 + CD + H_s$	$H = \frac{K}{D^n} + H_s$
R ² ; Valor-P	Inicia	0,221; 3,82x10 ⁻⁴	0,221; 1,94x10 ⁻³	0,230; 2,76x10 ⁻⁴
	A120T25P2*	0,050; 1,17x10 ⁻¹	0,104; 7,14x10 ⁻²	0,088; 3,50x10 ⁻²
	A120T25P4	0,387; 8,57x10 ⁻⁷	0,406; 2,85x10 ⁻⁶	0,377; 1,31x10 ⁻⁶
	A120T25P6	0,799; 1,11x10 ⁻¹⁸	0,802; 1,37x10 ⁻¹⁷	0,659; 5,04x10 ⁻¹³
	A120T100P2	0,710; 9,04x10 ⁻¹⁵	0,720; 5,18x10 ⁻¹⁴	0,668; 2,50x10 ⁻¹³
	A120T100P4	0,760; 2,03x10 ⁻¹⁷	0,789; 1,25x10 ⁻¹⁷	0,715; 1,57x10 ⁻¹⁵
	A120T100P6	0,795; 1,69x10 ⁻¹⁸	0,817; 1,97x10 ⁻¹⁸	0,755; 1,42x10 ⁻¹⁶
	A120T200P2	0,638; 2,20x10 ⁻¹²	0,732; 1,86x10 ⁻¹⁴	0,671; 2,02x10 ⁻¹³
	A120T200P4	0,488; 4,18 x10 ⁻¹⁹	0,491; 3,25 x10 ⁻¹⁸	0,324; 6,96 x10 ⁻¹⁶
	A120T200P6	0,001; 8,45x10 ⁻¹	0,017; 6,67x10 ⁻¹	0,002; 7,74x10 ⁻¹
	A150T25P2	0,581; 9,01x10 ⁻¹²	0,612; 1,29x10 ⁻¹¹	0,535; 1,57x10 ⁻¹⁰
	A150T25P4	0,705; 2,16x10 ⁻¹⁵	0,746; 6,80x10 ⁻¹⁶	0,703; 2,62x10 ⁻¹⁵
	A150T25P6	0,589; 3,21x10 ⁻¹¹	0,592; 2,82x10 ⁻¹⁰	0,445; 6,81x10 ⁻⁸
	A150T100P2	0,501; 3,06x10 ⁻⁹	0,671; 8,30x10 ⁻¹³	0,600; 1,04x10 ⁻¹¹
	A150T100P4	0,762; 1,93x10 ⁻¹⁹	0,784; 2,27x10 ⁻¹⁹	0,697; 1,99x10 ⁻¹⁶
	A150T100P6	0,559; 2,40x10 ⁻⁹	0,599; 2,87x10 ⁻⁹	0,597; 3,13x10 ⁻¹⁰
	A150T200P2	0,116; 1,56x10 ⁻²	0,116; 5,49x10 ⁻²	0,088; 3,63x10 ⁻²
	A150T200P4	0,294; 3,24x10 ⁻⁵	0,295; 1,92x10 ⁻⁴	0,210; 6,44x10 ⁻⁴
	A150T200P6	0,216; 1,00x10 ⁻³	0,219; 4,35x10 ⁻³	0,123; 1,57x10 ⁻²

*A indica el ángulo de cizalla, T la temperatura del proceso y P es el número de pases

Del análisis de los datos experimentales se definió el modelo cuadrático como el de mejor ajuste, representado en la ecuación (3-1), donde cada uno de los coeficientes

de los términos dependen de las variables del proceso ECASD y el término independiente representa la dureza máxima alcanzada en la superficie de la lámina.

$$H = KD^2 + CD + H_s \quad (3-1)$$

Donde:

- H es la dureza a una distancia D de la superficie
- D es la distancia desde la superficie de la lámina
- H_s es la dureza máxima en la superficie
- K y C son coeficientes que dependen de las variables de proceso

Para acotar el modelo planteado, se definió que el mínimo valor de dureza alcanzado debe ser igual a la dureza inicial de la lámina previo a ser procesada por ECASD y que esta dureza se alcanza a una distancia constante de la superficie, por lo que se puede plantear que:

$$\frac{\partial[H]}{\partial D} = 2KD_0 + C = 0 \quad ; \quad \text{Cuando } D = D_0$$

Obteniéndose que:

$$C = -2KD_0 \quad (3-2)$$

Donde:

- D_0 es la distancia a la cual se alcanza la dureza inicial de la lámina

Reemplazando la ecuación (3-2) en el modelo de la ecuación (3-1), se obtiene el modelo solo en función del coeficiente K como se muestra en la ecuación (3-3):

$$H = KD^2 - 2KD_0D + H_s \quad (3-3)$$

De donde se puede escribir la dureza de la superficie en función de la dureza inicial, ya que cuando $D = D_0$ se obtiene que $H = H_0$, obteniéndose la relación dada por la ecuación (3-4).

$$H_s = H_0 + KD_0^2 \quad (3-4)$$

Donde:

- H_0 es la dureza del material antes de ser procesado por ECASD y en estado recocido

En el modelo que relaciona la dureza con la distancia desde la superficie mostrado en la ecuación (3-3), el valor de dureza depende de la constante K , la cual debe ser función de las variables del proceso ECASD, como lo son: el ángulo, la temperatura y el número de pases. En ese sentido, se planteó, que el coeficiente k debe ser

proporcional al logaritmo natural del número de pases (incrementa levemente la dureza), es inversamente proporcional al ángulo de cizalla (decrecimiento leve de la dureza) e inversamente proporcional a la temperatura (decrece la dureza), como se muestra en la ecuación (3-5).

$$K = f\left(\ln(N), \frac{1}{\ln(\varphi)}, \frac{1}{T}\right) \quad (3-5)$$

Donde:

- N es el número de pases
- φ es el ángulo de cizalla
- T es la temperatura de proceso

De los datos experimentales, se determinaron los valores de los coeficientes K para el modelo cuadrático planteado en función de cada una de las condiciones de proceso, como se muestra en la Tabla 3-6.

Tabla 3-6. Valores del coeficiente K para cada una de las condiciones de proceso

Condición*	K
A120T25P4	7,751E-06
A120T25P6	4,016E-06
A120T100P2	7,922E-06
A120T100P4	1,167E-05
A120T100P6	1,028E-05
A120T200P2	1,915E-05
A120T200P4	-1,944E-06
A150T25P2	1,102E-05
A150T25P4	1,624E-05
A150T25P6	-4,830E-06
A150T100P2	3,357E-05
A150T100P4	1,217E-05
A150T100P6	1,337E-05
*A indica el ángulo de cizalla, T la temperatura del proceso y P es el número de pases	

Teniendo en cuenta que para la temperatura de proceso de 200°C se da una variación uniforme de la dureza y esta variación no se ajusta al modelo cuadrático planteado, se evaluó la correlación planteada en la ecuación (3-5) solo teniendo en cuenta las temperaturas de proceso de 25°C y 100°C, lo que permitió obtener una tendencia polinómica con un nivel de correlación R^2 de 0.66, como se muestra en la Figura 3-11.

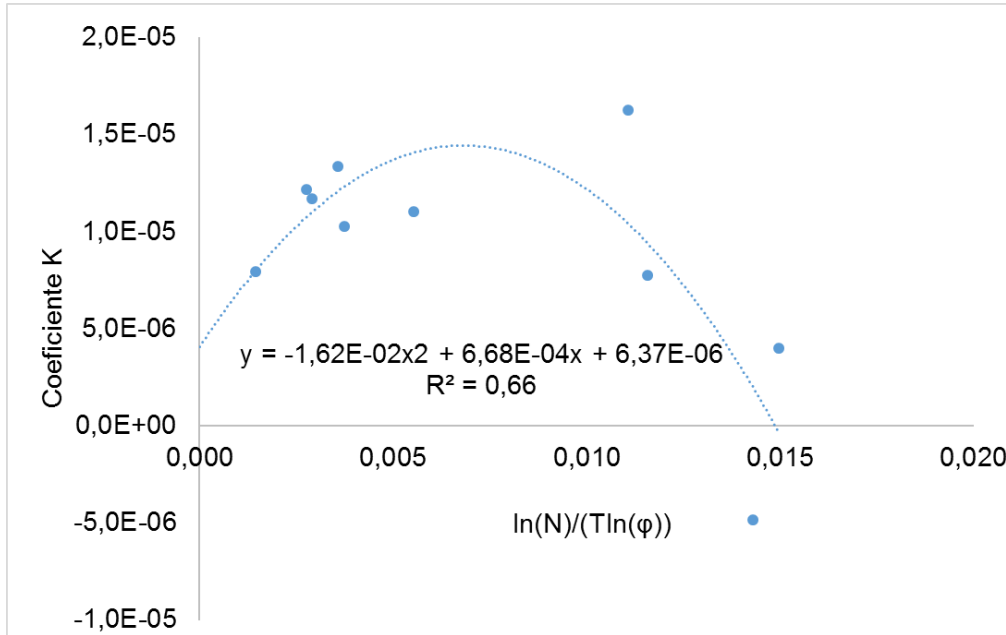


Figura 3-11. Correlación entre el coeficiente K y la función $\frac{\ln(N)}{T \cdot \ln(\phi)}$

Finalmente se puede escribir el coeficiente K , mediante la ecuación (3-6):

$$K = -1.62 \times 10^{-2} \frac{(\ln N)^2}{(\ln(\phi) * T)^2} + 6.68 \times 10^{-4} \frac{\ln(N)}{\ln(\phi) * T} + 6.37 \times 10^{-6} \quad (3-6)$$

Al evaluar el modelo desarrollado para la determinación de la microdureza respecto a la distancia desde la superficie y mostrado en la ecuación (3-3), se puede observar gráficamente un alto nivel de ajuste entre el modelo planteado y los datos experimentales para una condición específica de proceso como lo muestra la Figura 3-12. Cuando se evalúan todas las condiciones de proceso, se puede observar que los resultados del modelo se ajustan a los resultados experimentales como se muestra en la Figura 3-13 y se resume en la Tabla 3-7 el modelo desarrollado.

Tabla 3-7. Resumen de la correlación entre las variables del proceso ECASD y la microdureza de la lámina

Variables	Ecuación
H define la dureza al interior de la lámina	$H = KD^2 - 2KD_0D + H_s$
H_s es la dureza en la superficie como función del coeficiente K , la dureza inicial H_0 y la distancia a la cual se alcanza este valor de dureza D_0 , para este análisis se asumió por la tendencia de los datos D_0 como $1400 \mu m$	$H_s = H_0 + KD_0^2$
Relación entre el coeficiente K y las variables del proceso ECASD como lo son número de pases (N), ángulo de cizalla (φ) y temperatura T	$K = -1.62 \times 10^{-2} \left(\frac{\ln(N)}{\ln(\varphi) * T} \right)^2$ $+ 6.68 \times 10^{-4} \frac{\ln(N)}{\ln(\varphi) * T}$ $+ 6.37 \times 10^{-6}$

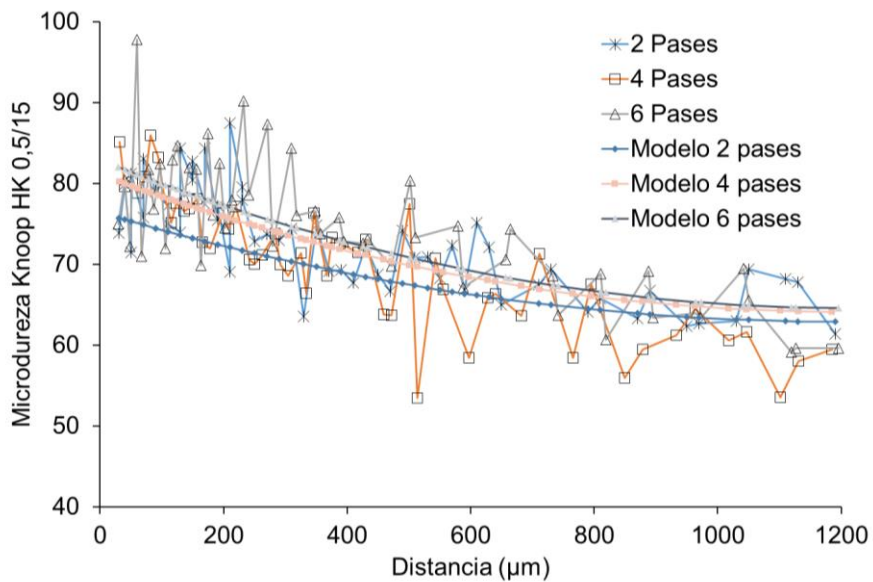


Figura 3-12. Microdureza vs distancia de la superficie para el proceso ECASD a un ángulo de 150° y una temperatura de $25^\circ C$

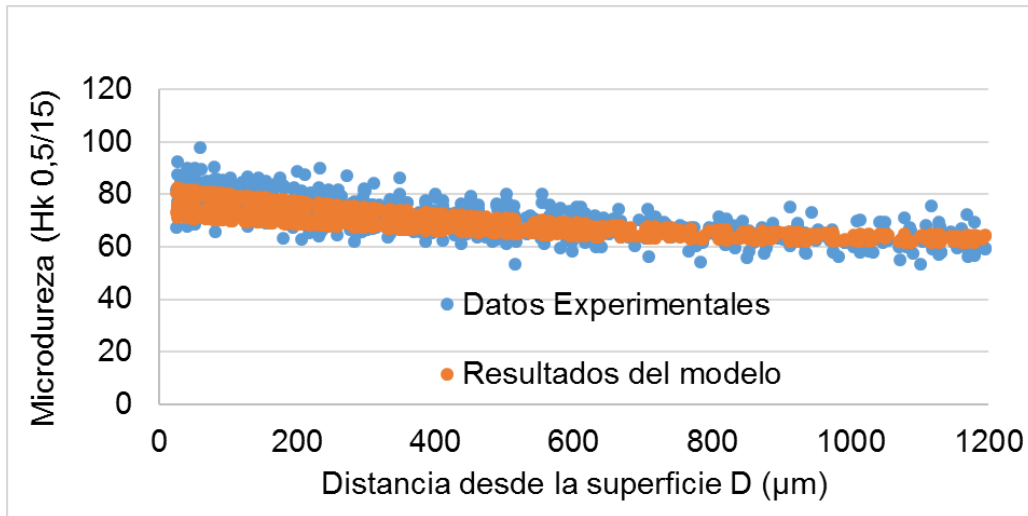


Figura 3-13. Dureza vs distancia: datos experimentales y datos obtenidos del modelo planteado para el proceso ECASD

3.4 Análisis de resultados

A partir de los resultados obtenidos en la caracterización mecánica de las láminas de la aleación de magnesio AZ31B procesada por ECASD, se estableció que la resistencia a la cedencia disminuye para todas las condiciones de proceso respecto a la condición inicial de la lámina en estado recocido. Contrario al comportamiento de la resistencia a la cedencia, se logra incrementar la resistencia a la tensión de las láminas, lo que es atípico a lo que normalmente ocurre con los materiales policristalinos de sistemas cúbicos que al ser endurecidos por deformación estos incrementan tanto su resistencia a la cedencia como su resistencia a la tensión. Este comportamiento atípico de la resistencia a la cedencia parecer estar relacionado al debilitamiento de la textura basal de las láminas de magnesio en condición recocido o provenientes de procesos de laminación en caliente.

El bajar la resistencia a la cedencia e incrementar la resistencia a la tensión incrementa el intervalo de esfuerzos donde la lámina de AZ31B experimenta una deformación plástica, lo cual puede ser un aspecto aprovechable en el desarrollo de aplicaciones de aleaciones de magnesio. En particular, esto permitiría el diseño de piezas que tengan una zona de deformación que evidencie el inicio de una falla generada por sobre esfuerzos, evitando fallas repentinas y catastróficas sobre componentes usados en aplicaciones estructurales o semiestructurales. La disminución de la tenacidad de las láminas luego del proceso ECASD indica que estas aleaciones procesadas absorben menos energía durante la deformación hasta alcanzar la falla o rotura de la lámina.

Otra variación muy importante del comportamiento mecánico de las láminas procesadas por ECASD, radica en el incremento de la rigidez en un 100%, ya que se duplica el valor del módulo de Young aparente del material procesado respecto a la condición recocida. Desde el punto de vista ingenieril, con el incremento de la resiliencia de la lámina procesada se puede aprovechar para que los materiales trabajen mecánicamente en una región de comportamiento elástico. En este sentido, estas aleaciones de magnesio procesadas por ECASD podrían tener mejor desempeño durante sus condiciones de servicio.

Cuando se evalúa el efecto del ángulo de cizalla en el proceso ECASD, el dado de 150° genera mayor disminución en la ductilidad y tenacidad en las láminas procesadas. Esto podría relacionarse con una propagación de deformación más controlada a un ángulo de 150° que la obtenida cuando el ángulo de deformación es de 120°. Además, la disminución en la tenacidad y la ductilidad estaría indicando que el material logra asimilar mayores niveles de deformación.

La temperatura de proceso es una variable que define cuando el proceso permite acumular deformación o cuando se generan procesos de recristalización dinámica. En el proceso ECASD sobre láminas de magnesio, se observó que a temperaturas

de 25°C y 100°C hay incrementos en los valores de resistencia a la cedencia indicando el efecto del endurecimiento por deformación. Por el contrario, cuando se procesa la lámina a 200°C se observó que la resistencia a la cedencia disminuye, debido a que a esta condición de temperatura y deformación se promueven procesos de recristalización dinámica que evitan la generación y acumulación de dislocaciones, lo que a su vez permite se incremente la resistencia a medida que se genera la deformación.

El número de pases a través del dado de cizalla no mostró un efecto significativo sobre el cambio en las propiedades mecánicas de las láminas procesadas por ECASD, debido a que en los primeros dos pases de cizalla mostraban un cambio abrupto en las propiedades, pero dicho cambio se conservó con poca variación para 4 y 6 pases, lo que sugiere que en los pasos iniciales se generan los cambios más significativos en cuanto al cambio de microestructura y textura del material.

Teniendo en cuenta la tendencia de los valores obtenidos de la caracterización mecánica y cada una de las variables de proceso, se pudo observar que la resistencia mecánica y la rigidez incrementan con respecto al incremento del ángulo, mientras que la tenacidad y la elongación disminuyen. Por otro lado, se da un incremento de la rigidez, la ductilidad y la tenacidad, respecto al aumento en la temperatura del proceso, pero disminuye la resistencia mecánica. Por último, se incrementa la resistencia mecánica y se disminuyen la ductilidad y la tenacidad con respecto al número de pases, y ciertamente para el número de pases no se pudo establecer una tendencia del comportamiento de esta variable en relación a la rigidez del material.

Con referencia al análisis estadístico desarrollado, este permitió establecer que el proceso ECASD tiene una influencia directa entre las propiedades mecánicas asociadas a la ductilidad y a la resistencia mecánica, pero estadísticamente dicha incidencia no es clara cuando se interpreta el efecto de este proceso sobre el módulo de Young aparente. Sin embargo, se puede observar que el módulo de Young aparente cambia significativamente al aplicarse el proceso, información que es soportada mediante la interpretación de la matriz de resultados arrojados de la prueba Tukey. Mediante dicha prueba se apreció que los diferentes grupos de medición muestran que hay mayor diferencia cuando se evalúan los cambios de propiedades respecto a variaciones en el ángulo y en la temperatura, y donde el número de pases es una variable que estadísticamente no refleja diferencias significativas entre las mediciones de las propiedades cuando se realiza una variación 2, 4 y 6 pases.

Al construir el modelo que describe la incidencia de las condiciones del proceso ECASD sobre el perfil de microdureza transversal de la lámina procesada, se logra demostrar que hay un mayor endurecimiento superficial y éste endurecimiento disminuye gradualmente. Esto está relacionado con la propagación de la deformación, que según el modelo planteado: se acumula mayor deformación en la

superficie cuando se incrementa el número de pases, pero la cantidad de deformación acumulada disminuye con el incremento de la temperatura y del ángulo de cizalla.

3.5 Conclusiones

El estudio acerca de la relación entre el proceso ECASD y las propiedades mecánicas de las aleaciones de magnesio AZ31B, estableció la viabilidad de modular el comportamiento mecánico de láminas, lo que posibilita el desarrollo de aplicaciones estructurales para aleaciones de magnesio.

Con los resultados obtenidos sobre la modificación de las propiedades mecánicas se abre la posibilidad a manufacturar láminas de AZ31B con características de resistencia, ductilidad y rigidez acordes a necesidades específicas, teniendo en cuenta que el ángulo de deformación y la temperatura son las variables del proceso ECASD que más influencia tienen sobre el comportamiento mecánico.

A través del análisis estadístico fue posible establecer la correlación entre las variables del proceso ECASD y el cambio en el comportamiento mecánico de las láminas de AZ31B, generando un soporte numérico para la interpretación de los datos obtenidos del proceso de caracterización, permitiendo validar con alto grado de confiabilidad las interpretaciones realizadas sobre la tendencia de las propiedades y la construcción del modelo desarrollado.

El modelo matemático desarrollado permite describir la dureza de la lámina, brindando la posibilidad de predecir el cambio del comportamiento de la microdureza asociado a las características de proceso, lo que posibilita controlar la cantidad de deformación aplicada y por ende obtener láminas con propiedades específicas según una aplicación requerida.

3.6 Referencias

- [1] A. Vinogradov and Y. Estrin, "Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 95, pp. 172–242, 2018.
- [2] Q. Wang *et al.*, "Ameliorating the mechanical properties of magnesium alloy: Role of texture," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 689, pp. 395–403, 2017.
- [3] Y. Q. Cheng, Z. H. Chen, and W. J. Xia, "Drawability of AZ31 magnesium alloy sheet produced by equal channel angular rolling at room temperature," *Mater. Charact.*, vol. 58, no. 7, pp. 617–622, Jul. 2007.
- [4] L. L. C. Catorceno, H. F. G. de Abreu, and A. F. Padilha, "Effects of cold and warm cross-rolling on microstructure and texture evolution of AZ31B magnesium alloy sheet," *J. Magnes. Alloy.*, p. , 2018.
- [5] Z. Yu *et al.*, "Effect of tensile direction on mechanical properties and microstructural evolutions of rolled Mg-Al-Zn-Sn magnesium alloy sheets at room and elevated temperatures," *J. Alloys Compd.*, vol. 744, pp. 211–219, 2018.
- [6] J. Koike *et al.*, "The activity of non-basal slip systems and dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys," *Acta Mater.*, vol. 51, no. 7, pp. 2055–2065, Apr. 2003.
- [7] H. L. Kim, W. K. Bang, and Y. W. Chang, "Effect of initial texture on deformation behavior of AZ31 magnesium alloy sheets under biaxial loading," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 552, pp. 245–251, 2012.
- [8] Z. Zhang, "Twinning and its related work hardening during the ambient extrusion of a magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 577, pp. 125–137, 2013.
- [9] R. Jahadi, M. Sedighi, and H. Jahed, "ECAP effect on the micro-structure and mechanical properties of AM30 magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 593, pp. 178–184, Jan. 2014.
- [10] K. S. Fong, A. Danno, M. J. Tan, and B. W. Chua, "Tensile flow behavior of AZ31 magnesium alloy processed by severe plastic deformation and post-annealing at moderately high temperatures," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 246, pp. 235–244, 2017.
- [11] H. Hu, Y. Liu, D. Zhang, and Z. Ou, "The influences of extrusion-shear process on microstructures evolution and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 695, pp. 1088–1095, 2017.

- [12] C. D. Barrett, H. El Kadiri, and M. A. Tschopp, "Breakdown of the Schmid law in homogeneous and heterogeneous nucleation events of slip and twinning in magnesium," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 60, no. 12, pp. 2084–2099, Dec. 2012.
- [13] M. Ardeljan, I. J. Beyerlein, and M. Knezevic, "Effect of dislocation density-twin interactions on twin growth in AZ31 as revealed by explicit crystal plasticity finite element modeling," *Int. J. Plast.*, vol. 99, pp. 81–101, 2017.
- [14] C. Liu *et al.*, "An integrated crystal plasticity–phase field model for spatially resolved twin nucleation, propagation, and growth in hexagonal materials," *Int. J. Plast.*, vol. 106, pp. 203–227, 2018.
- [15] H. Feng, Q. H. Fang, B. Liu, Y. Liu, Y. W. Liu, and P. H. Wen, "Nucleation and growth mechanisms of nanoscale deformation twins in hexagonal-close-packed metal magnesium," *Mech. Mater.*, vol. 109, pp. 26–33, 2017.
- [16] H. Yang *et al.*, "EBSD study on deformation twinning in AZ31 magnesium alloy during quasi-in-situ compression," *Adv. Eng. Mater.*, vol. 10, no. 10, pp. 955–960, Oct. 2008.
- [17] Y. Q. Cheng, H. Zhang, Z. H. Chen, and K. F. Xian, "Flow stress equation of AZ31 magnesium alloy sheet during warm tensile deformation," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 208, no. 1, pp. 29–34, 2008.
- [18] P. Chen, B. Li, D. Culbertson, and Y. Jiang, "Contribution of extension twinning to plastic strain at low stress stage deformation of a Mg-3Al-1Zn alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 709, pp. 40–45, 2018.
- [19] D.-G. Kim, K.-M. Lee, J.-S. Lee, Y.-O. Yoon, and H.-T. Son, "Evolution of microstructures and textures in magnesium AZ31 alloys deformed by normal and cross-roll rolling," *Mater. Lett.*, vol. 75, pp. 122–125, 2012.
- [20] Y. Tang and J. A. El-Awady, "Formation and slip of pyramidal dislocations in hexagonal close-packed magnesium single crystals," *Acta Mater.*, vol. 71, pp. 319–332, 2014.
- [21] A. Staroselsky and L. Anand, "A constitutive model for hcp materials deforming by slip and twinning: application to magnesium alloy AZ31B," *Int. J. Plast.*, vol. 19, no. 10, pp. 1843–1864, 2003.
- [22] H. Wang, P. D. Wu, and M. A. Gharghouri, "Effects of basal texture on mechanical behaviour of magnesium alloy AZ31B sheet," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 15, pp. 3588–3594, 2010.
- [23] A. Chapuis and Q. Liu, "Simulations of texture evolution for HCP metals: Influence of the main slip systems," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 97, pp. 121–126, 2015.
- [24] Y. Tang and J. A. El-Awady, "Highly anisotropic slip-behavior of pyramidal $\langle c+a \rangle$ dislocations in hexagonal close-packed magnesium," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 618, pp. 424–432, 2014.

- [25] P. Chen, B. Li, D. Culbertson, and Y. Jiang, "Negligible effect of twin-slip interaction on hardening in deformation of a Mg-3Al-1Zn alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 729, pp. 285–293, 2018.
- [26] X. Yu, Y. Li, Q. Wei, Y. Guo, T. Suo, and F. Zhao, "Microstructure and mechanical behavior of ECAP processed AZ31B over a wide range of loading rates under compression and tension," *Mech. Mater.*, vol. 86, pp. 55–70, 2015.
- [27] H. G. Svoboda and F. Vago, "Superplastic Behavior of AZ31 Processed by ECAP," *Procedia Mater. Sci.*, vol. 9, pp. 590–598, 2015.
- [28] J. Suh, J. Victoria-Hernández, D. Letzig, R. Golle, and W. Volk, "Enhanced mechanical behavior and reduced mechanical anisotropy of AZ31 Mg alloy sheet processed by ECAP," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 650, pp. 523–529, 2016.
- [29] C. D. Barrett, A. Imandoust, A. L. Oppedal, K. Inal, M. A. Tschopp, and H. El Kadiri, "Effect of grain boundaries on texture formation during dynamic recrystallization of magnesium alloys," *Acta Mater.*, vol. 128, pp. 270–283, 2017.
- [30] P. Gao *et al.*, "Effect of sample orientation and initial microstructures on the dynamic recrystallization of a Magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 691, pp. 150–154, 2017.
- [31] Z. Cai, F. Chen, F. Ma, and J. Guo, "Dynamic recrystallization behavior and hot workability of AZ41M magnesium alloy during hot deformation," *J. Alloys Compd.*, vol. 670, pp. 55–63, 2016.
- [32] J.-Y. Kang, B. Bacroix, and R. Brenner, "Evolution of microstructure and texture during planar simple shear of magnesium alloy," *Scr. Mater.*, vol. 66, no. 9, pp. 654–657, 2012.
- [33] Y. SHU, X. ZHANG, J. YU, L. TAN, R. YIN, and Q. LIU, "Tensile behaviors of fatigued {AZ31} magnesium alloy," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 28, no. 5, pp. 896–901, 2018.
- [34] P. D. Wu, X. Q. Guo, H. Qiao, S. R. Agnew, D. J. Lloyd, and J. D. Embury, "On the rapid hardening and exhaustion of twinning in magnesium alloy," *Acta Mater.*, vol. 122, pp. 369–377, 2017.
- [35] N. Stanford, K. Sotoudeh, and P. S. Bate, "Deformation mechanisms and plastic anisotropy in magnesium alloy AZ31," *Acta Mater.*, vol. 59, no. 12, pp. 4866–4874, Jul. 2011.
- [36] P. S. Roodposhti, A. Sarkar, K. L. Murty, H. Brody, and R. Scattergood, "Grain boundary sliding mechanism during high temperature deformation of AZ31 Magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 669, pp. 171–177, 2016.
- [37] S. R. Agnew *et al.*, "Assessment of equal channel angular extrusion processing of magnesium alloys," *Magnes. Technol.*, pp. 243–247, Nov. 2001.

- [38] F. Kang, J. T. Wang, and Y. Peng, "Deformation and fracture during equal channel angular pressing of AZ31 magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 487, no. 1–2, pp. 68–73, Jul. 2008.
- [39] L. Zhang, G. Huang, H. Zhang, and B. Song, "Cold stamping formability of AZ31B magnesium alloy sheet undergoing repeated unidirectional bending process," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, no. 4, pp. 644–649, 2011.
- [40] G. HUANG, B. SONG, W. XU, and L. ZHANG, "Structure and properties of AZ31B magnesium alloy sheets processed by repeatedly unidirectional bending at different temperatures," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 20, no. 10, pp. 1815–1821, 2010.
- [41] G. HUANG, H. LI, B. SONG, and L. ZHANG, "Tensile properties and microstructure of AZ31B magnesium alloy sheet processed by repeated unidirectional bending," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 20, no. 1, pp. 28–33, 2010.
- [42] S. Seabold and J. Perktold, "Statsmodels: Econometric and Statistical Modeling with Python," in *Proceedings of the 9th Python in Science Conference*, 2010, pp. 57–61.

4. ALEACIÓN AZ31B PROCESADA POR ECASD: EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL Y DE TEXTURA

4.1 Marco Teórico y Estado del Arte

Debido al potencial uso de las aleaciones de magnesio y especialmente de las aleaciones AZ31 en variadas e importantes aplicaciones industriales, hoy día se vienen realizando muchos desarrollos enfocados hacia la modificación microestructural con su correspondiente influencia en las propiedades mecánicas. Entre todos los estudios que se vienen adelantando, una de las tendencias es obtener la reducción del tamaño de grano mediante procesos de deformación plástica severa (*SPD*, por su sigla en inglés) [1]–[4].

Mediante la aplicación de procesos *SPD*, se ha encontrado que las microestructuras de granos ultrafinos han sido obtenidas más fácilmente en aleaciones de magnesio tales como las AZ61 y AZ91, cuando estas aleaciones contienen un alto volumen de precipitados β -Mg₁₇Al₁₂. En estos casos, dichas partículas actúan como puntos de nucleación permitiendo la formación de granos finos e impidiendo su crecimiento por efectos térmicos. Dado el elevado uso de la aleación AZ31 en la manufactura de piezas para diferentes sectores, se ha vislumbrado que láminas de AZ31 con granos ultrafinos permitirían mejorar la resistencia y conformabilidad de esta aleación [5]–[7].

De lo anterior, luego de la aplicación de procesos del tipo *SPD* sobre las aleaciones de magnesio, es posible observar cambios en las orientaciones cristalográficas de las estructuras deformadas mediante técnicas de difracción de rayos X. Cheng en 2007, observó que láminas de la aleación AZ31 en condición de recocido mostraban una tendencia a la orientación cristalográfica preferencial de los planos basales (0002) sobre la dirección normal a la lámina, pero luego de aplicar procesos de cizalladura (*ECAR*), el texturizado y orientación de los granos disminuye en intensidad. Esto permite que la lámina adquiriera una distribución más homogénea de las orientaciones cristalográficas, situación que se puede observar en la Figura 4-1 [8], [9].

Cuando se genera deformación plástica en materiales con arreglos cristalinos hcp, normalmente se activa el deslizamiento atómico sobre los planos basales y la formación de maclas como uno de sus mecanismos de deformación a baja temperatura. Se ha determinado que la aplicación de esfuerzos a bajas temperaturas en materiales hcp policristalinos genera el maclado principalmente en granos grandes, además de que dicho maclado está influenciado por la textura del material antes de generar la deformación [10]–[13].

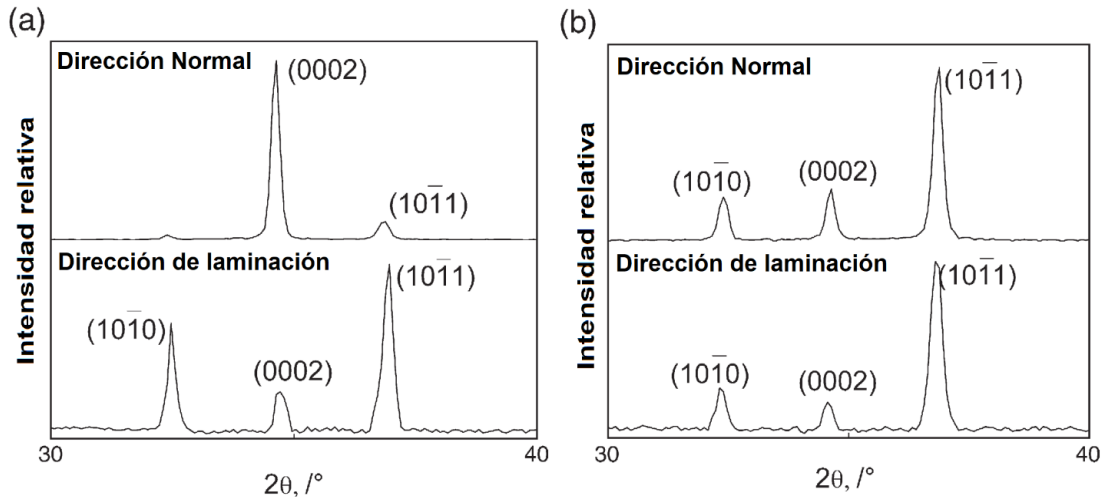


Figura 4-1. Difractograma de rayos X de la aleación de magnesio AZ31 (a) condición recocida y (b) deformada por ECAR [8]

En la Figura 4-2 se observa de forma esquemática la compensación de esfuerzos en la frontera de cristales hexagonales mediante la activación de los sistemas de deslizamientos no basales. Cuando el plano basal está orientado a 45° respecto a una tensión aplicada, ambos cristales se rotan 90° a través de la frontera de grano. En la Figura 4-2 (a) se observa el estado de esfuerzos iniciales, mientras que la Figura 4-2 (b) representa como se generaría un desgarre en la frontera de grano, por lo que es necesario una compensación de esfuerzos mediante la activación de otros sistemas de deslizamiento no basales como se muestra en la Figura 4-2 (c). Esta activación de los sistemas de deslizamiento son previas a la formación de maclas [14], [15].

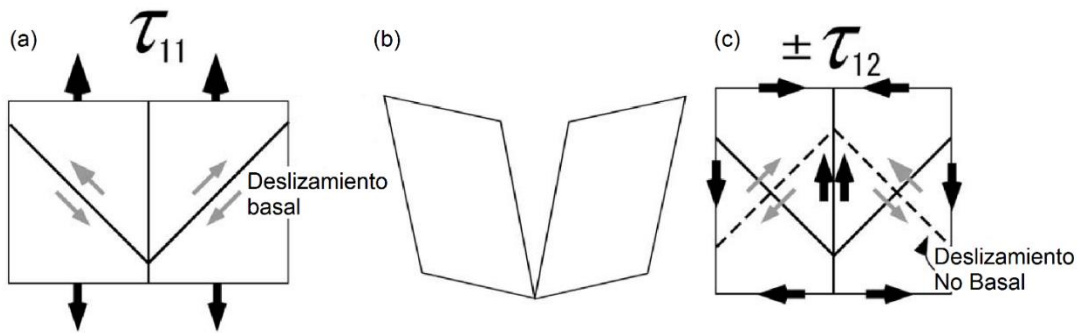


Figura 4-2 Esquema de cristales hexagonales bajo esfuerzos en tensión (a) antes de la deformación (b) condición deformada sin unión a lo largo del límite de grano (c) posible estado de esfuerzos para mantener unidos los cristales [14]

Para arreglos cristalinos hcp existen diferentes tipos de maclado, donde a bajas temperaturas homologas inferiores a 0,5 es predominante el maclado sobre los

planos $\{10\bar{1}2\}$; lo que permite cambios inelásticos en la dirección del eje c. Para materiales con relación $c/a < \sqrt{3}$, la cizalladura durante el maclado se da en la dirección $[\bar{1}011]$ y ésta ocurre bajo esfuerzos en tensión, mientras que para materiales con una relación $c/a > \sqrt{3}$, la cizalladura se da en la dirección $[10\bar{1}\bar{1}]$ y el maclado ocurre bajo esfuerzos en compresión. En general, se ha encontrado que el maclado en aleaciones de magnesio generalmente causa una rotación de los granos 86° en orientación paralela a la familia de direcciones $\langle 1210 \rangle$ de los granos previos a la deformación [16]–[20].

Dado que las aleaciones con sistema cristalinos hcp forman maclas en tensión y en compresión, algunos estudios sobre el maclado en tensión para estructuras hcp y realizados por Hong y otros, muestran que durante procesos de deformación en compresión, las maclas en tensión generadas sobre los planos $\{10\bar{1}2\}$ permiten la acomodamiento de la deformación plástica, mientras que para el endurecimiento por deformación, la modificación de la resistencia está más asociado al refinamiento de grano y a la variación en la textura [21]–[24].

Numerosos esfuerzos se han realizado para determinar la relación que existe entre la microestructura de las aleaciones de magnesio y sus propiedades mecánicas. Entre los estudios publicados, se ha reportado la relación entre la velocidad de deformación y la anisotropía en aleaciones de magnesio AZ31, mostrando que bajo compresión el esfuerzo de cedencia, la velocidad de endurecimiento por deformación y la deformación máxima en la dirección normal, incrementan con respecto al aumento de la velocidad de deformación. Esta relación se cumple básicamente en la dirección longitudinal a la aplicación de las cargas, mientras que en la dirección transversal no se encontró una relación entre el endurecimiento por deformación y la velocidad de deformación [25]–[28].

La deformación plástica en el magnesio puro se da principalmente por el deslizamiento en los planos basales en las direcciones $\langle a \rangle$ y por el maclado en tensión del tipo $\{10\bar{1}2\}\{1100\}$. Sin embargo, aún no es claro si estos mecanismos permiten el desarrollo tridimensional de la deformación, por lo que ocasionalmente es más favorable la activación de sistemas de deslizamiento prismáticos y piramidales, como también las maclas por compresión, dependiendo de esfuerzo cortante crítico (*CRSS*, por sus siglas en inglés *Critical Resolved Shear Stress*) requeridos en la activación de estos mecanismos complementarios de deformación [29]–[31].

El deslizamiento sobre los planos basales (0001), los prismáticos $\{1\bar{1}00\}$ y los piramidales de segundo orden $\{11\bar{2}2\}$, son considerados de alta importancia en la deformación plástica de materiales con sistemas cristalinos hcp. Sobre los planos no basales se requieren los mayores esfuerzos cortantes críticos (*CRSS*), por lo que tienden a activarse los sistemas de deslizamiento prismáticos y piramidales cuando se incrementa la temperatura y la velocidad a la que se realiza la deformación. No obstante a ello, estudios realizados sobre magnesio puro han

podido evidenciar la presencia de deslizamiento sobre planos no basales a temperatura ambiente [30]–[32].

El maclado generado durante la deformación plástica desempeña dos funciones importantes en la evolución de la textura. Primero, las maclas en el material reorientan un volumen de los granos generando un cambio significativo en la textura. Segundo, su forma laminar induce una dirección de activación de los sistemas de deslizamiento, lo que conduce a una reducción en la capacidad de deformación del material maclado, lo que conlleva a un incremento en el endurecimiento por deformación. Para las aleaciones de magnesio hay cuatro mecanismos de deformación que pueden presentarse: sistemas de deslizamiento basal, prismático $\langle a \rangle$, piramidal $\langle a \rangle$ y piramidal $\langle a + c \rangle$, acompañados de maclas en compresión y en tensión [33], [34].

El magnesio puro cuenta con una relación c/a de 1.624, la cual es ligeramente menor que la relación ideal de 1.633 para sistemas cristalinos hcp. El deslizamiento de los planos basales en el Mg puro suele activarse fácilmente a bajas condiciones de esfuerzo, mientras que los sistemas de deslizamientos prismáticos y piramidales requieren mayor nivel de esfuerzos o altas temperaturas para lograr su activación y aportar a la deformación plástica. Estos sistemas de deslizamiento basal, prismático y piramidal solo proveen cuatro sistemas de deslizamientos independientes, por lo que durante la deformación plástica del magnesio puro se genera una compensación de los sistemas de deslizamiento mediante la activación de los mecanismos de maclado que generan rotaciones del cristal de 86.3° (maclas en tensión) y rotaciones de 56.2° (maclas en compresión) [34], [35].

Por otra parte, la microtextura se ha convertido en una información fundamental para el estudio de las aleaciones de magnesio. En ese sentido, cuando se realizan observaciones de microtextura mediante la técnica *EBSD*, es necesario realizar un cuidadoso procedimiento de pulido mecánico sobre la muestra a analizar, de manera que se garantice la mínima deformación posible sobre la superficie de la muestra y que pueda generar un encubrimiento de la textura. Además, cuando se está trabajando con aleaciones de magnesio se debe evitar el uso de agua en los procesos de pulido en paño, ya que el agua causa corrosión en la superficie del metal y se dificulta la evaluación de la microestructura [36]–[39].

Los patrones de *EBSD* para el análisis de textura, disminuyen su calidad cuando los materiales que son analizados presentan alta concentración de dislocaciones. Esto torna dispendioso el pre-procesamiento y post-procesamiento de los mapas de *EBSD* luego de los procesos *SPD*. Cheng reporta mapas de orientación obtenidos sobre una aleación de magnesio en estado extruido y después de siete (7) pasos de extrusión y compresión cíclica (CEC), donde se muestra una significativa reducción en los tamaños de grano y algunos puntos oscuros que indican que no se logra una adecuada indexación de la microtextura (Figura 4-3) [36], [40], [41].

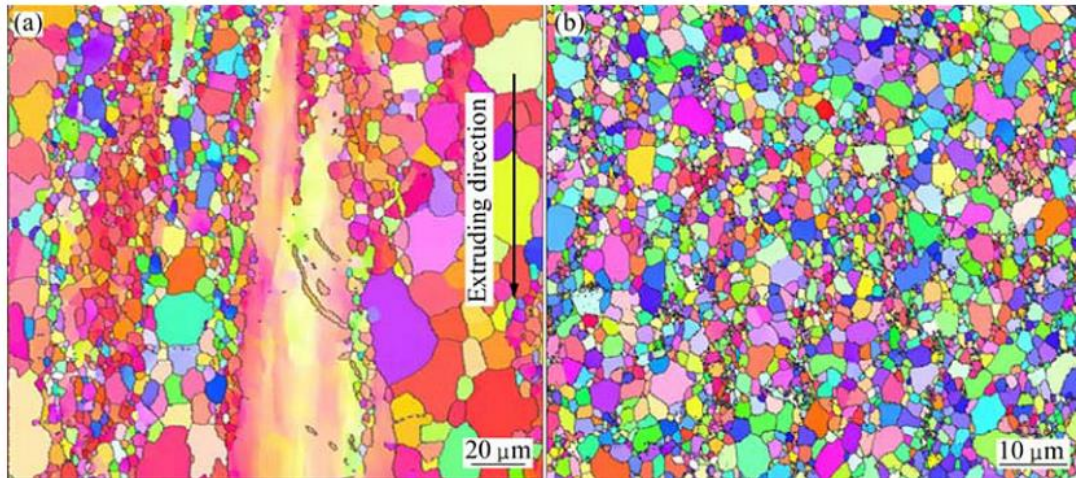


Figura 4-3. Mapa de orientación EBSD (a) aleación de magnesio AZ31 en estado extruido y (b) aleación de magnesio AZ31 luego de siete pasos por CEC [32]

Estudios realizados por Keshavarz, permitieron evaluar los diferentes mecanismos de maclado mediante mapas de *EBSD*, observando la presencia de maclas al determinar rotaciones de 86° en los granos para las direcciones $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ sobre los planos $\{10\bar{1}2\}$. También encontraron rotaciones de 56° en las direcciones $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ sobre los planos $\{10\bar{1}1\}$, y además observaron la presencia de doble maclado por las rotaciones de 38° en las direcciones $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ sobre los planos $\{10\bar{1}1\}$ y $\{10\bar{1}2\}$ [32], [33].

En los procesos *SPD*, la temperatura es una variable importante, ya que, al aplicar altos niveles de deformación, la temperatura puede controlar los procesos de recristalización dinámica que afectan directamente el crecimiento de grano y la textura de metales. Algunos modelos como el definido por Watanabe en 2001, permiten estimar el tamaño de grano después de la recristalización dinámica (d_{rec}) como lo define la ecuación (4-1), donde T es la temperatura de trabajo, Q es la energía de difusión del límite de grano (92 kJ/mol) para el magnesio puro y d es el diámetro de grano antes de la recristalización dinámica [5], [42]–[44].

$$(d_{rec}/d) = 10^3 \times \{\dot{\epsilon} \exp(Q/RT)\}^{-1/3} \quad (4-1)$$

Dentro de los diferentes procesos de manufactura de metales, las láminas de magnesio AZ31 que son obtenidas normalmente por procesos de laminación en caliente cuentan con una fuerte textura basal. Esta puede ser generada por efectos termomecánicos que conllevan a un acomodamiento de los planos basales, orientándose dichos planos en forma paralela a la superficie de la lámina, como se puede observar en la Figura 4-4, dicha orientación se puede observar por la

intensidad del polo del plano basal (0002) y sobre el plano prismático (10 $\bar{1}$ 0) [45], [46].

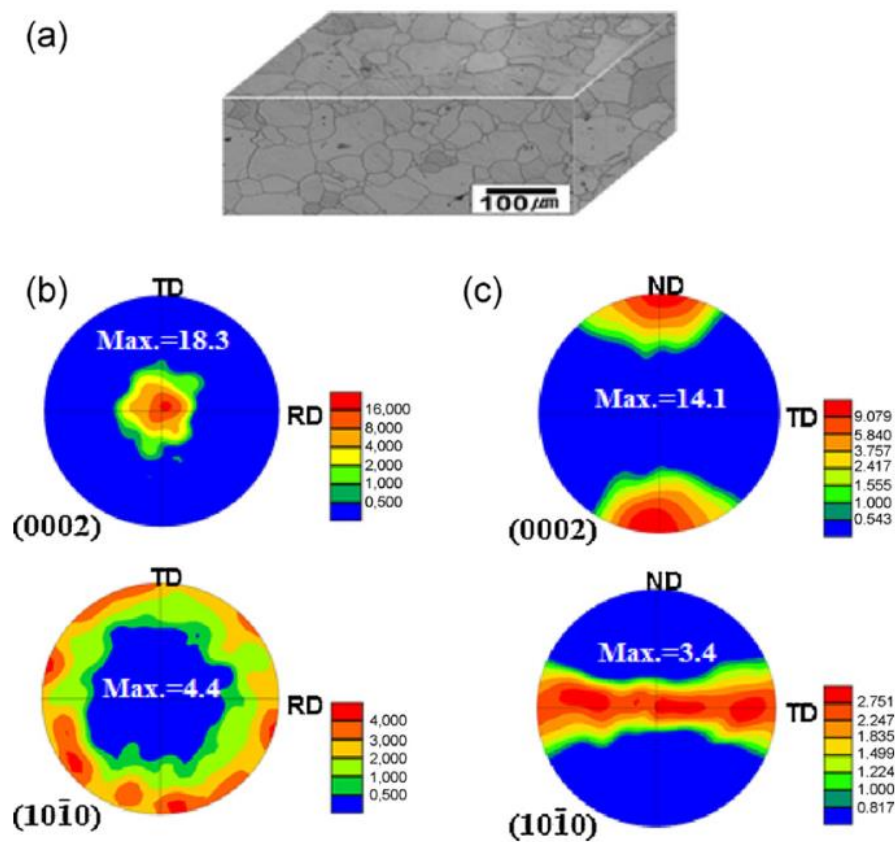


Figura 4-4. (a) Microscopía óptica de lámina AZ31 laminada en caliente y homogeneizada, (b) Figuras de polo en la dirección transversal planos (0002) y (10 $\bar{1}$ 0), (c) Figuras de polo en la dirección normal planos (0002) y (10 $\bar{1}$ 0) [45]

Las maclas en tensión dominan la evolución de la textura en sistemas hcp dependiendo de la deformación aplicada. Knezevic y otros, estudiaron la evolución de la textura para la aleación AZ31 cuando estas láminas se someten a esfuerzos en compresión, observando que la textura presenta maclas en tensión, las cuales incrementan a medida que aumenta el porcentaje de deformación, como se muestra en la Figura 4-5, donde el eje de compresión es perpendicular a la figura de polo, la rotación del polo se analiza en la dirección trasversal (TD) y dirección longitudinal o de rolado (RD). De este estudio concluyeron que las maclas en tensión no son las responsables de endurecimiento de la aleación AZ31, planteando que dicho endurecimiento está más asociado a un pequeño volumen de maclas en compresión formadas durante la deformación plástica [34].

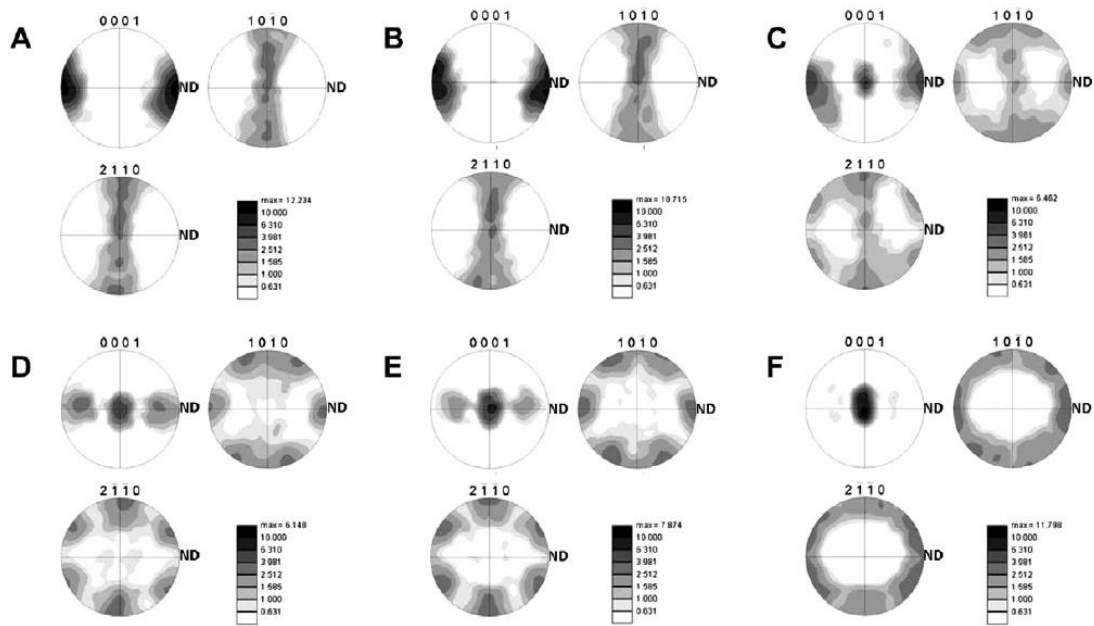


Figura 4-5. Figuras de polo respecto a TD y RD, para AZ31 en compresión y deformaciones de (A) 0,01, (B) 0,025, (C) 0,04, (D) 0,05, (E) 0,06, y (F) 0,08 [34]

Como ya se ha dicho, cuando es aplicado un proceso de deformación plástica severa sobre un material con estructura cristalina hcp, los esfuerzos cortantes que actúan sobre una lámina generan el refinamiento de la estructura por el efecto del maclado. En la Figura 4-6, se puede observar cómo es modificada la textura de una lámina de aleación de magnesio AZ31 cuando se realiza una extrusión en canal angular, la Figura 4-6 (a) muestra que la lámina antes de ser deformada está fuertemente texturizada en la orientación de sus planos basales, pero luego de aplicar la deformación como se muestra en la Figura 4-6 (b) la microestructura se transforma por la aparición de maclas debilitando la textura inicial [47].

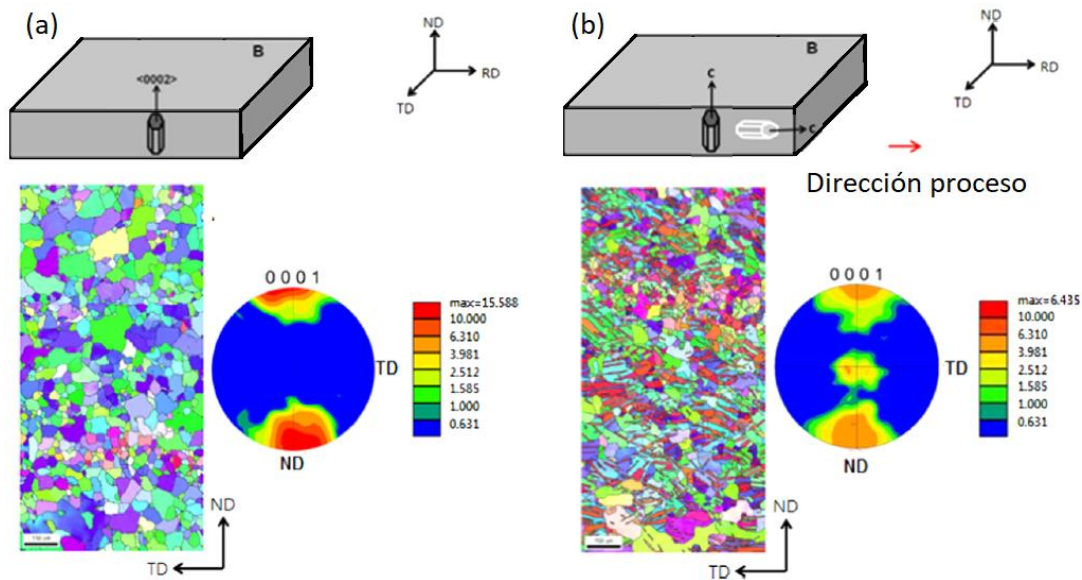


Figura 4-6. Microestructura y textura de (a) lámina de AZ31 en condición inicial y (b) lámina procesada por extrusión en canal angular [47]

El tamaño de grano inicial es una variable importante durante la modificación de la textura de la aleación de magnesio AZ31. Cuando esta aleación es sometida a deformación bajo diferentes condiciones de temperatura, se ha encontrado que a medida que decrece el tamaño de grano e incrementa la temperatura de deformación, se da una transición desde un proceso de deformación por maclado a una activación de los sistemas de deslizamientos complementarios como los prismáticos y piramidales, los cuales requieren incrementos de temperatura para activarse y aportar a la deformación del material [25].

La fuerte textura basal de las aleaciones de magnesio está asociada a su pobre ductilidad a temperatura ambiente, lo que hace que el control en la orientación de los granos cobre importancia para el desempeño mecánico de estas aleaciones. Estudios realizados por Hu y otros, mostraron mediante ensayos de difracción de rayos-x como se promovía el debilitamiento de la textura basal de la aleación AZ31 durante los procesos de deformación por cizalladura, aplicando esfuerzos cortantes en un dado de cizalla a la salida de un proceso de extrusión, como se observa en la Figura 4-7. El análisis de las diferentes zonas de cizalla mostró que la intensidad de los planos basales, prismáticos y piramidales, va disminuyendo a medida que pasa por las zonas de deformación. Esto permite intuir que luego de pasar por el dado de cizalla, la aleación de magnesio AZ31 tendrá un comportamiento más isotrópico, lo que puede incrementar la conformabilidad de estas aleaciones [48].

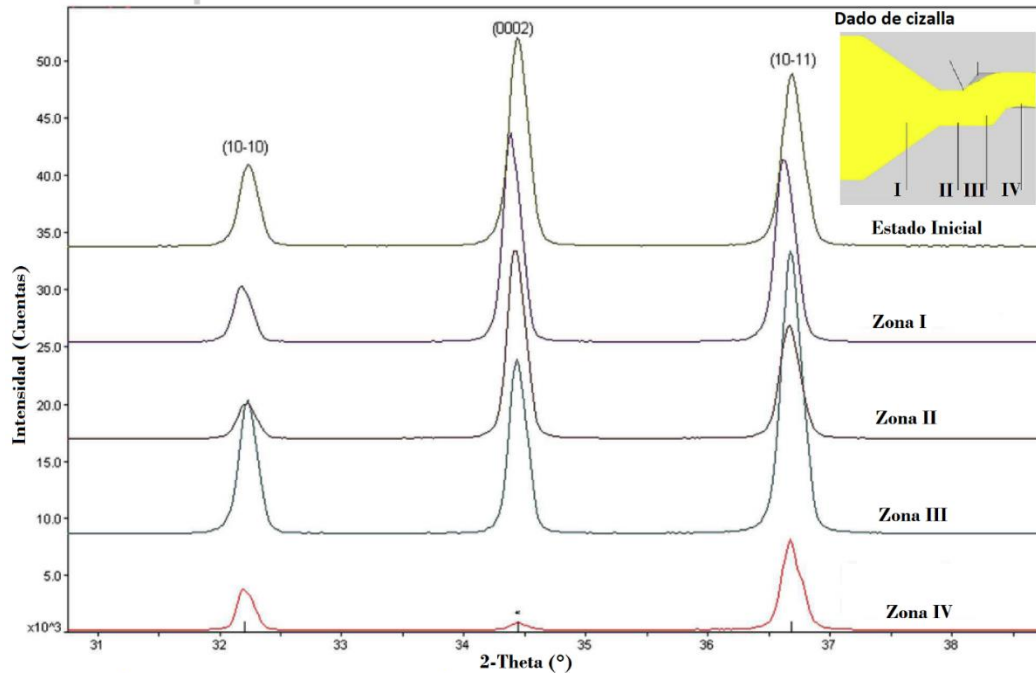


Figura 4-7. Difracción de rayos-X en diferentes zonas de cizalladura, para la aleación de magnesio AZ31 durante el procesado por extrusión usando un dado de cizalla.

Con el fin de analizar el efecto del proceso *ECASD* sobre la textura de las aleaciones de aluminio, Zisman evaluó el cambio de textura mediante difracción de rayos X sobre láminas procesadas por *ECASD*. En este caso, se determinó el efecto sobre la textura en la figura de polos para los planos {111} respecto a la dirección de cizallado (DD) y a la dirección transversal de la lámina (TD), teniendo en cuenta la condición de entrega, dos (2) pases y cuatro (4) pases como se muestra en la Figura 4-8. A partir de la figura de polo, se logra apreciar que el proceso *ECASD* logra debilitar significativamente la textura de la condición inicial luego de dos pases de cizalla, mientras que para los pases siguientes es muy poca la transformación de la textura [26], [49].

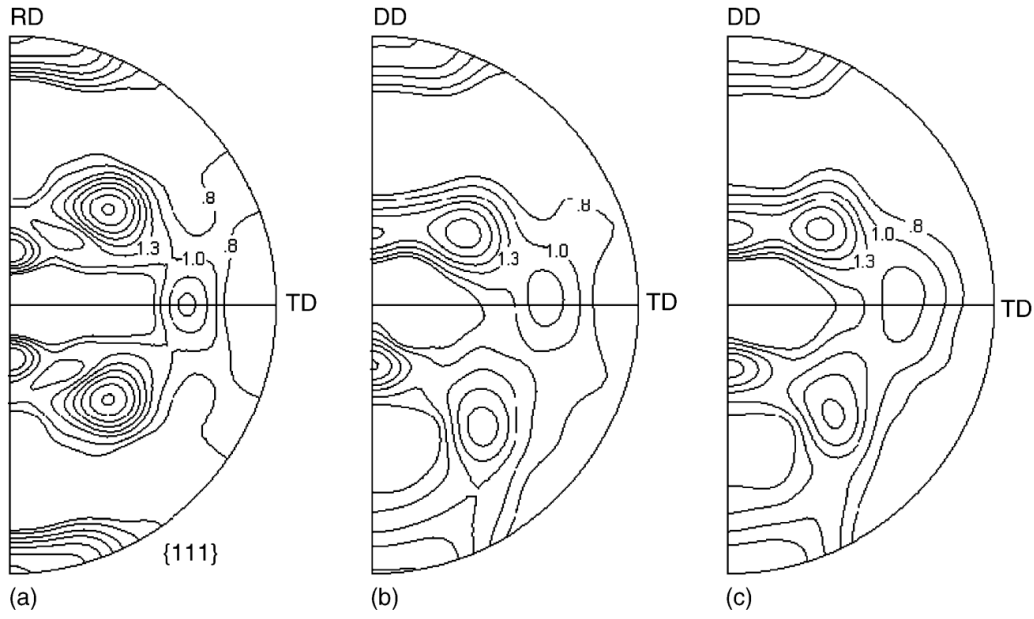


Figura 4-8. Figura de polo para aluminio comercial (a) estado recocido, (b) dos pases por ECASD, (c) cuatro pases por ECASD [49]

4.2 Metodología experimental

4.2.1 Caracterización por microscopía óptica, SEM y EBSD para la aleación AZ31B procesada por ECASD

A fin de analizar cómo el proceso *ECASD* modifica las características microestructurales y de textura de la aleación AZ31B, se tomaron como objeto de estudio muestras procesadas a diferentes temperaturas y diferentes ángulos, pero a una condición de cuatro (4) pases de cizalla obtenidas con base en la metodología planteada en el capítulo 2. Dichas muestras fueron evaluadas mediante microscopía óptica y electrónica en la dirección longitudinal al proceso *ECASD*, para lo cual la preparación de las superficies de análisis se realizó con pulido en papel abrasivo hasta N°1200 y finalizando con un pulido en pasta de diamante de 6 μm y 1 μm .

- I. Para microscopía óptica se realizó pulido químico en Nital al 10% en volumen (10 ml de ácido nítrico en 90 ml de etanol) durante un tiempo de 45 segundos, y el ataque químico se realizó en una solución de 6 g de ácido pícrico, 100 ml de etanol, 5 ml de ácido acético y 10 ml de H₂O, durante un tiempo de 20 segundos [45], [48], [50]–[53].
- II. Para EBSD y SEM, el ataque químico se realizó en una solución de 10 ml de HNO₃, 30 ml de ácido acético, 40 ml de H₂O y 120 ml de etanol, durante 10 segundos [54].

Los mapas de textura por *EBSD* fueron obtenidos en un microscopio electrónico *FEI Quanta 200 FEG* con un sistema *TSL-OIM* y una cámara *EDAX*, y los datos fueron procesados con el *Toolbox* de Matlab *MTEX* [52], [55], [56], con base en la siguiente parametrización:

```
CS = symmetry('62', [3.2 3.2 5.2], 'X||a', 'Y||b*', 'Z||c', 'mineral', 'Magnesium', 'color', 'light blue');
SS = symmetry('triclinic');
setMTEXpref('xAxisDirection', 'east');
setMTEXpref('zAxisDirection', 'outOfPlane');
pname = 'Ruta archivo.osc';
fname = [pname 'Nombre del archivo.osc'];
ebsd = loadEBSD(fname, CS, SS, 'interface', 'osc', 'wizard');
grains = calcGrains(ebsd)
condition = grainSize(grains) >= 2.1 | get(grains, 'phase') > 0;
grains = calcGrains(grains(condition), 'keepNotIndexed')
plot(ebsd)
```

4.2.2 Caracterización de la textura por DRX

Para la caracterización de la textura por difracción de rayos X, se tomaron mapas de textura desde la superficie de las láminas (dirección normal a la lámina de AZ31B), tomando un mapa en la superficie de contacto entre la lámina y el dado, otro mapa de textura a 50 μm de la superficie y uno en el centro de la lámina, usando el método *Schultz* en un goniómetro para textura *Panalytical MPD* con radiación de $\text{Cu } K\alpha_{1,2}$. Los planos para construir las figuras de polo fueron (0001), (10 $\bar{1}$ 0), (10 $\bar{1}$ 1), (10 $\bar{1}$ 2) y (1010), realizando una corrección de ruido y desenfoque. Los datos obtenidos fueron procesados con el *Toolbox* de Matlab MTEX [52], [55], [56], con base en la siguiente parametrización:

```
CS = symmetry('6/mmm', [3.1941 3.1941 5.172], 'X||a*', 'Y||b', 'Z||c', 'mineral', 'Mg',  
'color', 'light blue');  
SS = symmetry('triclinic');  
setMTEXpref('xAxisDirection','east');  
setMTEXpref('zAxisDirection','outOfPlane');  
pname = 'Ruta archivo.tpt';  
fname = [pname 'Nombre del archivo.tpf'];  
h = { ...  
    Miller(0,0,0,1,CS),...  
    Miller(1, 0,-1, 0,CS),...  
    Miller(1, 0,-1, 1,CS),...  
    Miller(1, 0,-1, 2,CS),...  
    Miller(1, 1,-2, 0,CS),...  
};  
pf = loadPoleFigure(fname,h,CS,SS,'interface','popla',...  
'wizard');  
odf = calcODF(pf)  
mdf = calcMDF(odf)  
figure('Name','Nombre de la ventana','NumberTitle','off','Color',[1 1 1])  
plotAngleDistribution(mdf)
```

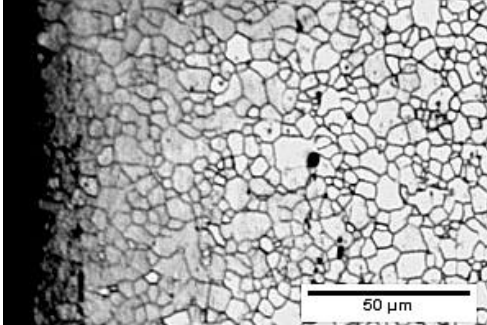
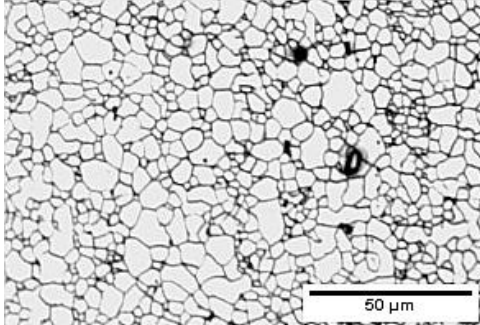
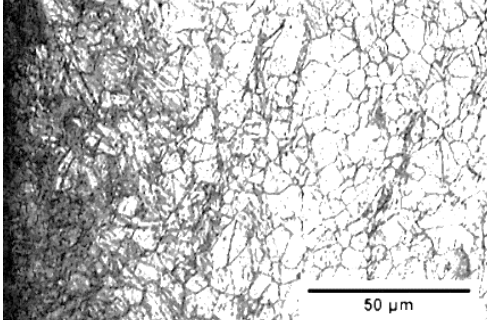
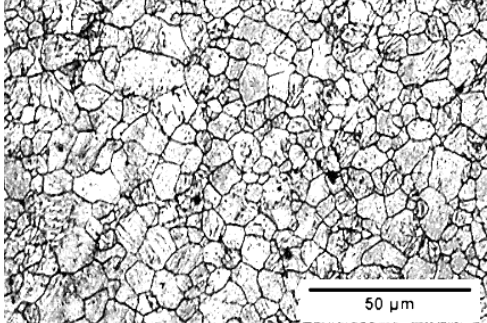
4.3 Resultados

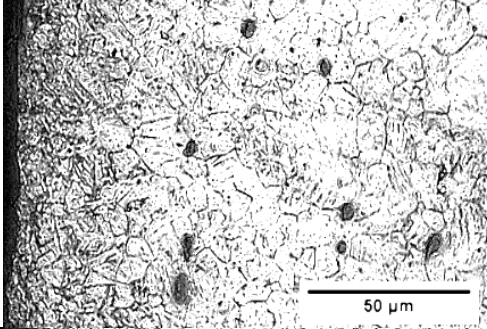
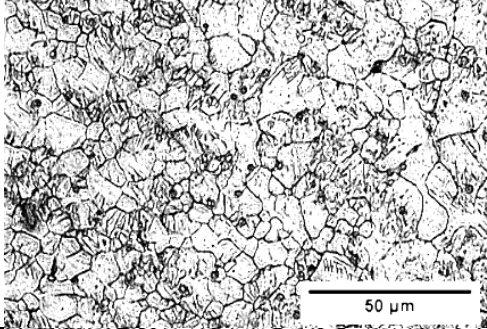
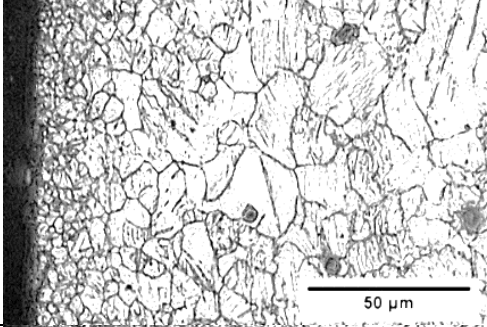
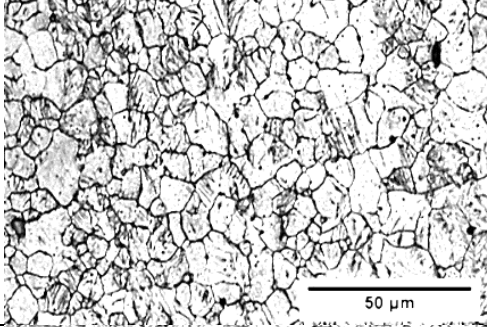
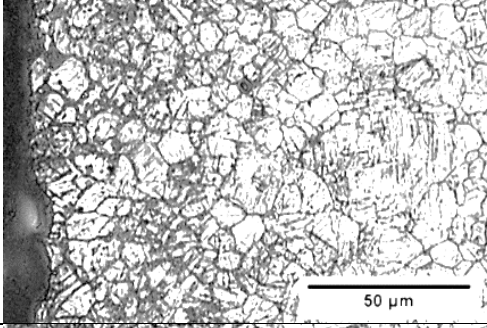
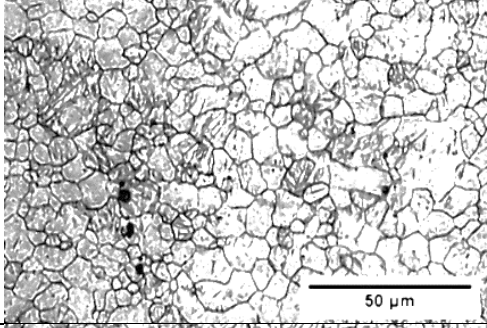
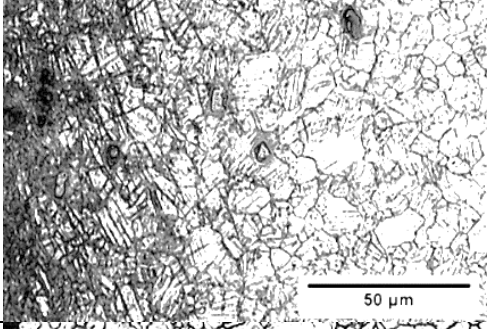
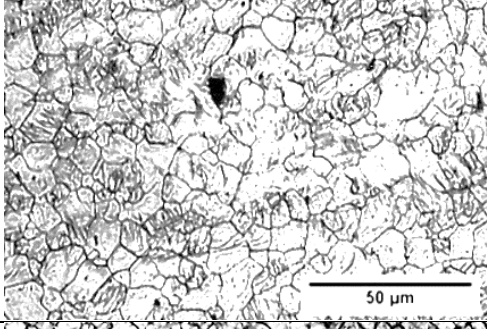
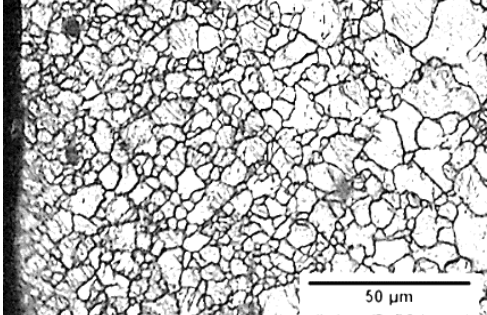
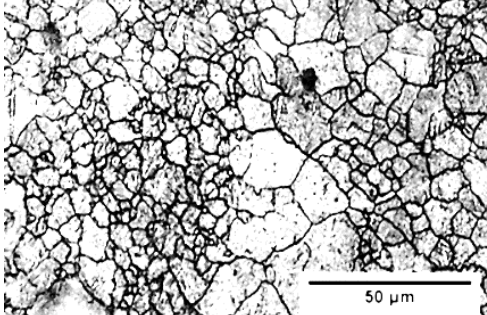
4.3.1 Cambios microestructurales y de textura en las aleaciones AZ31B procesadas por ECASD

El proceso de deformación plástica severa *ECASD* permite generar un cambio en las propiedades mecánicas de la aleación AZ31, donde dicho cambio está asociado a modificaciones en las características microestructurales del material originadas por los procesos de deformación. En ese sentido, se realizó un análisis de la incidencia de temperatura y ángulo de cizalla respecto a la modificación de la microestructura y las orientaciones cristalográficas de los granos (textura).

Al evaluar la microestructura de las láminas de AZ31B en condición inicial, se encontró que contaban con un tamaño de grano promedio de $5,14\mu\text{m}$, bastante uniforme en el centro de la lámina y un poco más pequeño en la superficie, lo que es común en las láminas obtenidas por procesos tradicionales de laminación, como se observa en la Tabla 4-1. Luego de los procesos de deformación por *ECASD*, la lámina no experimenta una reducción en su espesor, pero la microestructura se transforma significativamente. Además, la acumulación de deformación en la lámina desde la superficie hacia el centro dificultó los procesos de preparación metalográfica, pues no permite obtener superficies completamente planas, lo que a su vez dificulta el enfoque de la superficie cuando se evalúa por microscopía óptica.

Tabla 4-1. Microestructuras en el borde y el centro de láminas de AZ31 luego de aplicar cuatro (4) pases de cizalla mediante el proceso ECASD

Condición	Borde	Centro
Inicial		
A120T25P4		

Condió n	Borde	Centro
A120T100P4		
A120T200P4		
A150T25P4		
A150T100P4		
A150T200P4		

Cuando se realiza una comparación cualitativa de las distintas condiciones de proceso respecto a la condición inicial mostradas en la Tabla 4-1, se puede resaltar que al aplicar el proceso *ECASD* a temperaturas de 25°C y 100°C se aprecia la formación de bandas que están asociadas al maclado de los granos por efecto de los esfuerzos cizallantes, siendo notoria la aparición de dichas bandas en el borde de las láminas procesadas, aunque también se observa la presencia de estas bandas en el centro. Sin embargo, cuando el proceso *ECASD* se realiza a 200°C; los granos no revelan la presencia de bandas de maclado pero si una variación significativa en el tamaño de grano de la superficie respecto a los granos en el centro de la lámina.

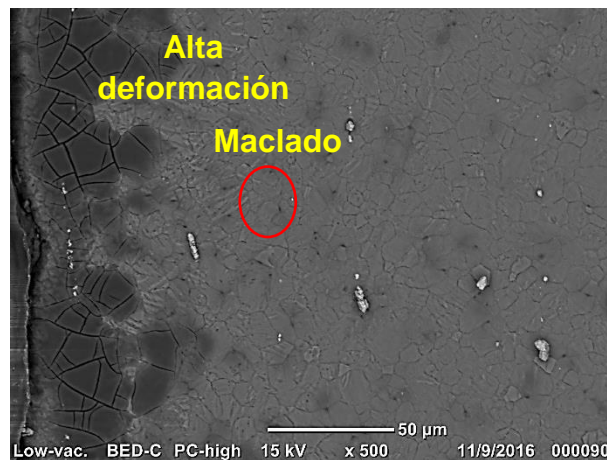


Figura 4-9. Imagen en SEM de la muestra procesada por ECASD a un ángulo de 150°, temperatura de 25°C y 4 pases de cizalla

A fin de observar algunos detalles de la microestructura, se realizó una inspección de las láminas procesadas usando microscopía electrónica de barrido (*SEM*), tomándose como referencia las láminas procesadas a un ángulo de deformación de 150°, para las diferentes temperaturas de proceso y para 4 pases de cizalla como se muestra en la Figura 4-9, Figura 4-10 y Figura 4-11. Las imágenes obtenidas en la Figura 4-9 y la Figura 4-10 que están asociadas a las deformaciones realizadas a temperaturas de 25°C y 100°C, respectivamente; muestran que desde el borde hacia el centro de la lámina se revelan bandas asociadas al maclado de algunos granos. Además, se aprecia que durante el ataque químico metalográfico se da un proceso de corrosión más severos en el borde de las muestras debido a la severidad de la deformación en la superficie de las láminas. Sin embargo, esta técnica no brinda información de las orientaciones cristalográficas de los granos que permita aseverar la intensidad del maclado luego del proceso *ECASD*, por lo que más adelante se podrá corroborar la presencia de maclas mediante las técnicas *EBSD* y *DRX*.

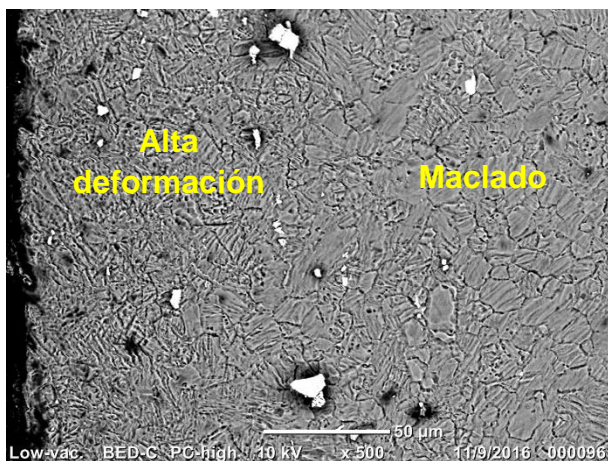


Figura 4-10. Imagen en SEM de la muestra procesada por ECASD a un ángulo de 150°, temperatura de 100°C y 4 pases de cizalla

Al evaluar la lámina procesada a 200°C mostrada en la Figura 4-11, se aprecia que hay una significativa variación en el tamaño de grano desde la superficie de la lámina hacia el interior, siendo más fino el grano en la superficie, pero a esta condición de temperatura no se hace apreciable la presencia de bandas asociadas al maclado de los granos.

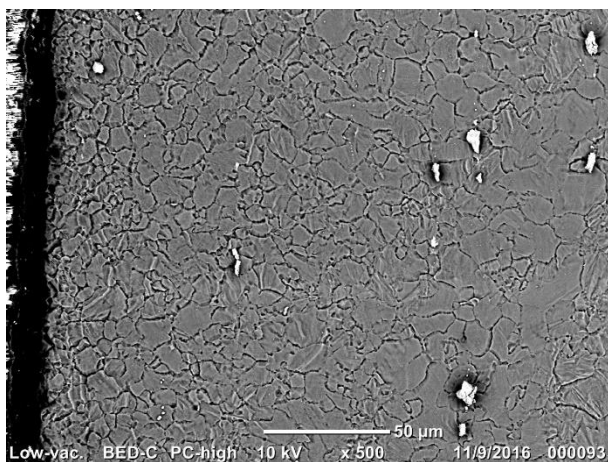
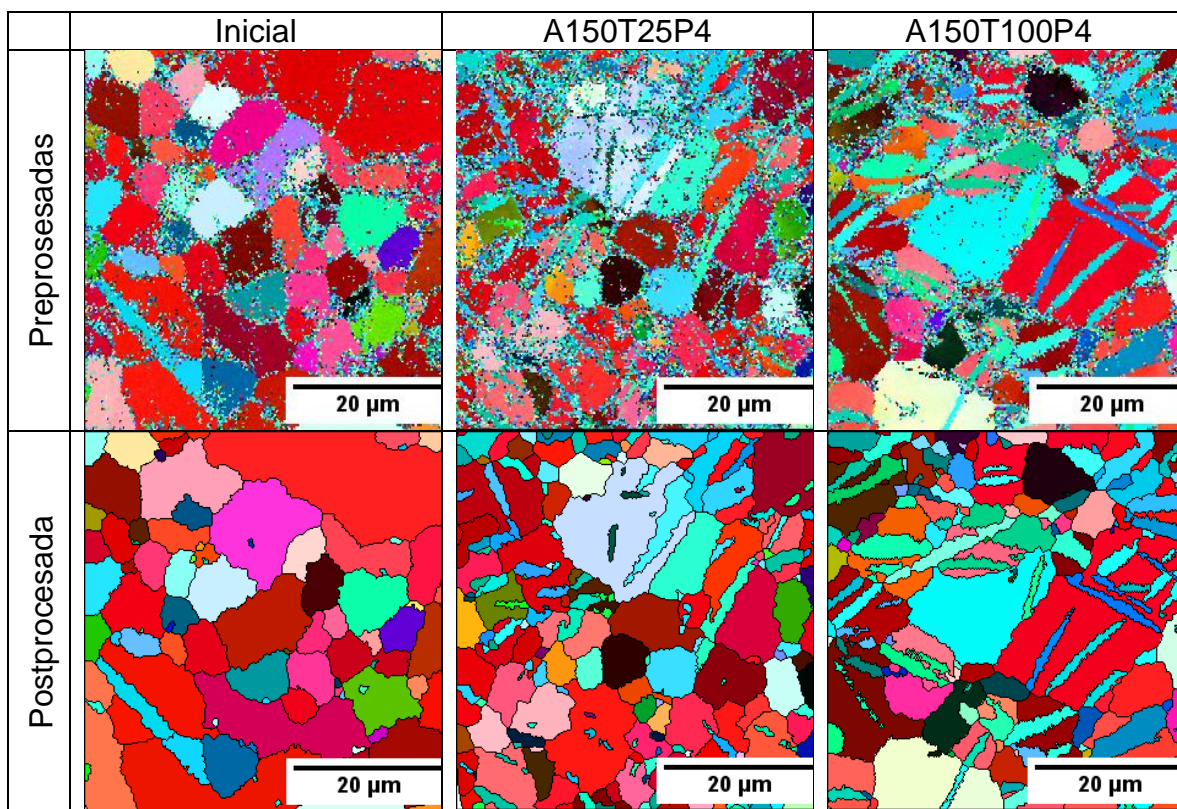


Figura 4-11. Imagen en SEM de la muestra procesada por ECASD a un ángulo de 150°, temperatura de 200°C y 4 pases de cizalla

A fin de corroborar cómo el proceso ECASD induce el maclado de los granos de la lámina de AZ31B, se realizó microscopía electrónica de barrido de electrones por retrodispersión (*Electron Backscatter Diffraction-EBSD*), lo que permitió determinar que los granos de las láminas procesadas experimentan un maclado significativo, dada la aparición de bandas con orientaciones cristalográficas distintas en el interior de los granos, las cuales se observan en las microtexturas de la Tabla 4-2.

Pese a que los mapas de *EBS*D pueden dar información contundente sobre los cambios microestructurales generados durante la modificación de los parámetros del proceso *ECASD*, se optó por profundizar en el análisis de la textura mediante el uso de difracción de rayos-X, ya que esta técnica no implica una preparación meticulosa de la superficie a evaluar y puede brindar información de cómo se generó el cambio de la textura en un volumen del material. En esta instancia, es necesario hacer la observación que las microtexturas obtenidas muestran que en la condición inicial hay zonas inicialmente macladas, las cuales se incrementan con la aplicación del proceso *ECASD*.

Tabla 4-2. Microscopia *EBS*D para la lámina en la condición inicial y la lámina procesada bajo dos condiciones de proceso: A150T25P4 y A150T100P4



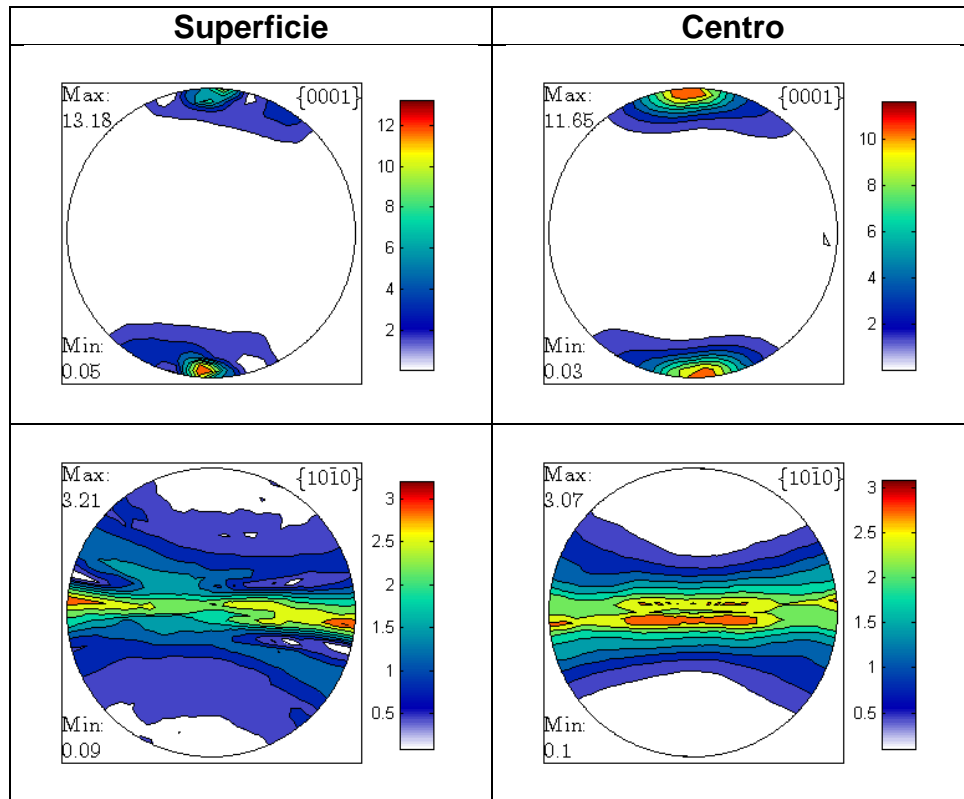
4.3.2 Cambio de textura en las láminas de AZ31 procesadas por *ECASD* y evaluada por DRX

4.3.2.1 Análisis por DRX de textura de la lámina de AZ31B en condición recocida

Al realizar un análisis de la textura de las láminas de magnesio AZ31B tomadas como condición inicial, se puede observar en la Tabla 4-3, que estas cuentan con

una textura fuertemente basal como puede apreciarse en las figuras de polo de los planos basales $\{0001\}$ y prismáticos $\{10\bar{1}0\}$. Sin embargo, la textura muestra ser mayor en la superficie con un máximo de intensidad de 13,18; mientras que en el centro de la lámina la intensidad máxima es de 11,85. Sobre los planos prismáticos solo se observan intensidades máximas de 3,21 y 3,07 en la superficie y el centro, respectivamente.

Tabla 4-3. Figuras de polo en la superficie y el centro para las láminas de AZ31B en condición inicial sobre los planos $\{0001\}$ y $\{10\bar{1}0\}$.



De la evaluación de la textura mediante DRX, se obtuvieron las curvas de orientación relativa entre granos, como se muestra en la Figura 4-12. Se estableció que la lámina de AZ31B en condición inicial tiene en la superficie fronteras de grano de alto ángulo, lo que está relacionado con el texturizado basal promovido por deformación en la superficie que es generada durante la producción de láminas por laminación en caliente. Como las aleaciones de magnesio son susceptibles a maclas por tensión caracterizadas por rotaciones a 86° , estas maclas inducen nucleación y recristalización dinámica de los granos en la superficie dando lugar a la formación de granos con orientaciones relativas de alto ángulo y cercanos a 90° .

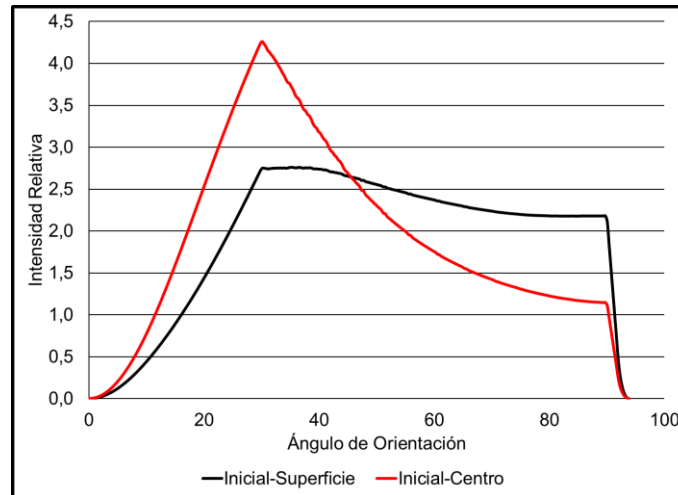


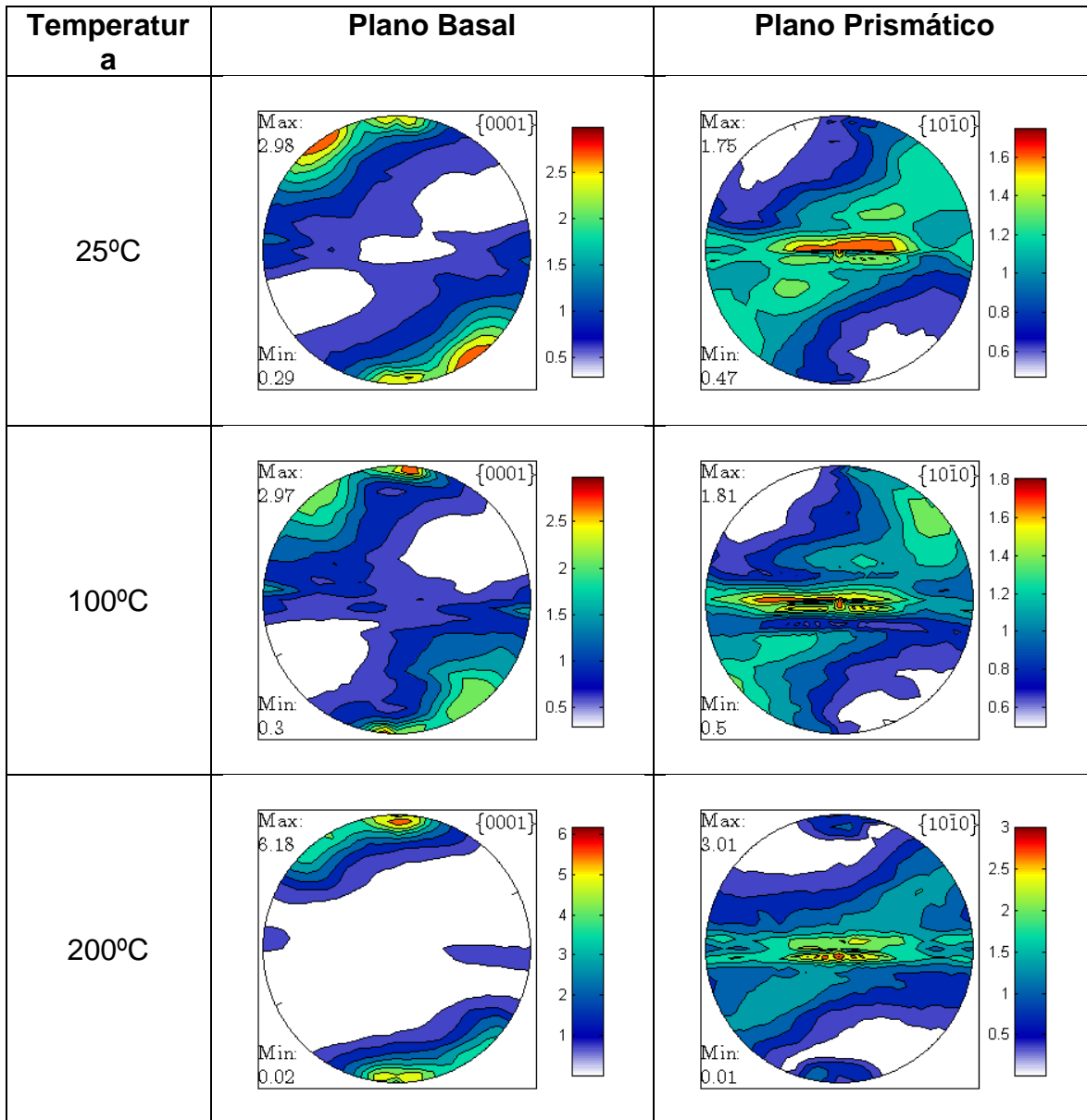
Figura 4-12. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos, para la superficie y el centro de la lámina de AZ31B

4.3.2.2 DRX de la textura de la lámina de AZ31B procesada por ECASD

4.3.2.2.1 Textura de la lámina de AZ31B procesada por ECASD: superficie

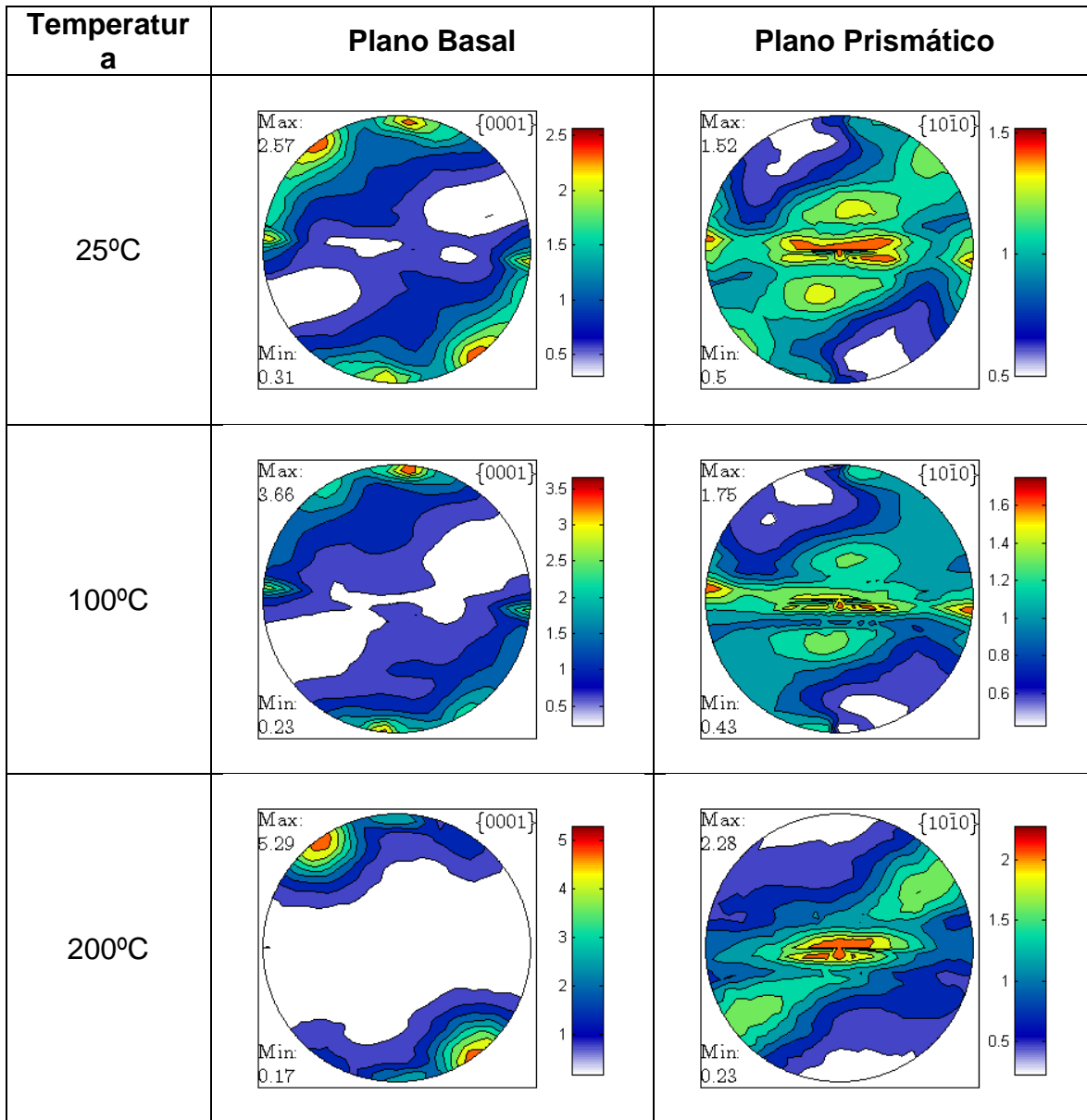
Al caracterizar la textura de las superficies de las láminas procesadas por *ECASD* a un ángulo de 120° , se puede observar en la Tabla 4-4 un debilitamiento de la textura basal y prismática de la condición deformada respecto a la condición inicial. Además, se evidencia una rotación de los planos basales y prismáticos cuando el proceso se realiza a 25° y 100° , la cual es inducida por efecto de la cizalladura. Se observa que para la condición de proceso de 200°C hay un menor debilitamiento de la textura basal y de rotación de los planos.

Tabla 4-4. Figuras de polo en la superficie para láminas de AZ31B procesadas por ECASD para un ángulo de 120° y 4 pases, sobre los planos {0001} y {10 $\bar{1}$ 0}.



Al pasar de un ángulo de dado de 120° a uno de 150°, se disminuye la severidad del ángulo cizalla, y la textura de la lámina experimenta modificaciones similares en la superficie, como se evidencia en la Tabla 4-5. Aparte del debilitamiento de la textura, hay un mayor efecto del proceso sobre la rotación de los planos basales y prismáticos, mostrando la formación de polos adicionales en las figuras para el ángulo de cizalla 150°, conservándose el efecto de la deformación a la temperatura de proceso de 200°C.

Tabla 4-5. Figuras de polo en la superficie para láminas de AZ31B procesadas por ECASD para un ángulo de 150° y 4 pases, sobre los planos {0001} y {10 $\bar{1}$ 0}.



Como se mostró en las figuras de polo que caracterizan la textura de las superficies de las láminas, el proceso ECASD genera en la superficie una reorientación de los planos basales y prismáticos, lo que se puede ver claramente en las curvas de orientaciones cristalográficas para la superficie mostradas en la Figura 4-13, donde se evidencia que las condiciones de deformación a 200°C son las que menos rotaciones de grano generan, comparadas con las rotaciones generadas para el

proceso a 25°C y 100°C. Es notable que a 200°C para la condición de cizalladura de 150° se evidencian rotaciones de los cristales.

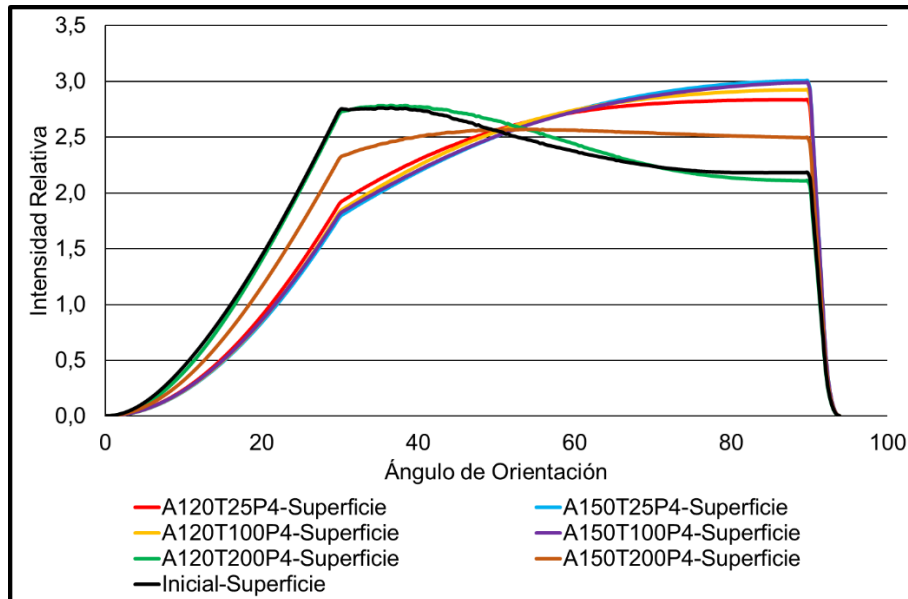
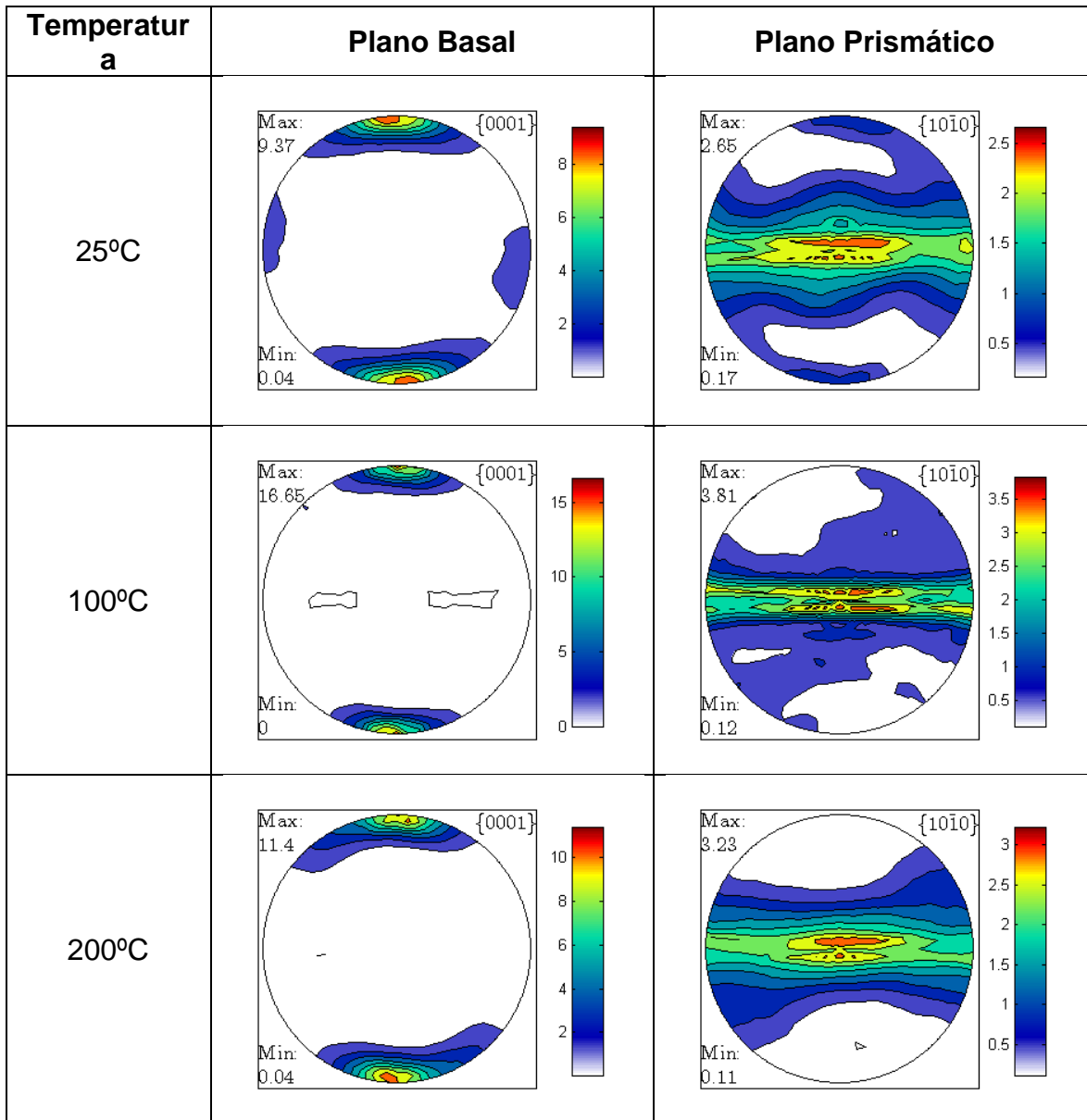


Figura 4-13. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos, para la superficie de la lámina de AZ31B procesada por ECASD

4.3.2.2.2 Textura de la lámina de AZ31B procesada por ECASD: a 50µm de la superficie

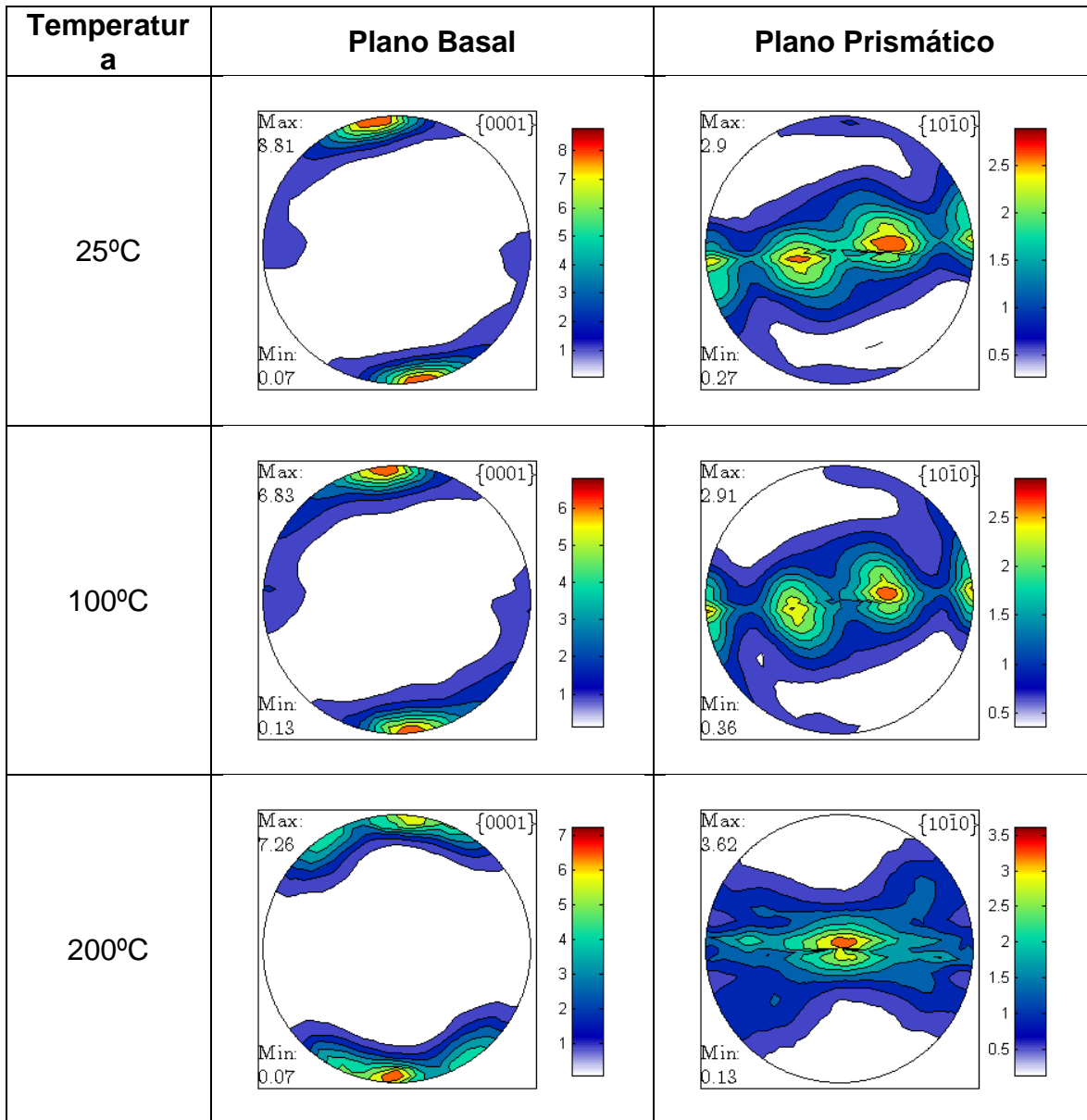
Al observar las diferentes texturas del material medidas a 50µm de la superficie (Tabla 4-6), se puede apreciar cómo se desarrolló la propagación de la deformación por el efecto combinado de la temperatura y el ángulo de cizalla en el proceso ECASD. El ángulo de cizalla de 120° mostró menos debilitamiento de la textura y menores niveles de rotación de los polos, cuando se evalúa la textura a 50 µm de la superficie. Se evidenció que cuando el proceso se realiza a una temperatura intermedia de 100°C y para un ángulo de 120°, se da un menor debilitamiento de la textura basal.

Tabla 4-6. Figuras de polo a 50µm de la superficie para láminas de AZ31B procesadas por ECASD para un ángulo de 120° y 4 pases, sobre los planos {0001} y {1010}.



Cuando se evaluó la variación de la textura a 50µm de la superficie para el ángulo de 150° a las diferentes temperaturas y 4 pases (Tabla 4-7), se encontró un comportamiento distinto al mostrado para el ángulo de cizalla de 120°. Esto significa un debilitamiento significativo de la textura respecto a la condición inicial, pero a diferencia de lo mostrado para el ángulo de 120°, el proceso a 100°C y el ángulo de 150° muestra el mayor debilitamiento de la textura, aunque es mínima la diferencia respecto a las temperaturas de 25° y 200°C, lo que muestra que el ángulo de 150° permite una propagación más homogénea de la deformación.

Tabla 4-7. Figuras de polo a 50µm de la superficie para láminas de AZ31B procesadas por ECASD para un ángulo de 150° y 4 pases, sobre los planos {0001} y {1010}.



A partir de las figuras de polo obtenidas a 50µm de la superficie de las láminas, se puede ver en la Figura 4-14 que las rotaciones más significativas en las orientaciones de los cristales hacia fronteras de grano de alto ángulo, se logra cuando se usa un ángulo de deformación por cizalladura de 150°. Además, se aprecia que las condiciones que menor efecto tienen sobre la textura son las deformaciones realizadas a 200°C. Por lo anterior, se puede interpretar que el ángulo de 120° promueve una deformación superficial muy alta sin propagación significativa hacia el interior de la lámina.

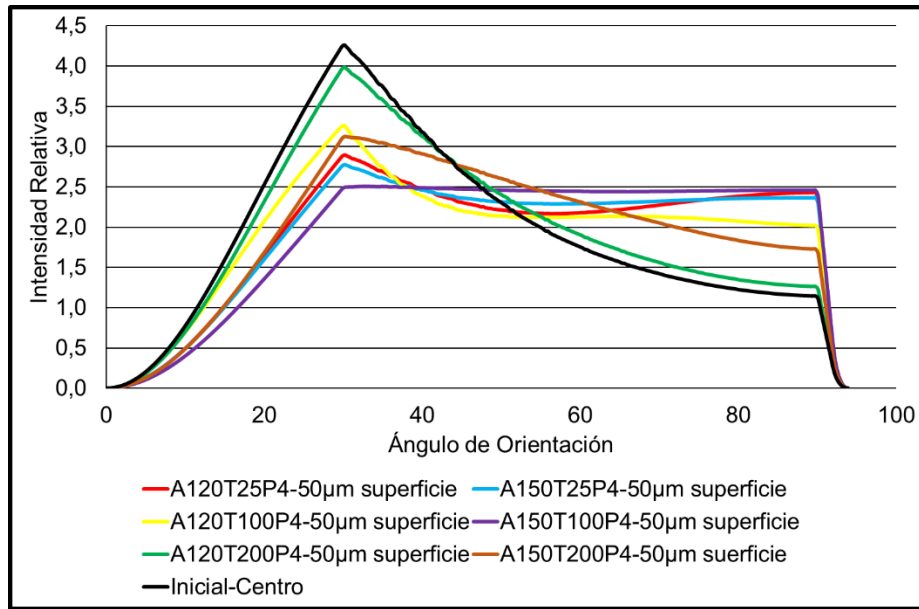
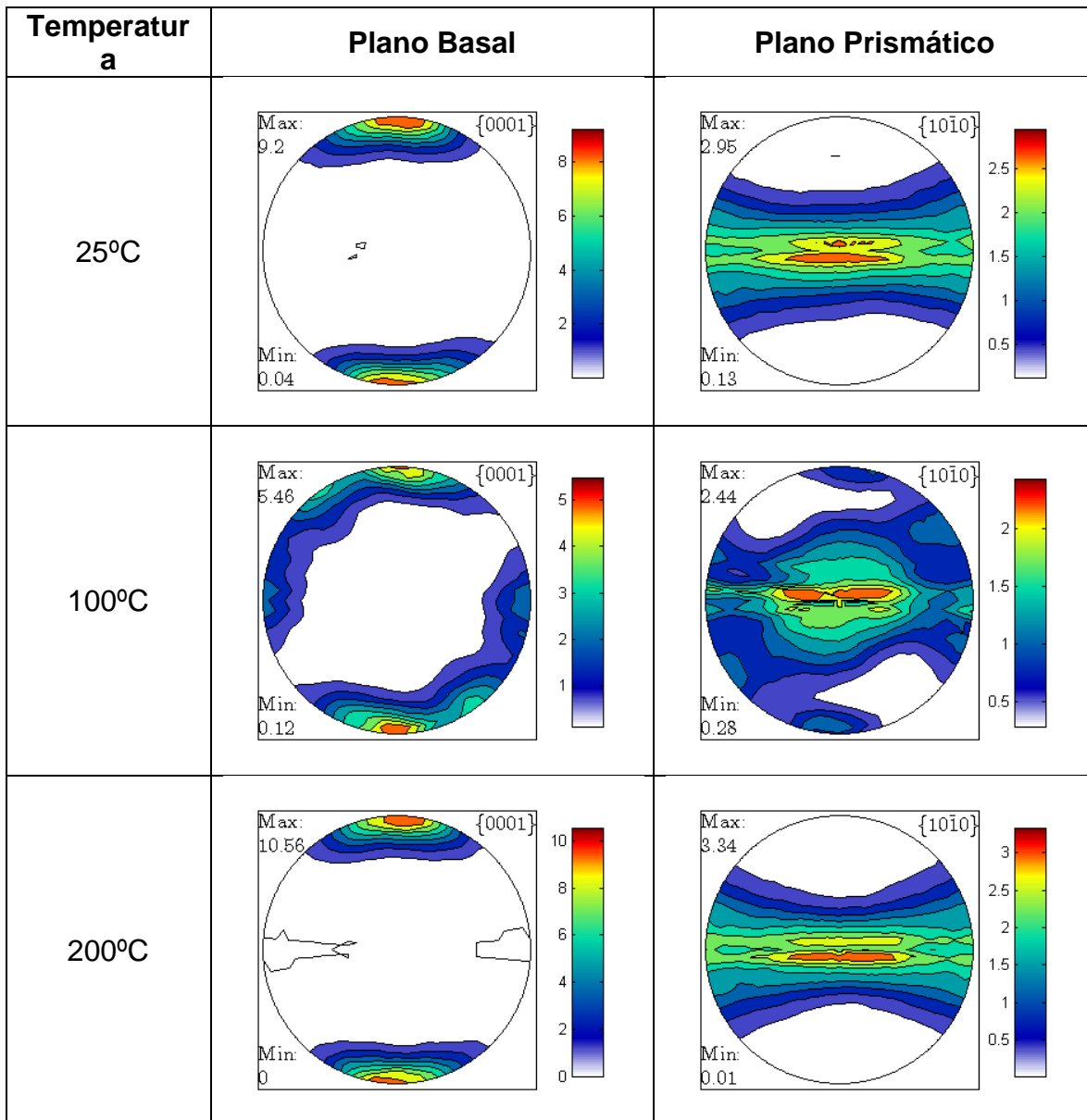


Figura 4-14. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos a 50µm superficie de la lámina de AZ31B procesada por ECASD

4.3.2.2.3 Textura de la lámina de AZ31B procesada por ECASD: Parte central

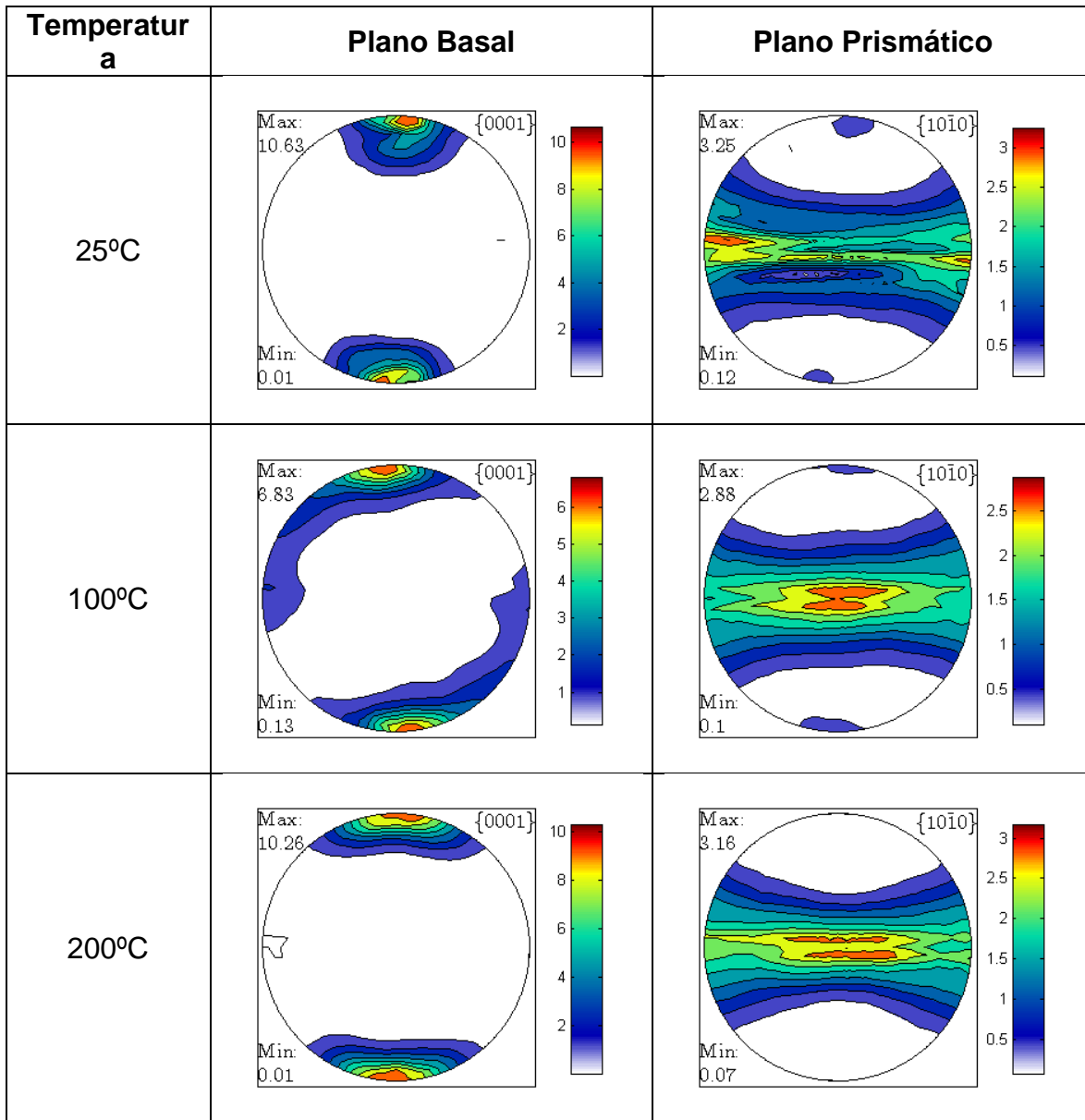
Al evaluar el efecto del proceso ECASD en el centro de la lámina, se determinó como las diferentes temperaturas y ángulos de cizalla logran afectar las características cristalográficas a una distancia aproximada de 1,2mm de la superficie. Con base en las figuras de polo mostradas en la Tabla 4-8, se puede observar una leve variación de la textura en el centro de la lámina para el ángulo de 120° a las diferentes temperaturas y 4 pases, donde solo se evidencia un debilitamiento de la textura para la condición de deformación a 100°C, ya que a 25°C y 200°C se da un aumento de la intensidad de la textura en el plano basal. Esto indica que la temperatura del proceso puede jugar un papel más importante en el centro de la lámina, dado que la deformación afecta en forma más severa la superficie de las láminas.

Tabla 4-8. Figuras de polo en el centro para láminas de AZ31B procesadas por ECASD para un ángulo de 120° y 4 pases, sobre los planos {0001} y {10 $\bar{1}$ 0}.



Cuando se disminuye la severidad del ángulo de cizalla pasando de 120° a 150°, el comportamiento de la textura en el centro de la lámina no varía significativamente, aunque muestra tener el mismo comportamiento para ambos ángulos de cizalla, ya que se observa solo el debilitamiento de la textura cuando el proceso se realiza a 100°C como se muestra en la Tabla 4-9. Sobre los planos prismáticos no se observan variaciones significativas que muestren otros efectos en la rotación de los cristales.

Tabla 4-9. Figuras de polo en el centro para láminas de AZ31B procesadas por ECASD para un ángulo de 150° y 4 pases, sobre los planos {0001} y {10 $\bar{1}$ 0}.



Finalmente en las curvas de orientaciones cristalográficas mostradas en la Figura 4-15, se puede observar que el centro de la lámina es poco susceptible a cambios en orientaciones cristalográficas, ya que no se aprecia cambios significativos en las orientaciones de los granos respecto a la condición inicial de la lámina. Sin embargo, se observa que a una temperatura de 200°C hay un leve fortalecimiento de la textura basal sin una modificación en las orientaciones cristalográficas relativas, aunque se

aprecia un resultado atípico para la condición de proceso a un ángulo de 120°, una temperatura de 100°C y 4 pases de cizalla.

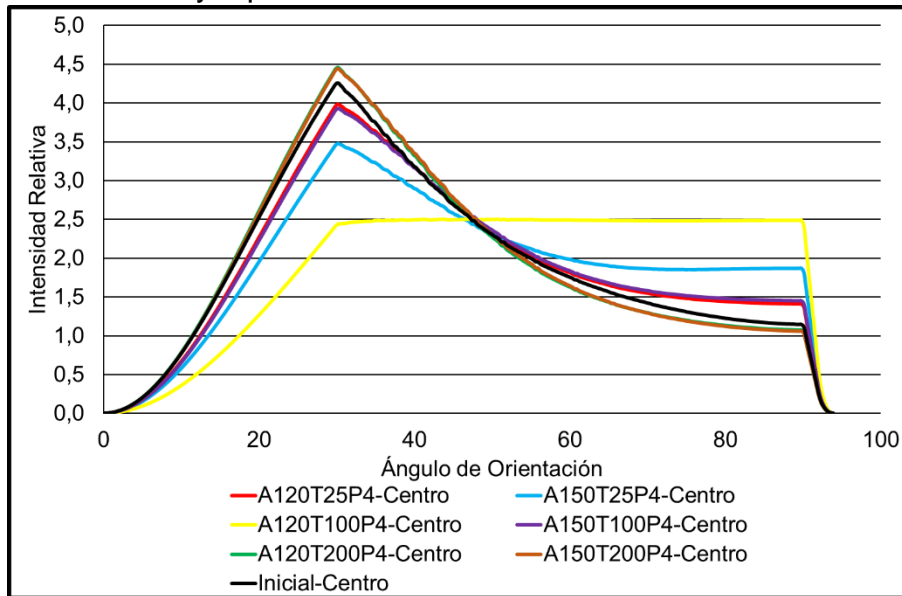


Figura 4-15. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos, para el centro de la lámina de AZ31B procesada por ECASD.

La reorientación de los granos cuando el proceso se realiza a temperatura ambiente (25°C) se puede ver en la Figura 4-16, donde se observa que el material difiere en el ángulo de grano en las fronteras, siendo éste mayor en la superficie y menor hacia el centro de la lámina. Esto está relacionado con el volumen de maclado, ya que las maclas predominantes son las maclas en tensión y estas generan rotaciones de 86° en la zona maclado, siendo similar el comportamiento para la lámina de AZ31B procesada a un ángulo de cizalla 120° y a 150°.

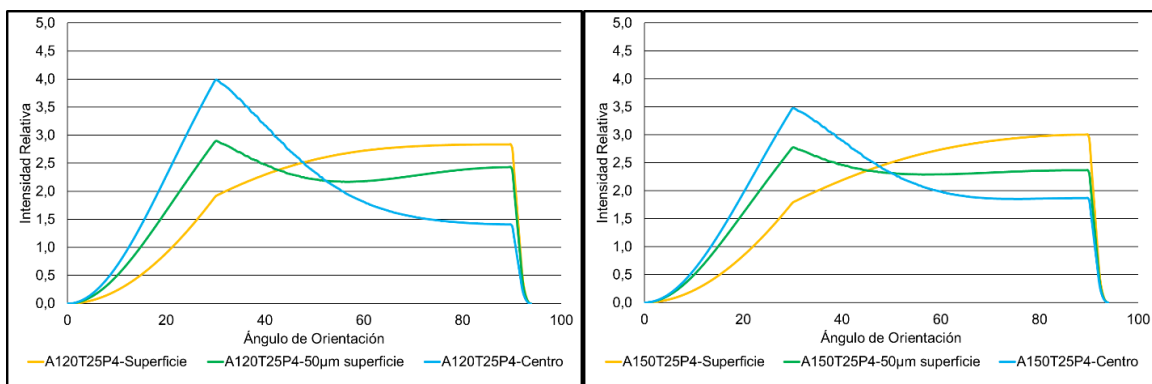


Figura 4-16. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos para la lámina de AZ31B procesada a 25°C mediante ECASD

Para el proceso ECASD realizado a 100°C, se puede ver en la superficie un comportamiento similar a lo observado a 25°C dado que se genera el aumento de

ángulo en las fronteras de grano como se muestra en la Figura 4-17. Con respecto al comportamiento a 50µm de la superficie y en el centro de la lámina, no se muestra un incremento significativo en el ángulo de las fronteras de grano y además se intercala en comportamiento de la textura cuando se modifica el ángulo de cizalladura, mostrando una mayor incidencia en la modificación de la textura en el centro y la sub-superficie cuando se procesa la lámina usando un ángulo de cizalla de 150°.

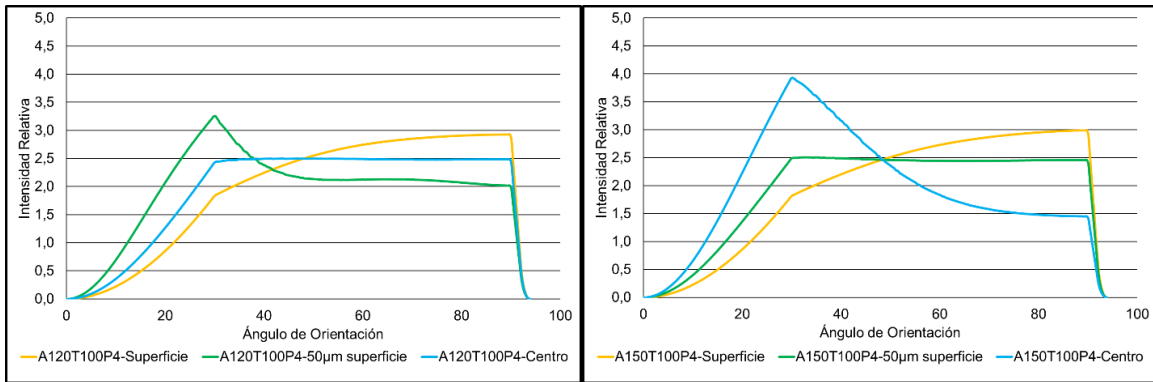


Figura 4-17. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos para la lámina de AZ31B procesada a 100°C mediante ECASD

Cuando el proceso ECASD se realiza a 200°C se observa un menor efecto del proceso sobre la textura de la lámina, ya que las variaciones en las orientaciones de los granos es poca en la sub superficie y en el centro de la lámina, como se muestra en la Figura 4-18. Por su parte, el efecto en la superficie es significativo dado que se logra tener una variación casi constante en las orientaciones de los granos, siendo más homogéneo el proceso cuando el ángulo de cizalladura es de 150°.

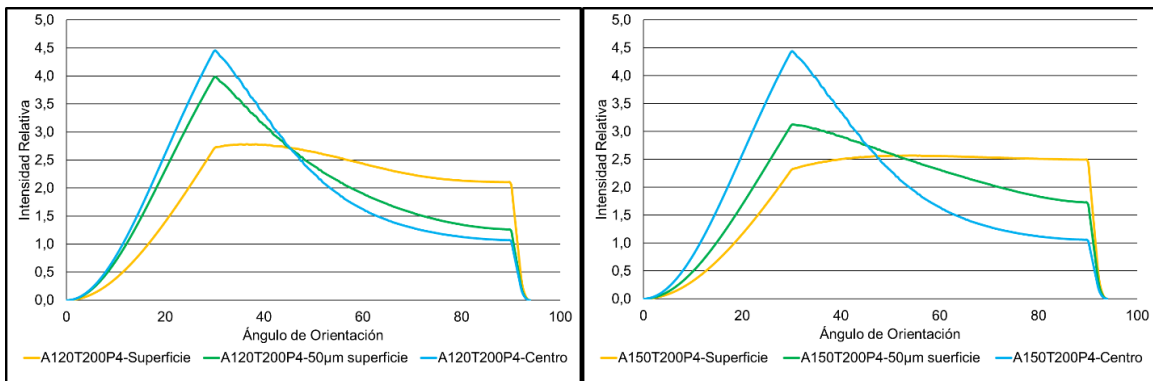


Figura 4-18. Variación de las orientaciones cristalográficas de los granos para la lámina de AZ31B procesada a 200°C mediante ECASD

4.4 Análisis de resultados

A partir de la evaluación de la microestructura, se logró evidenciar que el proceso *ECASD* no genera acumulación de deformación a partir del cambio morfológico de los granos, dado que no hay un cambio significativo en los tamaños y forma de los mismos. Esto significa que durante el proceso *ECASD* se acumula deformación mediante la formación de maclas y la rotación de los granos por efecto de los esfuerzos cizallantes bajo los cuales está sometido el material. Además, se plantea que a la temperatura de 200°C el material es susceptible a procesos de crecimiento de grano y no se promueve la acumulación de deformación mediante el maclado de los granos.

Al evaluar la textura de las láminas de AZ31B, se evidenció una diferencia significativa entre la textura en la superficie y en el centro, lo que corrobora que muchos de los granos de la superficie que son más pequeños que los granos en el centro de la lámina nuclearon a partir de maclas formadas durante la deformación que experimenta la superficie de la lámina, principalmente por efectos de la fricción entre los sistemas de laminación y la lámina. La variación de la textura conlleva a mecanismos de deformación distintos entre la superficie y el centro de la lámina, lo que en muchos casos puede afectar o modular el desempeño mecánico de estos materiales en el proceso de conformado plástico.

El comportamiento de la textura en la superficie mostró que la deformación a bajas temperaturas induce una mayor modificación de la textura de la superficie pasando a fronteras de grano de alto ángulo. Como se muestra en el histograma de la Figura 4-19, el proceso *ECASD* genera un debilitamiento de la textura basal de las láminas de magnesio, siendo mayor a condiciones de baja temperatura, lo cual le confiere a la superficie de la lámina mayor comportamiento isotrópico dado que los planos basales no se orientan preferencialmente paralelos a la superficie de la lámina.

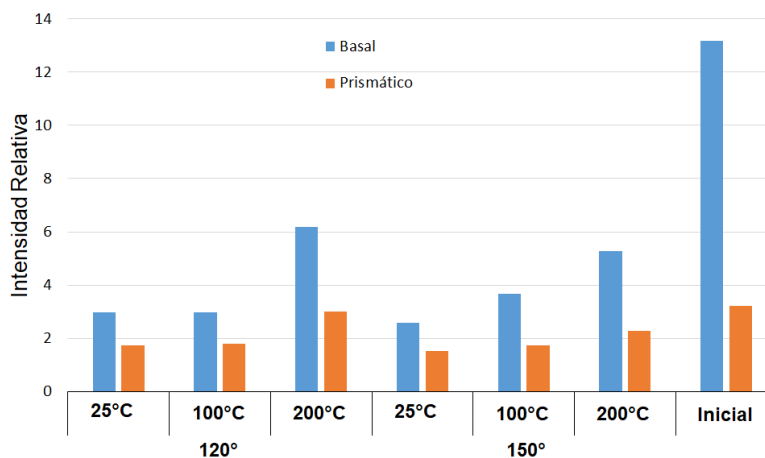


Figura 4-19. Variación en la intensidad de la textura en la superficie de la lámina de AZ31B procesada por *ECASD*, para el plano basal y prismático.

Cuando se evalúan los cambios de textura que induce el proceso *ECASD* en la sub-superficie como se muestra en la Figura 4-1, se puede observar que hay menor debilitamiento de la textura basal respecto a lo observado en la superficie. Sin embargo, se fortaleció la textura basal para la condición de deformación a un ángulo de 120° y una temperatura de 100°C, lo que puede estar asociado a que en la sub-superficie se genera un alto maclado de los granos, pero no son suficiente las condiciones termo-mecánicas para promover un proceso de recristalización sobre los granos deformados o maclados. Además, se evidencia una mayor afectación de la textura basal del material para un ángulo de deformación de 150°.

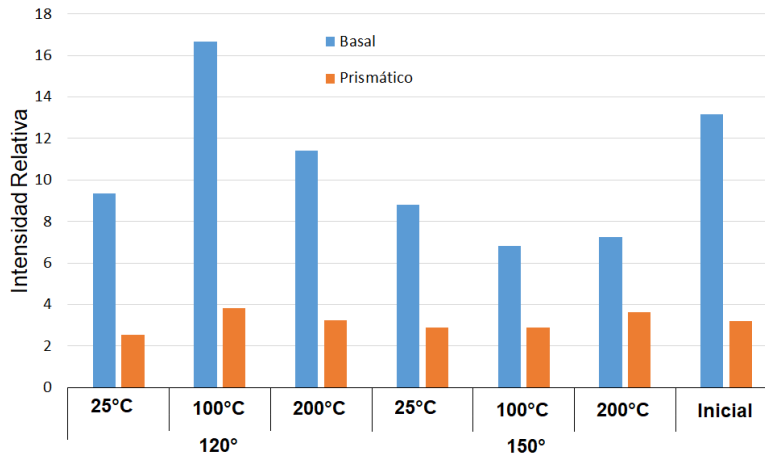


Figura 4-20. Variación en la intensidad de la textura a 50µm de la superficie de la lámina de AZ31B procesada por *ECASD*, para el plano basal y prismático.

Dado que el proceso de deformación aplicado durante el proceso *ECASD* inicia en la superficie y se propaga hacia el centro de la lámina, la severidad de la deformación es función de la distancia desde la superficie de la lámina procesada, por lo cual en el capítulo anterior se pudo definir una relación entre la variación de la microdureza y la distancia desde la superficie hacia el interior de la lámina. Cuando se analiza cómo se modifica la textura en el centro de la lámina, la Figura 4-21 muestra que a la temperatura de proceso de 100°C es donde se logra el mayor debilitamiento de la textura respecto a la condición inicial de la lámina, lo que permite definir que la temperatura de 100°C es la condición más eficiente para lograr propagar las deformaciones por cortante que se aplican durante el proceso *ECASD* y aunque no se podría plantear que en el centro de la lámina se logre un proceso de recristalización, las rotaciones por maclados logran modificar la textura fuertemente basal, lo que permitiría tener sistemas de deslizamientos basales en distintas orientaciones respecto a la superficie de la lámina luego de ser procesada.

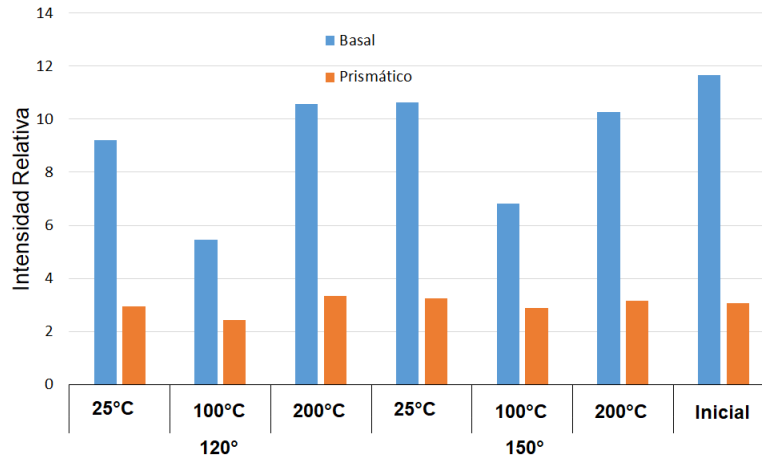


Figura 4-21. Variación en la intensidad de la textura en el centro de la lámina de AZ31B procesada por ECASD, para el plano basal y prismático.

Finalmente, modificar la textura de las aleaciones de magnesio AZ31B permite modular el comportamiento mecánico de estas aleaciones como se observa en la Figura 3-4, donde se puede ver que durante el proceso ECASD hay una disminución en los esfuerzos de fluencia respecto a la condición inicial, lo que está en concordancia con el debilitamiento de la textura basal. No obstante a ello, el aumento en la resistencia a la tensión de la lámina procesada indica que el debilitar la textura permite el endurecimiento por deformación, el cual es generado por la rotación de los cristales durante la formación de maclas. Sin embargo, debe tenerse en mente que dicha acumulación de la deformación se hace menos evidente cuando el proceso se realiza a 200°C, ya que se da un balance entre la deformación aplicada y el crecimiento de grano por efecto de la alta temperatura del proceso.

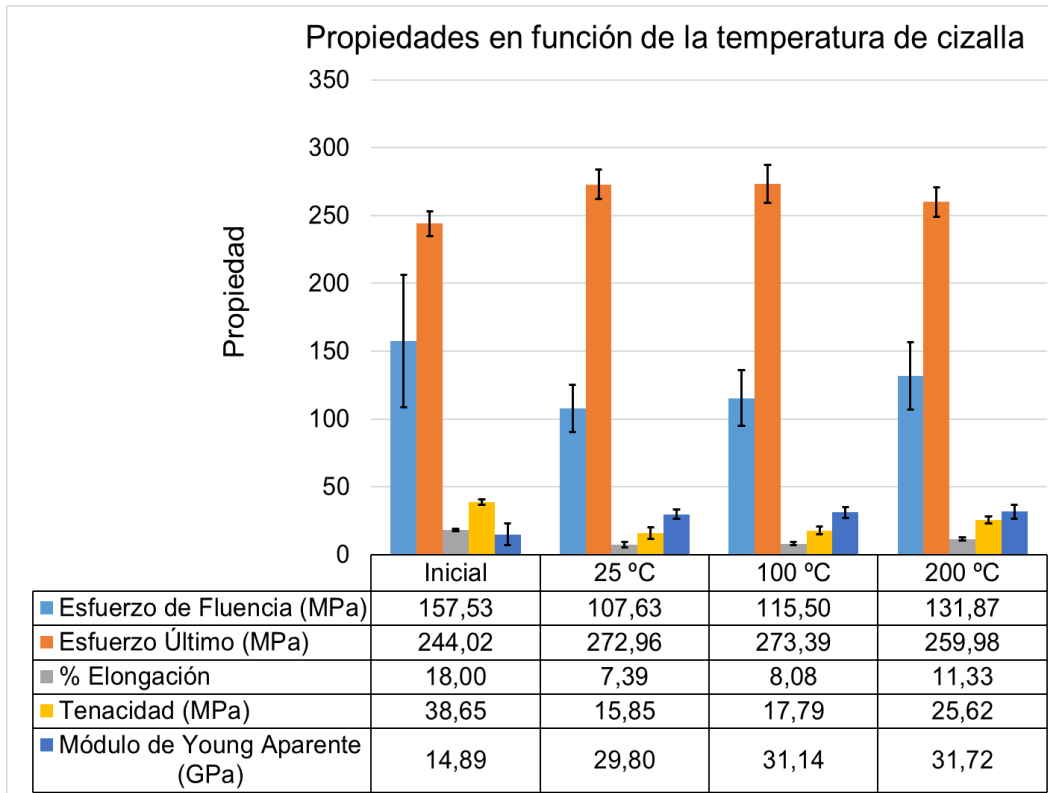


Figura 4-22. Variación de las propiedades mecánicas respecto a la temperatura del proceso de cizalladura

La variación del porcentaje de elongación y la tenacidad obtenidos mediante el proceso *ECASD*, muestran una relación directa con los cambios de resistencia última, ya que estas propiedades disminuyen respecto a la condición inicial de la lámina, pero van incrementando a medida que el proceso se realiza a mayor temperatura. Esto indica que el efecto de la temperatura de proceso incide en la cantidad de deformación que es posible acumular en el material. Sin embargo, el módulo de Young aparente muestra un incremento significativo respecto a la condición inicial de la lámina, lo que se puede asociar a las modificaciones de la textura basal que inicialmente mostraba la lámina, ya que preferencialmente los planos basales eran paralelos a la superficie de la lámina, permitiendo que los esfuerzos aplicados en la dirección longitudinal, activaran fácilmente los sistemas de deslizamiento basal. Sin embargo, luego de aplicar el proceso *ECASD* el maclado genera rotaciones a 86° sobre los cristales maclados, lo que direcciona muchos de los planos basales en dirección perpendicular a los esfuerzos aplicados en dirección longitudinal de las láminas e incrementa la densidad de dislocaciones. Esto promueve que la aleación AZ31B procesada requiera mayor energía para activar los mecanismos de deformación plástica y se ve reflejado en un incremento del módulo de Young aparente.

4.5 Conclusiones

El proceso de deformación plástica severa *ECASD* es un proceso que permite modificar la textura de láminas de aleación de Mg, aunque dicha modificación no es homogénea en el todo el espesor de la lámina, dado que la interacción entre el dado y la lámina es predominante en la superficie, donde se logran las mayores transformaciones en la microestructura y la textura de las láminas.

El proceso *ECASD* induce el maclado y la recristalización dinámica sobre la superficie de las láminas modificando el comportamiento mecánico tanto de la superficie como de toda la lámina. Esto significa que el proceso *ECASD* permite inducir propiedades específicas sobre la superficie de láminas de magnesio, a fin de mejorar sus condiciones de desempeño en la fabricación piezas.

Se considera la temperatura una variable determinante durante los procesos de deformación plástica severa, dado que permite modular el efecto de la deformación sobre la microestructura y la textura de la aleación y de ese modo, sobre las propiedades mecánicas. Esto significa que, al incrementar la temperatura disminuye la acumulación de deformación, lo que es determinante para que se promuevan cambios de textura y microestructura en las láminas de AZ31B.

Se evidenció que mediante el debilitamiento de la textura basal típica en las láminas de magnesio AZ31B obtenidas por procesos de laminación en caliente, es posible modular la resistencia, rigidez y ductilidad de dichas láminas, proporcionándose un abanico de posibilidades para producir láminas con propiedades mecánicas controladas mediante el proceso de conformado plástico y que se podrían ajustar a aplicaciones específicas, según las condiciones de desempeño de las piezas fabricadas.

4.6 Referencias

- [1] T. Han *et al.*, "Grain refining and mechanical properties of AZ31 alloy processed by accumulated extrusion bonding," *J. Alloys Compd.*, vol. 745, pp. 599–608, 2018.
- [2] R. Ma, Y. Zhao, and Y. Wang, "Grain refinement and mechanical properties improvement of AZ31 Mg alloy sheet obtained by two - stage rolling," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 691, pp. 81–87, 2017.
- [3] S. M. Fatemi-Varzaneh and A. Zarei-Hanzaki, "Processing of AZ31 magnesium alloy by a new noble severe plastic deformation method," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 3, pp. 1334–1339, 2011.
- [4] K. S. Fong, M. J. Tan, B. W. Chua, and D. Atsushi, "Enabling Wider Use of Magnesium Alloys for Lightweight Applications by Improving the Formability by Groove Pressing," *Procedia CIRP*, vol. 26, pp. 449–454, 2015.
- [5] W. J. Kim, M. J. Lee, B. H. Lee, and Y. B. Park, "A strategy for creating ultrafine-grained microstructure in magnesium alloy sheets," *Mater. Lett.*, vol. 64, no. 6, pp. 647–649, Mar. 2010.
- [6] G. Qiang, E. Mostaed, C. Zanella, Y. Zhentao, and M. Vedani, "Ultra-Fine Grained Degradable Magnesium for Biomedical Applications," *Rare Met. Mater. Eng.*, vol. 43, no. 11, pp. 2561–2566, 2014.
- [7] J. A. del Valle, P. Rey, D. Gesto, D. Verdera, J. A. Jiménez, and O. A. Ruano, "Mechanical properties of ultra-fine grained AZ91 magnesium alloy processed by friction stir processing," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 628, pp. 198–206, 2015.
- [8] Y. Q. Cheng, Z. H. Chen, and W. J. Xia, "Drawability of AZ31 magnesium alloy sheet produced by equal channel angular rolling at room temperature," *Mater. Charact.*, vol. 58, no. 7, pp. 617–622, Jul. 2007.
- [9] Y. Q. Cheng, Z. H. Chen, W. J. Xia, and T. Zhou, "Effect of channel clearance on crystal orientation development in AZ31 magnesium alloy sheet produced by equal channel angular rolling," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 184, no. 1–3, pp. 97–101, Apr. 2007.
- [10] H. Yang *et al.*, "EBSD study on deformation twinning in AZ31 magnesium alloy during quasi-in-situ compression," *Adv. Eng. Mater.*, vol. 10, no. 10, pp. 955–960, Oct. 2008.
- [11] Z. Zhang, D. Lunt, H. Abdolvand, A. J. Wilkinson, M. Preuss, and F. P. E. Dunne, "Quantitative investigation of micro slip and localization in polycrystalline materials under uniaxial tension," *Int. J. Plast.*, 2018.

- [12] M. Zecevic, I. J. Beyerlein, and M. Knezevic, "Activity of pyramidal I and II $\langle c+a \rangle$ slip in Mg alloys as revealed by texture development," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 111, pp. 290–307, 2018.
- [13] Y. Chang and D. M. Kochmann, "A variational constitutive model for slip-twinning interactions in hcp metals: Application to single- and polycrystalline magnesium," *Int. J. Plast.*, vol. 73, pp. 39–61, 2015.
- [14] J. Koike *et al.*, "The activity of non-basal slip systems and dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys," *Acta Mater.*, vol. 51, no. 7, pp. 2055–2065, Apr. 2003.
- [15] L. Kucherov and E. B. Tadmor, "Twin nucleation mechanisms at a crack tip in an hcp material: Molecular simulation," *Acta Mater.*, vol. 55, no. 6, pp. 2065–2074, 2007.
- [16] A. Staroselsky and L. Anand, "A constitutive model for hcp materials deforming by slip and twinning: application to magnesium alloy AZ31B," *Int. J. Plast.*, vol. 19, no. 10, pp. 1843–1864, 2003.
- [17] H. El Kadiri and A. L. Oppedal, "A crystal plasticity theory for latent hardening by glide twinning through dislocation transmutation and twin accommodation effects," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 58, no. 4, pp. 613–624, 2010.
- [18] B. Song, R. Xin, X. Zheng, G. Chen, and Q. Liu, "Activation of multiple twins by pre-tension and compression to enhance the strength of Mg–3Al–1Zn alloy plates," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 621, pp. 100–104, 2015.
- [19] J.-Y. Kang, B. Bacroix, and R. Brenner, "Evolution of microstructure and texture during planar simple shear of magnesium alloy," *Scr. Mater.*, vol. 66, no. 9, pp. 654–657, 2012.
- [20] M. P. Groover, *Fundamentals of Modern Manufacturing Materials, Processes, and Systems*, Fifth Edit. Wiley, 2004.
- [21] A. Chapuis, P. Liu, and Q. Liu, "An experimental and numerical study of texture change and twinning-induced hardening during tensile deformation of an AZ31 magnesium alloy rolled plate," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 561, no. Supplement C, pp. 167–173, 2013.
- [22] Y. Liu *et al.*, "Experimentally quantifying critical stresses associated with basal slip and twinning in magnesium using micropillars," *Acta Mater.*, vol. 135, pp. 411–421, 2017.
- [23] P. Chen, B. Li, D. Culbertson, and Y. Jiang, "Negligible effect of twin-slip interaction on hardening in deformation of a Mg-3Al-1Zn alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 729, pp. 285–293, 2018.

- [24] D. Sun, M. Ponga, K. Bhattacharya, and M. Ortiz, "Proliferation of twinning in hexagonal close-packed metals: Application to magnesium," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 112, pp. 368–384, 2018.
- [25] X. Yu, Y. Li, Q. Wei, Y. Guo, T. Suo, and F. Zhao, "Microstructure and mechanical behavior of ECAP processed AZ31B over a wide range of loading rates under compression and tension," *Mech. Mater.*, vol. 86, pp. 55–70, 2015.
- [26] H. Zhang, G. Huang, D. Kong, G. Sang, and B. Song, "Influence of initial texture on formability of AZ31B magnesium alloy sheets at different temperatures," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, no. 10, pp. 1575–1580, 2011.
- [27] M. Hou *et al.*, "Microstructure evolution and deformation behaviors of AZ31 Mg alloy with different grain orientation during uniaxial compression," *J. Alloys Compd.*, vol. 741, pp. 514–526, 2018.
- [28] H. Wang *et al.*, "Strain rate sensitivities of deformation mechanisms in magnesium alloys," *Int. J. Plast.*, 2018.
- [29] C. Zambaldi, C. Zehnder, and D. Raabe, "Orientation dependent deformation by slip and twinning in magnesium during single crystal indentation," *Acta Mater.*, vol. 91, pp. 267–288, Jun. 2015.
- [30] W. B. Hutchinson and M. R. Barnett, "Effective values of critical resolved shear stress for slip in polycrystalline magnesium and other hcp metals," *Scr. Mater.*, vol. 63, no. 7, pp. 737–740, 2010.
- [31] M. Zhao, V. Kannan, and K. T. Ramesh, "The dynamic plasticity and dynamic failure of a magnesium alloy under multiaxial loading," *Acta Mater.*, vol. 154, pp. 124–136, 2018.
- [32] Z. Keshavarz and M. R. Barnett, "EBSD analysis of deformation modes in Mg-3Al-1Zn," *Scr. Mater.*, vol. 55, no. 10, pp. 915–918, Nov. 2006.
- [33] S. Mu, F. Tang, and G. Gottstein, "A cluster-type grain interaction deformation texture model accounting for twinning-induced texture and strain-hardening evolution: Application to magnesium alloys," *Acta Mater.*, vol. 68, pp. 310–324, 2014.
- [34] M. Knezevic, A. Levinson, R. Harris, R. K. Mishra, R. D. Doherty, and S. R. Kalidindi, "Deformation twinning in AZ31: Influence on strain hardening and texture evolution," *Acta Mater.*, vol. 58, no. 19, pp. 6230–6242, 2010.
- [35] M. R. Barnett, "3 - Twinning and its role in wrought magnesium alloys," in *Advances in Wrought Magnesium Alloys*, C. Bettles and M. Barnett, Eds. Woodhead Publishing, 2012, pp. 105–143.

- [36] Y. CHEN, J. HJELEN, and H. J. ROVEN, "Application of EBSD technique to ultrafine grained and nanostructured materials processed by severe plastic deformation: Sample preparation, parameters optimization and analysis," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 22, no. 8, pp. 1801–1809, Aug. 2012.
- [37] T. M. Rampton, S. I. Wright, M. P. Miles, E. R. Homer, R. H. Wagoner, and D. T. Fullwood, "Improved twin detection via tracking of individual Kikuchi band intensity of EBSD patterns," *Ultramicroscopy*, vol. 185, pp. 5–14, 2018.
- [38] T. P. Van, K. Jöchen, and T. Böhlke, "Simulation of sheet metal forming incorporating EBSD data," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 212, no. 12, pp. 2659–2668, 2012.
- [39] A. M. Ruzicka and R. C. Hugo, "Electron backscatter diffraction (EBSD) study of seven heavily metamorphosed chondrites: Deformation systematics and variations in pre-shock temperature and post-shock annealing," *Geochim. Cosmochim. Acta*, vol. 234, pp. 115–147, 2018.
- [40] J. Lin, X. Wang, W. Ren, X. Yang, and Q. Wang, "Enhanced Strength and Ductility Due to Microstructure Refinement and Texture Weakening of the GW102K Alloy by Cyclic Extrusion Compression," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 32, no. 8, pp. 783–789, 2016.
- [41] Y. CHEN, Q. WANG, J. LIN, M. LIU, J. HJELEN, and H. J. ROVEN, "Grain refinement of magnesium alloys processed by severe plastic deformation," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 24, no. 12, pp. 3747–3754, 2014.
- [42] S. M. Fatemi and A. Zarei-Hanzaki, "Microband/twin recrystallization during back extrusion of AZ31 magnesium," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 708, pp. 230–236, 2017.
- [43] K. Huang and R. E. Logé, "A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials," *Mater. Des.*, vol. 111, pp. 548–574, 2016.
- [44] T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, and J. J. Jonas, "Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 60, pp. 130–207, 2014.
- [45] H. L. Kim, W. K. Bang, and Y. W. Chang, "Effect of initial texture on deformation behavior of AZ31 magnesium alloy sheets under biaxial loading," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 552, pp. 245–251, 2012.
- [46] A. Levinson, R. K. Mishra, R. D. Doherty, and S. R. Kalidindi, "Influence of deformation twinning on static annealing of AZ31 Mg alloy," *Acta Mater.*, vol. 61, no. 16, pp. 5966–5978, 2013.
- [47] K. Kim and J. Yoon, "Effects of starting microstructure and billet orientations

on the texture evolution and the mechanical behavior of Mg–3Al–1Zn rolled plate by half channel angular extrusion (HCAE),” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 622, pp. 46–51, 2015.

- [48] H. Hu, Y. Liu, D. Zhang, and Z. Ou, “The influences of extrusion-shear process on microstructures evolution and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy,” *J. Alloys Compd.*, vol. 695, pp. 1088–1095, 2017.
- [49] A. A. Zisman, V. V Rybin, S. Van Boxel, M. Seefeldt, and B. Verlinden, “Equal channel angular drawing of aluminium sheet,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 427, no. 1–2, pp. 123–129, Jul. 2006.
- [50] X. Chen, L. Wang, R. Xiao, X. Y. Zhong, G. J. Huang, and Q. Liu, “Comparison of annealing on microstructure and anisotropy of magnesium alloy AZ31 sheets processed by three different routes,” *J. Alloys Compd.*, vol. 604, pp. 112–116, 2014.
- [51] Q. Miao, L. Hu, G. Wang, and E. Wang, “Fabrication of excellent mechanical properties AZ31 magnesium alloy sheets by conventional rolling and subsequent annealing,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 22, pp. 6694–6701, 2011.
- [52] Y. Wang and H. Choo, “Influence of texture on Hall–Petch relationships in an Mg alloy,” *Acta Mater.*, vol. 81, pp. 83–97, 2014.
- [53] Z. Zhang, “Twinning and its related work hardening during the ambient extrusion of a magnesium alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 577, pp. 125–137, 2013.
- [54] M. R. Barnett, Z. Keshavarz, and X. Ma, “A semianalytical Sachs model for the flow stress of a magnesium alloy,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 37, no. 7, pp. 2283–2293, Jul. 2006.
- [55] D. Mainprice, F. Bachmann, R. Hielscher, and H. Schaeben, “Descriptive tools for the analysis of texture projects with large datasets using MTEX: strength, symmetry and components,” *Geol. Soc. London, Spec. Publ.*, vol. 409, no. 1, pp. 251–271, Aug. 2014.
- [56] N. V Dudamell *et al.*, “Twinning and grain subdivision during dynamic deformation of a Mg AZ31 sheet alloy at room temperature,” *Acta Mater.*, vol. 59, no. 18, pp. 6949–6962, 2011.

5 COMPORTAMIENTO ELASTO-PLÁSTICO DE LA ALEACIÓN AZ31B PROCESADA POR ECASD

5.1 Marco Teórico y Estado del Arte

Las aleaciones de magnesio han despertado un interés creciente debido a sus excelentes propiedades específicas, convirtiendo estas aleaciones en una alternativa potencial para la sustitución de piezas usadas en la industria automotriz y aeronáutica. Sin embargo, dichas aleaciones muestran deficiencias en cuanto a su comportamiento plástico a temperatura ambiente lo que dificulta su transformación por procesos de deformación volumétrica. Para responder a ello, muchas investigaciones se han enfocado en mejorar el comportamiento de las aleaciones de magnesio modificando la microestructura mediante el refinamiento de grano y a través de procesos de manufactura basados en procesos de deformación plástica severa.

En la búsqueda por desarrollar un control de la microestructura y la textura, muchos estudios han planteado ajustes del comportamiento de las aleaciones de magnesio a modelos empíricos que describan cómo evolucionan las propiedades mecánicas dependiendo las características microestructurales o las condiciones de proceso. Entre los modelos más simples y usados se encuentra la ley de Hall-Petch, la cual relaciona el tamaño de grano y la resistencia como se muestra en la ecuación (5-1), lo que permite interpretar analíticamente como los cambios microestructurales se correlacionan con el comportamiento mecánico [1]–[3].

$$\sigma_{0,2\%} = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (5-1)$$

Donde es posible determinar el esfuerzo medido a una deformación unitaria de 0,002, el valor de k es constante cuyas unidades están dadas en $MPa \mu m^{1/2}$ y la intercepción de la extrapolación de la ecuación de Hall Petch al interceptarse con el eje del esfuerzo entrega el valor de σ_0 . En la Figura 5-1 se puede apreciar la relación lineal que existe entre el tamaño de grano y el esfuerzo de cedencia para una aleación de magnesio AZ31 sometida a dos condiciones de deformación, apreciándose un adecuado ajuste lineal entre los datos experimentales y el modelo de Hall Petch [1], [3]–[6].

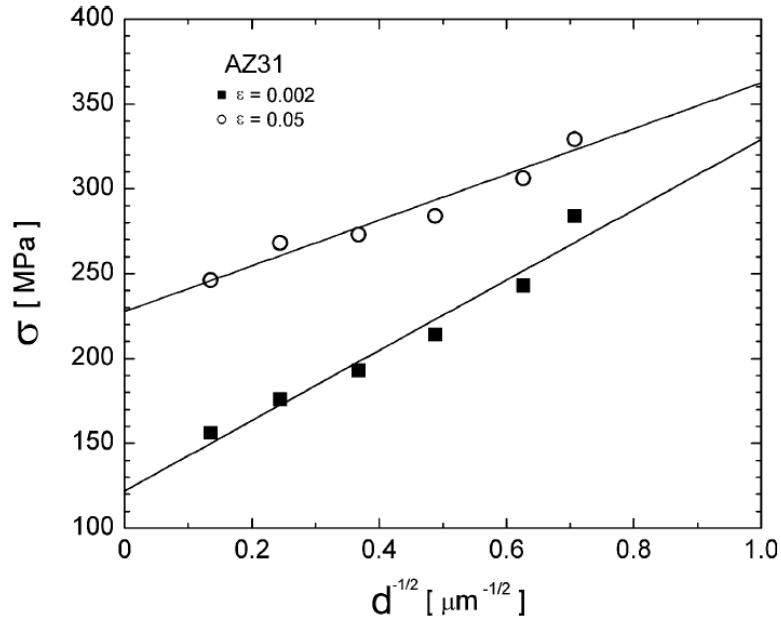


Figura 5-1. Relación entre el esfuerzo de cedencia y el tamaño de grano para la aleación de magnesio AZ31 [1].

Aunque algunos trabajos reportados muestran concordancia entre la ley de Hall-Petch y los datos experimentales, existe alta variabilidad entre los parámetros de ajuste necesarios para modelar el comportamiento de la resistencia cuando se evalúa respecto a la variación del tamaño de grano. De ahí que el modelo está condicionado al tipo de proceso de obtención del material y la forma de aplicación de la carga como es mostrado en la Tabla 5-1, donde se aprecia una variación de k desde $5\text{MPa}\mu\text{m}^{1/2}$ hasta $12\text{MPa}\mu\text{m}^{1/2}$ y una variación de σ_0 desde 10MPa hasta 131MPa [2], [5], [7].

La resistencia a la cedencia y el endurecimiento por deformación de aleaciones de magnesio deformadas en frío están fuertemente influenciados por las orientaciones cristalográficas que le confieren unas características anisotrópicas a las aleaciones con crecimiento cristalino hexagonal, donde los esfuerzos cortantes críticos para inducir deformación plástica se han calculado en el rango de valores entre 15MPa y 35MPa [8]–[10].

Los modos de deformación de los cristales de magnesio a temperatura ambiente incluyen tres sistemas de deslizamiento independientes sobre sus planos basales y un sistema de maclado, para los cuales los valores de los esfuerzos cortantes críticos varían significativamente y los mecanismos de deformación son dependientes de la textura. Esto ha dado lugar a estudios que analizan la influencia de la textura y los mecanismos de deformación mediante los modelos de plasticidad de Taylor, Sachs y modelos auto consistentes [5], [10].

Tabla 5-1. Parámetros de la ley de Hall-Petch para la aleación de magnesio AZ31 en función de las condiciones de proceso, carga y tamaño de grano [5]

Proceso	Tipo de carga	Tamaño de Grano (μm)	σ_0 (MPa)	k (MPa $\mu m^{1/2}$)
Laminado	Tensión planar	16-40	60	10,5
Laminado	Tensión // RD	5-25	45	10,1
Laminado	Tensión // RD	5-17	89	7,3
Laminado	Tensión // RD	5-21	131	7,9
Laminado	Tensión // RD	2-55	122	6,6
Laminado	Tensión // RD	13-140	88	8,9
Laminado	Tensión // TD	13-140	115	8,6
Extrusión y Embutido	Tensión // ED	3,5-12	120	5,0
Extrusión	Tensión // ED	2,5-8	80	9,6
Extrusión	Compresión // ED	3-11	22	12,3
FSP	Tensión // AD	2,6-6,1	10	5,1
ECAP	Tensión // ED	5-32	30	5,4
ECAP	Tensión // ED	6-22	50	10,8
ECAP	Tensión // ED	9-22	10	10,3
ECAP	Tensión // ED	2-8	30	5,7

En materiales cristalinos el endurecimiento por deformación es principalmente el resultado de la interacción de los defectos cristalinos del material. Entre las interacciones de defectos de superficie se encuentran dislocación-dislocación, maclado-dislocación y maclado-maclado, donde la variación en los esfuerzos requeridos para desarrollar una deformación plástica es proporcional a la raíz cuadrada de la densidad de dislocaciones generadas durante los procesos de deformación plástica. Así mismo, las rutas de deformación son primordiales en el endurecimiento por deformación de sistemas hexagonales, por lo que muchos modelos obtenidos realizan ajustes de los parámetros para inferir el efecto del proceso, donde el endurecimiento inducido por el deslizamiento es ajustado mediante los modelos de deformación plástica como el planteado por Voce [11]–[14].

Además de los mecanismos de deformación y la variación de la microestructura, una apropiada descripción del flujo de esfuerzo y endurecimiento por deformación de metales y aleaciones es indispensable para optimizar condiciones en procesos de manufactura. Muchas ecuaciones empíricas y semiempíricas con limitado número de parámetros de modelo, han sido propuestas para establecer el comportamiento de los materiales durante la deformación. Entre los modelos más comunes se encuentran el modelo de Hollomon, Swift, Ludwik, Ludwigson, Voce,

Lukac y Balík, los cuales han sido ampliamente usados para describir el comportamiento plástico de materiales de ingeniería [13], [15]–[20].

Las láminas de aleaciones de magnesio AZ31B han captado la atención de sectores automotrices y aeronáuticos, las cuales en general son obtenidas por procesos de laminación en caliente, experimentando así diferentes comportamientos dependiendo como se apliquen los esfuerzos para el proceso de conformado. Cuando se aplican cargas en compresión en la dirección normal a la lámina de AZ31B, se activan los sistemas de deslizamiento prismáticos, mientras que cargas en compresión en la dirección transversal y longitudinal promueven la activación de maclas en tensión, lo que corrobora que las aleaciones de magnesio son plásticamente anisotrópicas y diferentes modos de deformación están asociados a distintas condiciones de esfuerzo, lo que hace variar su comportamiento respecto al endurecimiento por deformación [5], [21], [22].

Los mecanismos de deformación del magnesio estudiados en la segunda mitad del siglo XIX, se enfocaron en el análisis de los sistemas de deslizamiento durante procesos de deformación por compresión, lo que permitió interpretar el efecto de la deformación para estas aleaciones a temperatura ambiente. Se definió entonces que mediante el deslizamiento de los planos basales se propiciaba la deformación y se consideró que los otros sistemas de deslizamiento se activan solo a temperaturas superiores a 200°C. Así mismo, se ha encontrado gracias a evidencias obtenidas por microscopía electrónica de transmisión, que los sistemas de deslizamiento no basales también se activan a temperatura ambiente [1], [23].

Recientemente, para explicar los mecanismos de endurecimientos asociados a la formación de maclas, el término “transmutación” ha sido empleado para describir cuando una frontera de macla avanza en una matriz previamente dislocada o para cuando una dislocación se propaga a través de una macla, por lo que hay evidencias experimentales que demuestran que la macla es más dura que la matriz circundante. En los materiales con sistemas cristalinos hexagonales, se ha estudiado la eficiencia de los límites de macla como barrera en el desplazamiento de dislocaciones, ya que la capacidad que tiene el límite de grano para frenar las dislocaciones está asociado a la orientación relativa entre los sistemas de deslizamiento y la macla [24], [25].

La respuesta mecánica de las aleaciones de magnesio está definida en dos etapas: mientras el material está a baja condiciones de esfuerzo experimenta una baja velocidad de endurecimiento, seguido por un rápido incremento en el endurecimiento que es atribuido a la activación del maclado en tensión. Algunos estudios han determinado que la fracción volumétrica de maclado en tensión puede contribuir en un 45% de la deformación total de la aleación AZ31, muchas investigaciones buscan determinar los mecanismos de maclado para poder diseñar proceso de manufactura y modelos de validación numérica [26].

El comportamiento mecánico de las aleaciones de magnesio policristalinos es muy diferente del comportamiento de monocristales, debido a la fuerte influencia que tiene el tamaño de grano. Para los monocristales se ha encontrado gran ductilidad y bajo endurecimiento por deformación en un amplio rango de temperaturas, mientras que se han determinado ductilidades entre 5-20% cuando el magnesio y sus aleaciones son deformadas a temperatura ambiente. Esto ratifica que para obtener una deformación homogénea en un material policristalino, es necesario que cada grano pueda tener al menos cinco sistemas de deslizamiento activos a la temperatura de deformación [1], [27].

Para controlar la ductilidad de monocristales de Mg, se ha aplicado el proceso de deformación plástica severa *ECAP*. Mediante este procedimiento, se han evidenciado fenómenos de recristalización dinámica a temperatura ambiente, donde granos grandes se logran subdividir en un conjunto de granos finos, dando lugar a una recristalización que es atribuible a la interacción entre maclas secundarias $\{10\bar{1}2\}$. En la Figura 5-2 se observa como un monocristal de magnesio es maclado al pasar por la zona de cizalla, para luego promoverse una interacción entre las regiones macladas y finalizar en un proceso de refinamiento de grano luego de pasar la zona de cizalla, donde dicho refinamiento de grano fue obtenido mediante la recristalización dinámica a temperatura ambiente para el monocristal de Mg [28].

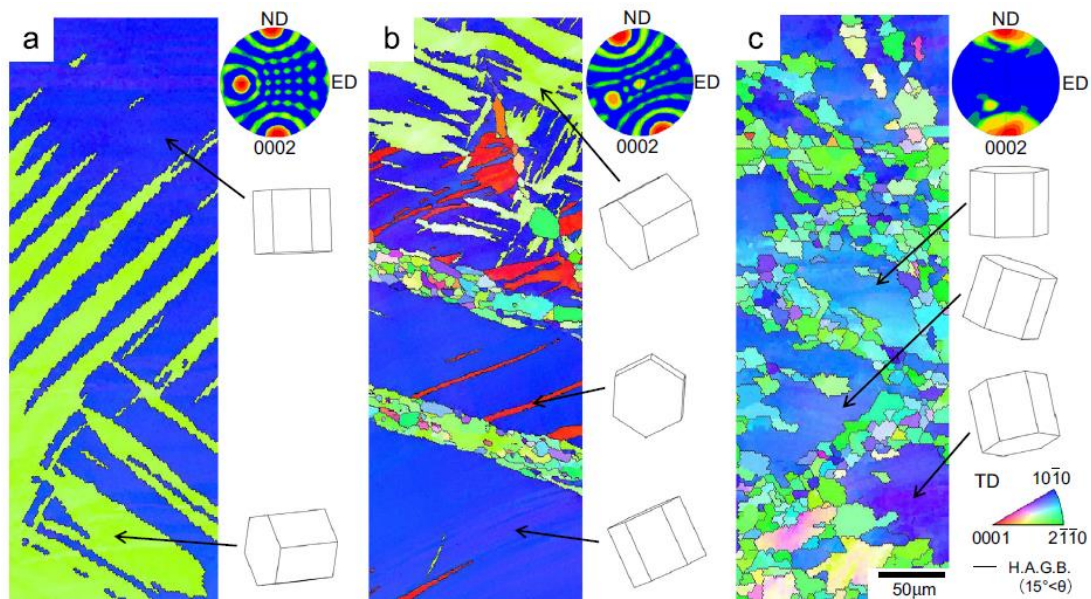


Figura 5-2. Microtextura de monocristal de Mg procesada por *ECAP* (a) previo a la zona de cizalla, (b), en la zona de cizalla y (c) posterior a la zona de cizalla [28]

5.1.1 Comportamiento Elastoplástico de sólidos

Las curvas esfuerzo-deformación que se obtienen de un ensayo de tracción representan la relación entre el esfuerzo aplicado y la deformación obtenida, tanto para el comportamiento elástico (zona lineal) como plástico (zona no lineal) del material, dicha relación, se puede representar a partir de la curva esfuerzo-deformación ingenieril o la curva de esfuerzo-deformación real, que están asociado a la forma como se determina el esfuerzo, si este depende del área transversal inicial o del área transversal para cada condición de carga aplicada. Los esfuerzos y deformaciones ingenieriles y reales se pueden relacionar mediante la conservación de volumen durante la deformación plástica, como se representa en las ecuaciones (5-2) y (5-3) donde los subíndice N indica ingenieril y el subíndice T indica real [29].

$$\sigma_T = \sigma_N(1 + \varepsilon_N) \quad (5-2)$$

$$\varepsilon_T = \ln(1 + \varepsilon_N) \quad (5-3)$$

El comportamiento elástico de un material que permite definir la rigidez, es modelado mediante la ley de Hooke, que establece una relación lineal entre el esfuerzo y la deformación. Sin embargo, cuando se busca entender cómo se promueve el comportamiento plástico de un material, dicha plasticidad es afectada por las condiciones de proceso que promueven variaciones en las características microestructurales y las condiciones de deformación. En ese sentido, se han desarrollado un amplio número de modelos matemáticos que describen el comportamiento plástico de un material durante la aplicación de una carga. Entre los modelos más simples, se han planteado los de Hollomon, Swift, Ludwik y Voce, para los cuales su representación matemática está dada en la Tabla 5-2.

Propiedades que se determinan de la curva esfuerzo-deformación, tales como el módulo elástico y la resiliencia son dependientes de las energías de enlace interatómico, lo que genera una independencia de estas propiedades respecto a las dimensiones y donde la magnitud de esta propiedad no depende de características macroscópicas, estableciéndose una consistencia con valores predichos a partir de los principios de la mecánica cuántica. Otras propiedades tales como la resistencia a la cedencia, la resistencia a la tensión, la ductilidad y la tenacidad de materiales policristalinos son dependientes de los aspectos dimensionales, lo que se evidencia con el cambio de propiedades respecto a la variación de tamaño de grano o transformaciones termomecánicas que experimenta un material [30].

Tabla 5-2. Modelos de Hollomon, Swift, Ludwik y Voce.

Modelo	Ecuación	Parámetros	Ref.
Hollomon	$\sigma_T = K\varepsilon_T^n$	<ul style="list-style-type: none"> • σ_T: Esfuerzo real • ε_T: Deformación unitaria real • K: Coeficiente de resistencia • n: Coeficiente de endurecimiento por deformación 	[16], [30]–[33]
Ludwik	$\sigma_T = \sigma_0 + K\varepsilon_T^n$	<ul style="list-style-type: none"> • σ_T: Esfuerzo real • ε_T: Deformación unitaria real • σ_0: Esfuerzo de cedencia • K: Coeficiente de resistencia • n: Coeficiente de endurecimiento por deformación 	[17]–[19], [31]
Swift	$\sigma_T = C(B - \varepsilon_T)^n$	<ul style="list-style-type: none"> • σ_T: Esfuerzo real • ε_T: Deformación unitaria real • n: Coeficiente de endurecimiento por deformación • B: Deformación preliminar • C: constante que es función de la dirección del esfuerzo 	[20], [31], [34], [35]
Voce	$\sigma_T = C(1 - me^{-n\varepsilon_T})$	<ul style="list-style-type: none"> • σ_T: Esfuerzo real • ε_T: Deformación unitaria real • $C(1 - m)$: Esfuerzo de cedencia inicial • m: Estado de endurecimiento inicial • n: Estado de saturación de esfuerzos, durante la deformación el valor de m tiende a n 	[12]–[14], [30], [31], [36]

5.2 Metodología experimental

Este capítulo se centró en analizar el comportamiento plástico de la aleación de magnesio AZ31B procesada por *ECASD*, tomando como datos experimentales los resultados de la caracterización mecánica de las curvas esfuerzo-deformación obtenidas para cada una de las condiciones de proceso evaluadas en el capítulo 3. A fin de determinar cuál de estos modelos describe mejor el comportamiento plástico de las láminas de AZ31B luego de ser procesadas por *ECASD*, los datos experimentales fueron contrastados con los modelos elastoplásticos empíricos planteados por Hollomon, Ludwick, Swift y Voce mostrados en la Tabla 5-2. Para realizar el ajuste numérico sobre los datos de la curva esfuerzo deformación de cada una de las 18 condiciones de proceso y la condición inicial, se usó el siguiente algoritmo y funciones desarrolladas en Python:

```
def Hollomon(self):
    x=np.log(self.realdef[self.indiceys:self.indiceuts]-
self.realesf[self.indiceys:self.indiceuts]/self.young)
    y=np.log(self.realesf[self.indiceys:self.indiceuts])
    def recta(x,a,b):
        return b*x+a
    def exponencial_func(x,a,b):
        return a*x**b
    popt, pcov=curve_fit(recta,x,y,p0=(0,1e-5))
    self.CoeffRes=np.exp(popt[0])
    self.ExpEnd=popt[1]
    self.EcnPlastica=str(round(self.CoeffRes,2))+'*eps'+str(round(self.ExpEnd,2))
    self.ExpPlastica=exponencial_func(np.exp(x),self.CoeffRes,self.ExpEnd)
    self.ResHollomon=(self.realesf[self.indiceys:self.indiceuts]-self.ExpPlastica)

def Ludwick(self):
    x= self.realdef[self.indiceys:self.indiceuts]
    y= self.realesf[self.indiceys:self.indiceuts]
    def exponencial_func(x, a, b):
        return a*(self.young*x/a)**b
    popt, pcov = curve_fit(exponencial_func, x, y, p0=(100, 1e-5))
    self.EcnPlasticaLw=str(round(popt[0],2))+'(Young*x'+str(round(popt[0],2))+')**'+
+str(round(popt[1],2))
    self.ExpPlasticaLw=exponencial_func(x, *popt)
    self.residuoLw=(self.realesf[self.indiceys:self.indiceuts]-self.ExpPlasticaLw)

def Swift(self):
    x=self.realdef[self.indiceys:self.indiceuts]-
self.realesf[self.indiceys:self.indiceuts]/self.young
```



```

y=self.realesf[self.indiceys:self.indiceuts]
def exponencial_func(x, a, b, c):
    return a*(x+c)**b
popt, pcov = curve_fit(exponencial_func, x, y,p0=(100,1e-3,1e-3))
self.EcnPlasticaSw=str(round(popt[0],2))+*(eps+'+str(round(popt[2],3))+')**'+
+str(round(popt[1],2))
self.ExpPlasticaSw=exponencial_func(x,*popt)
self.residuoSw=(self.realesf[self.indiceys:self.indiceuts]-self.ExpPlasticaSw)
self.Swift0=popt[0]
self.Swift1=popt[1]
self.Swift2=popt[2]

```

```

def Voce(self):
    x=self.realdef[self.indiceys:self.indiceuts]-
self.realesf[self.indiceys:self.indiceuts]/self.young
y=self.realesf[self.indiceys:self.indiceuts]
def exponencial_func(x, a, b, c):
    return a*(1-c*np.e**(-b*x))
try:
    popt, pcov = curve_fit(exponencial_func, x, y,p0=(200,10,1))
self.EcnPlasticaVc=str(round(popt[0],2))+*(1-'+'+str(round(popt[2],3))
+*exp('+str(round(popt[1],2))+')'
self.ExpPlasticaVc=exponencial_func(x,*popt)
self.residuoVc=(self.realesf[self.indiceys:self.indiceuts]-self.ExpPlasticaVc)
self.Voce0=popt[0]
self.Voce1=popt[1]
self.Voce2=popt[2]
except:
self.EcnPlasticaVc="error"
self.ExpPlasticaVc=np.zeros(len(x))
self.residuoVc=np.zeros(len(x))
self.Voce0=float('NaN')
self.Voce1=float('NaN')
self.Voce2=float('NaN')

```

```

for key in t:
    print key
    t[key].EsfDefReal()
    t[key].PolyCurva()
    t[key].Hollomon()
    t[key].Ludwick()
    t[key].Swift()
    t[key].Voce()

```

Con base en el análisis estadístico planteado en la metodología del capítulo 2, se realizó el análisis de ajuste de cada uno de los modelos empíricos respecto al comportamiento elastoplástico de la aleación AZ31B procesada por ECASD, usando el valor de R^2 y el criterio de información de Akaike (AIC) como parámetros de comparación de ajuste de los modelos. Ambos criterios permiten definir la calidad de los modelos estadísticos, pero el criterio de AIC tiene en cuenta la entropía de los datos experimentales.

5.3 Resultados

Luego de aplicar la deformación plástica severa sobre las láminas de aleación de magnesio AZ31B, la acumulación de deformación genera un cambio en el comportamiento plástico del material, el cual se ve reflejado en la curva esfuerzo deformación. A fin de contar con parámetros cuantitativos que describan la evolución del comportamiento mecánico del material cuando se realiza el proceso ECASD, se evaluó el nivel de ajuste de las curvas obtenidas bajo cada una de las condiciones experimentales con respecto a las ecuaciones empíricas que relacionan esfuerzo y deformación propuestas por Ludwik, Swift, Hollomon y Voce.

5.3.1 Ajuste numérico entre modelos empíricos y datos experimentales de la curva esfuerzo-deformación real

Al evaluar el ajuste de los diferentes modelos respecto a la condición inicial del material (aleación de magnesio AZ31B en estado recocido), se puede observar en la Figura 5-3 una superposición entre los datos experimentales y los obtenidos a partir de los cuatro modelos evaluados, lo que indica un alto nivel de ajuste entre los modelos y los datos experimentales.

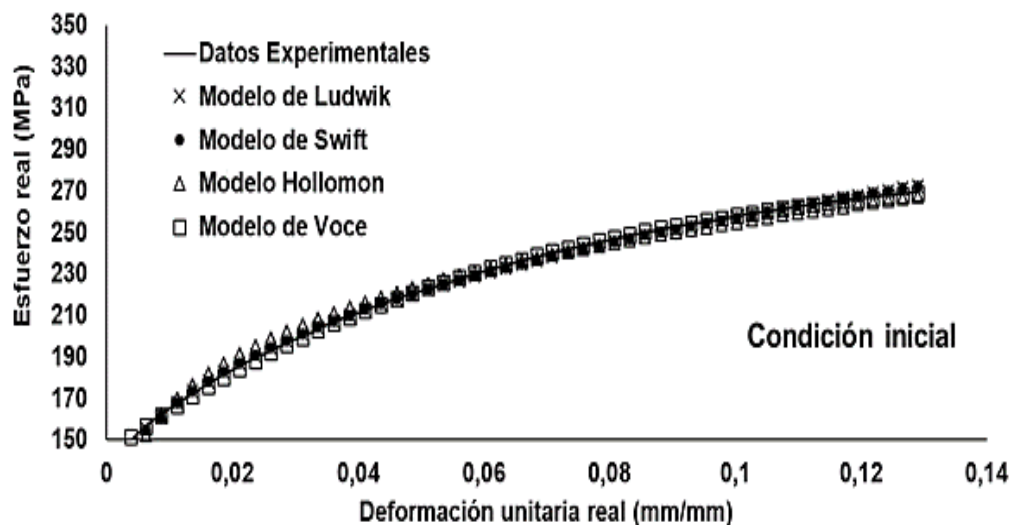


Figura 5-3. Gráfica de ajuste de los modelos de Ludwik, Swift, Hollomon y Voce, respecto a la condición inicial

Cuando sobre la aleación AZ31B se aplica el proceso de deformación plástica severa mediante ECASD, el grado de endurecimiento del material está relacionado con el ángulo de cizalla, la temperatura de proceso y el número de pases. En la Figura 5-4 se puede apreciar como la forma de la curva experimental cambia al modificarse el ángulo de cizalla, haciéndose evidente un mayor nivel de ajuste para

el modelo empírico planteado por Voce, ya que se aprecia un alto grado de superposición entre los datos experimentales y los obtenidos a partir del modelo.

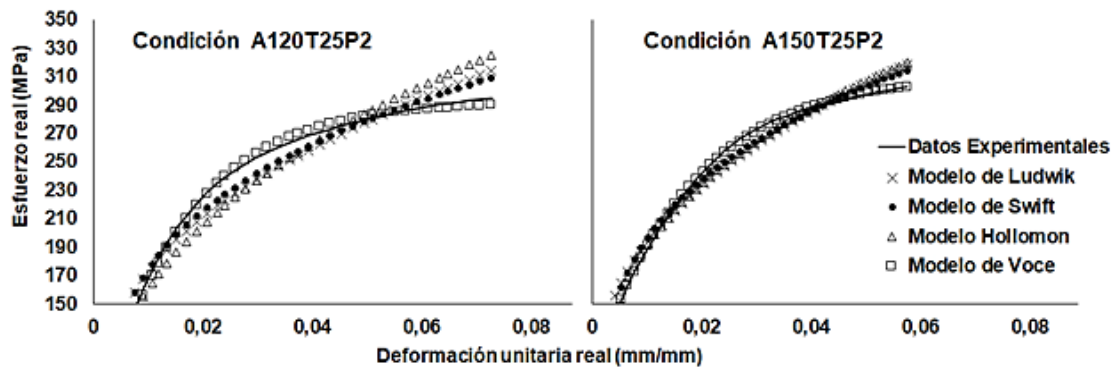


Figura 5-4. Gráfica de ajuste de los modelos de Ludwik, Swift, Hollomon y Voce, respecto a las condiciones A120T25P2 y A150T25P2.

Las 18 condiciones de deformación evaluadas mediante el proceso *ECASD* se evaluaron seis veces mediante ensayos de tracción, lo que configuró un total de 108 conjuntos de datos que fueron evaluados para los cuatro modelos estudiados. Para poder contar con un término de comparación cuantitativo que develara el nivel de ajuste entre los datos experimentales y los modelos, se hizo necesario determinar el valor promedio de R^2 para cada una de las condiciones de proceso.

Al evaluar el comportamiento de R^2 para todas las condiciones de proceso respecto al ángulo de cizalla de 120° , se puede observar en la Figura 5-5 que el nivel de ajuste entre los modelos y los datos experimentales cuenta con valores de R^2 mayores a 0.94 para todos los modelos y condiciones de proceso, destacándose el ajuste mostrado por el modelo de Voce que siempre está por encima del 0,99. Además, se aprecia que el ajuste entre los modelos y los datos experimentales mejora a medida que se incrementa la temperatura de proceso, pero no es clara la tendencia con respecto al número de pases de cizalla.

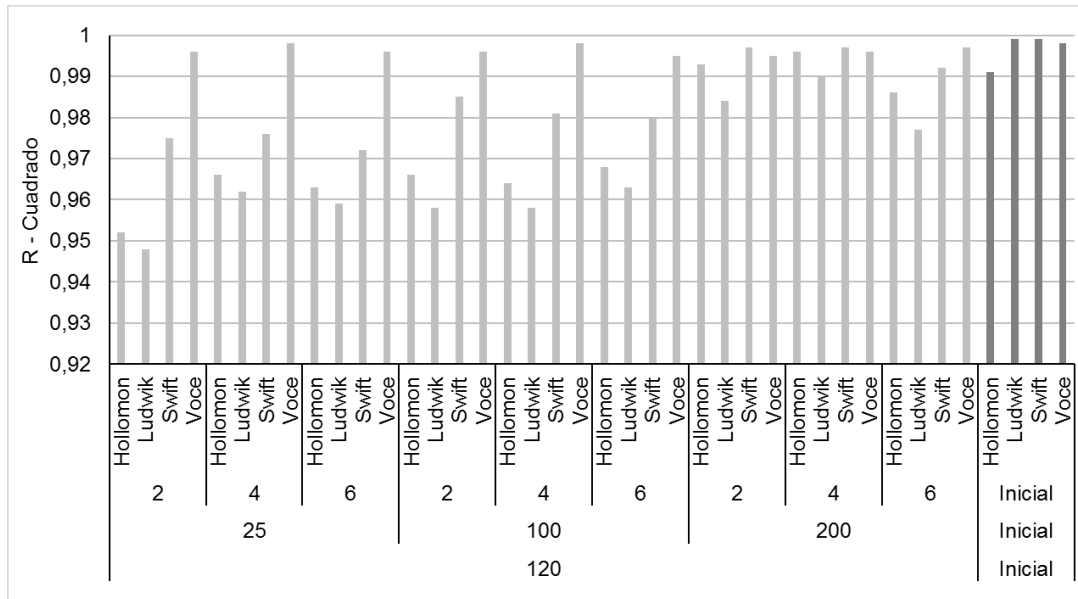


Figura 5-5. Histograma de valores de R² para el ángulo de cizalla de 120° y todas las condiciones de proceso ECASD

Al evaluar el comportamiento en el ajuste entre los modelos y los datos experimentales, para todas las condiciones de proceso respecto al ángulo de cizalla 150° como se muestra en la Figura 5-6, se encontró que los valores de R² son también mayores de 0,94. Esto demuestra un alto nivel de ajuste entre las ecuaciones empíricas de la curva esfuerzo deformación y los datos experimentales. Cuando se evalúa este ángulo de proceso de 150°, no se aprecia una tendencia de los resultados de ajuste respecto a la temperatura de proceso, a diferencia de lo observado para el ángulo de 120°.

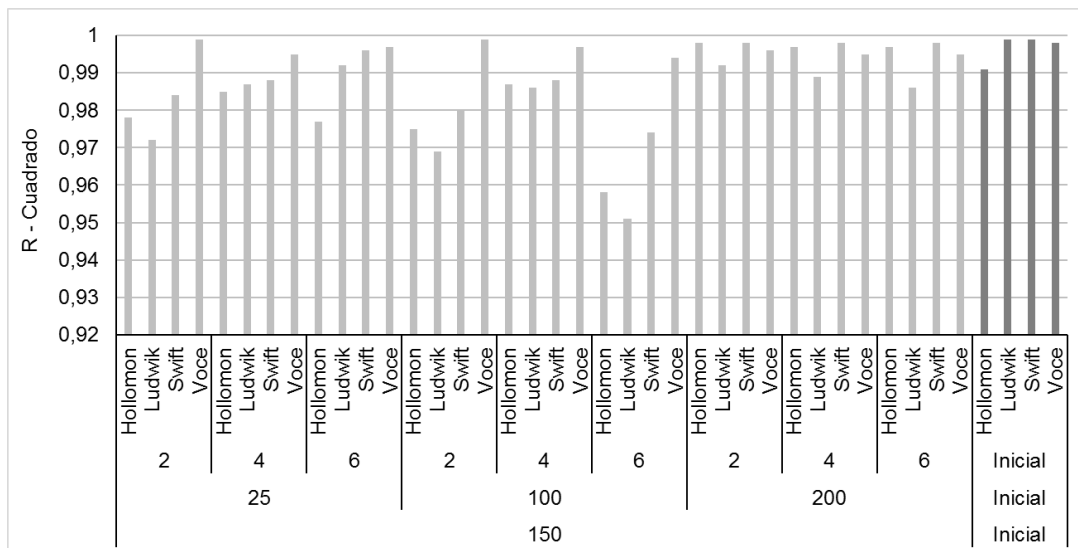


Figura 5-6. Histograma de valores de R² para el ángulo de cizalla de 150° y todas las condiciones de proceso ECASD

Buscando mayor claridad sobre el comportamiento de los diferentes modelos respecto a los datos experimentales, se aplicó el criterio de información de Akaike (AIC) que indica la calidad relativa de un modelo, teniendo en cuenta la entropía de los datos experimentales. Si el valor AIC disminuye, indica mayor calidad en el ajuste del modelo. Los gráficos de AIC construidos en este trabajo consideran todas las condiciones de procesos evaluadas, lo que permite interpretar el nivel de ajuste de cada uno de los modelos evaluados, a medida que se modifica la condición de deformación al aplicar el proceso ECASD.

La Figura 5-7 indica el valor de AIC para cada uno de los modelos respecto a las condiciones de proceso para un ángulo de cizalla de 120°. En este histograma se puede observar que los diferentes modelos tienen mejor ajuste a medida que incrementan los pasos de cizalla cuando el material es procesado a 25°C y a 100°C, pero cuando la temperatura de proceso es de 200°C el nivel de ajuste no varía con los pasos de cizalla y es menor el nivel de ajuste respecto a las condiciones de deformación de más baja temperatura. Por otro lado, el valor de AIC ratifica que el modelo de Voce es el modelo que más se ajusta a los datos experimentales.

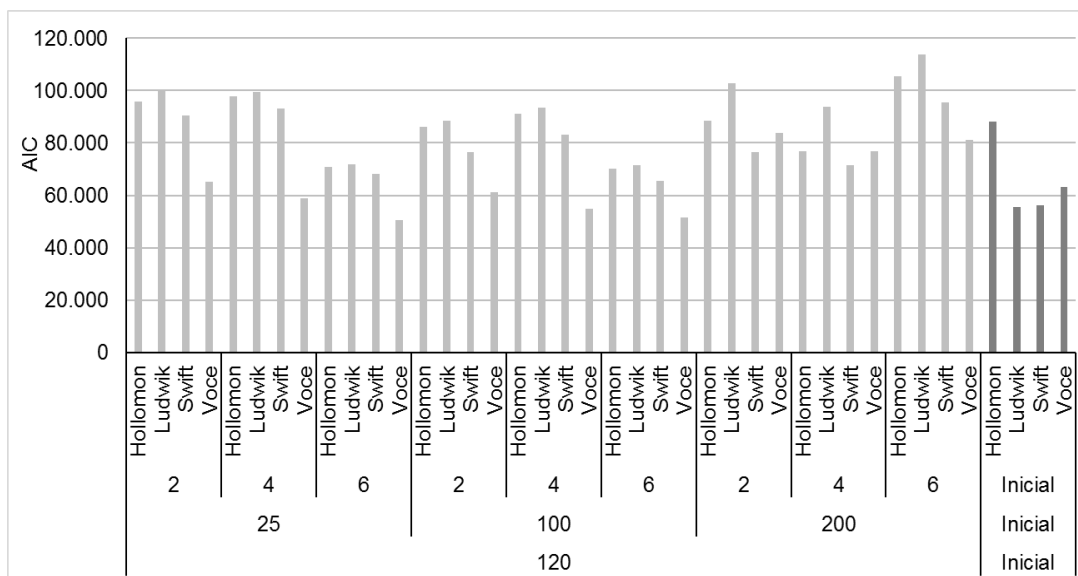


Figura 5-7. Histograma de valores de AIC para el ángulo de cizalla de 120° y todas las condiciones de proceso ECASD

Cuando se representan los valores de AIC para el ángulo de cizalla de 150° (Figura 5-8), se observa que incrementa el nivel de ajuste entre los modelos y los datos experimentales a medida que aumenta el número de pases de cizalla en el proceso ECASD, mostrando mejores niveles de ajuste a más bajas temperaturas de proceso. Además, se continúa observando que el modelo de Voce es el que mejor se ajusta a los datos experimentales. Es de resaltar que según lo mostrado para los

ángulos de 120° y 150°, los modelos se ajustan mejor cuando el proceso se realiza con el ángulo de cizalladura de 150°.

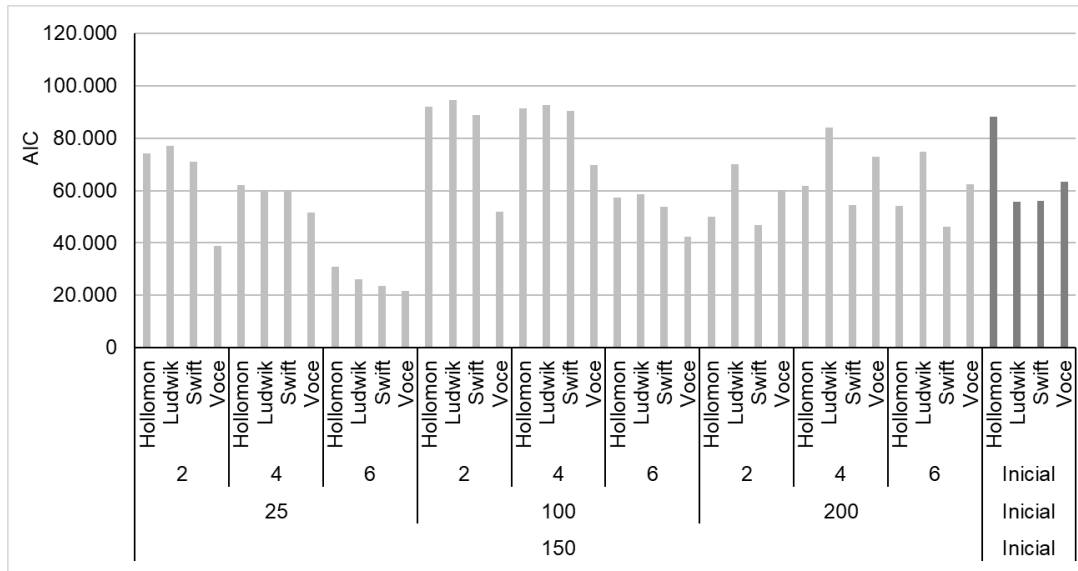


Figura 5-8. Histograma de valores de AIC para el ángulo de cizalla de 150° y todas las condiciones de proceso ECASD

5.3.2 Comportamiento de los parámetros en los modelos elastoplásticos evaluados

El modelo de Hollomon permite evaluar matemáticamente el comportamiento plástico de un material metálico de una forma simple. Representado en la Tabla 5-2, dicho modelo define dos parámetros para describir el comportamiento plástico en una curva esfuerzo–deformación: el parámetro K que se asocia a la resistencia mecánica del material y n que indica como durante la deformación se incrementa el endurecimiento del material y es denominado exponente de endurecimiento por deformación del material.

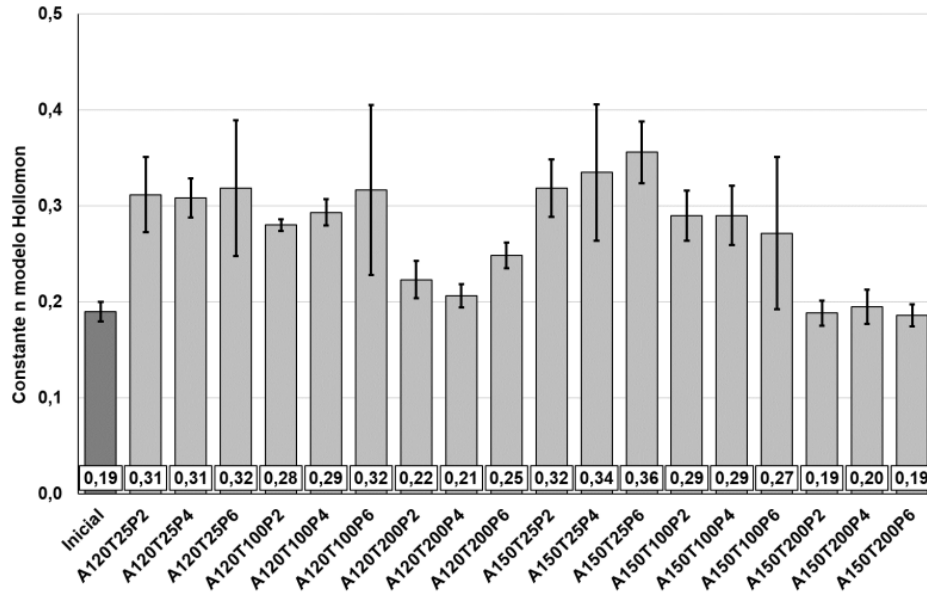


Figura 5-9. Variación del exponente de endurecimiento n del modelo de Hollomon, para todas las condiciones de proceso

Al representar el exponente de endurecimiento n respecto a cada una de las condiciones de proceso (Figura 5-9), se observa que el proceso de deformación por ECASD permite generar un incremento en el valor de n para todas las condiciones de temperatura. Además, se aprecia que la variación en el ángulo de cizalla y el número de pases a través del dado no tiene un efecto significativo sobre este parámetro. Por otra parte, se ve claramente que el valor de n disminuye a medida que se incrementa la temperatura de proceso, lo que indica que es mejor la respuesta mecánica de las láminas de AZ31B cuando se procesan por ECASD a temperaturas de 25°C y 100°C.

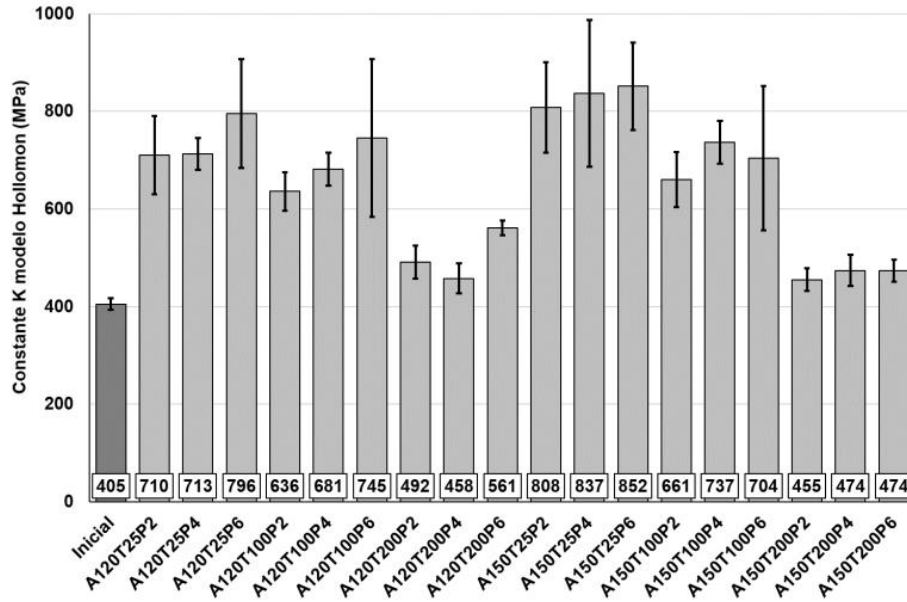


Figura 5-10. Variación del coeficiente de resistencia K del modelo de Hollomon, para todas las condiciones de proceso

Al evaluar el coeficiente de resistencia K para el modelo de Hollomon, se puede observar en la Figura 5-10 que el comportamiento de esta constante es similar al mostrado por el exponente de endurecimiento. Así las cosas, no se evidencia un efecto significativo con respecto al ángulo de cizalla y el número de pases en el proceso ECASD, pero si es evidente que el valor de K es modulado por la temperatura de proceso.

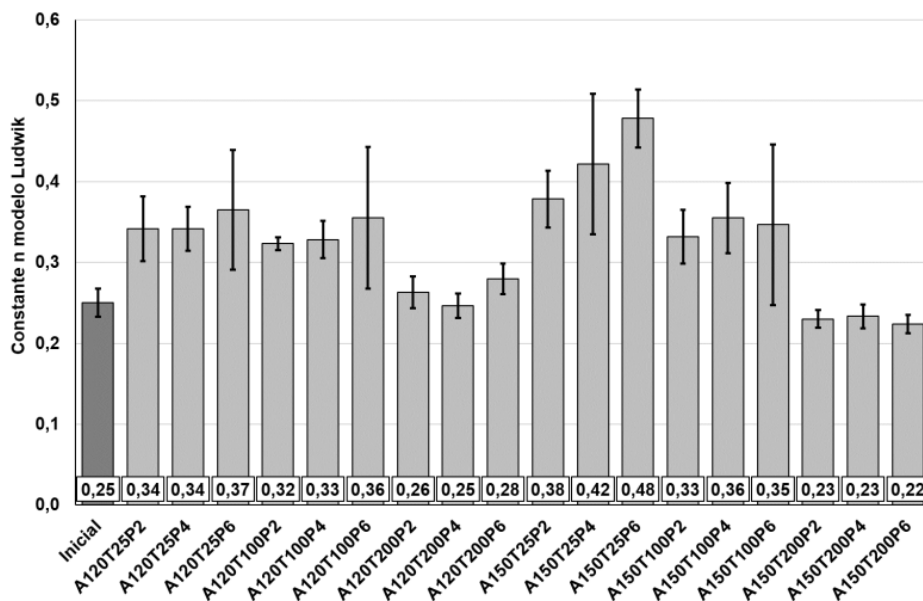


Figura 5-11. Variación de la constante n del modelo de Ludwik, para cada una de las condiciones de proceso

Al ajustar los datos experimentales al modelo planteado por Ludwik (Tabla 5-2), se incrementa la complejidad del modelo. Se puede observar en la Figura 5-11 que al igual que en el modelo de Hollomon, la constante n representa el endurecimiento de la aleación durante la deformación plástica, mostrando que la aleación AZ31B luego de ser procesada por ECASD es más susceptible al endurecimiento por deformación. Debe apreciarse que en este modelo a la temperatura de procesado por ECASD de 200°C, se presenta una leve disminución del exponente de endurecimiento respecto a la condición inicial. Además, entre el ángulo de 120° y 150°, solo se observa que es un poco más estable la variación de n cuando la lámina se ha procesado a 150°.

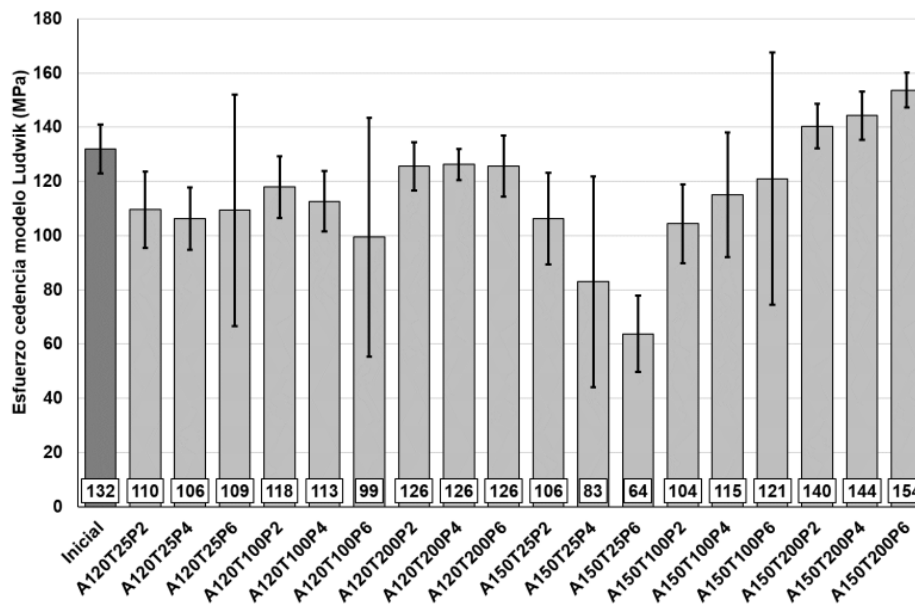


Figura 5-12. Variación del esfuerzo de cedencia determinado mediante el modelo de Ludwik, respecto a cada una de las condiciones de proceso

Al evaluar el esfuerzo de cedencia de la aleación procesada por ECASD mediante el modelo definido por Ludwik, se puede observar en la Figura 5-12 que la resistencia a la cedencia cae respecto a la condición inicial para casi todas las condiciones de proceso. Solo se observa un incremento respecto a la condición inicial, cuando la lámina es procesada a 200°C y un ángulo de 150°. Respecto al número de pases no se ve una tendencia clara en el histograma de condiciones de proceso contra esfuerzo de cedencia que permita indicar una variación de esta propiedad.

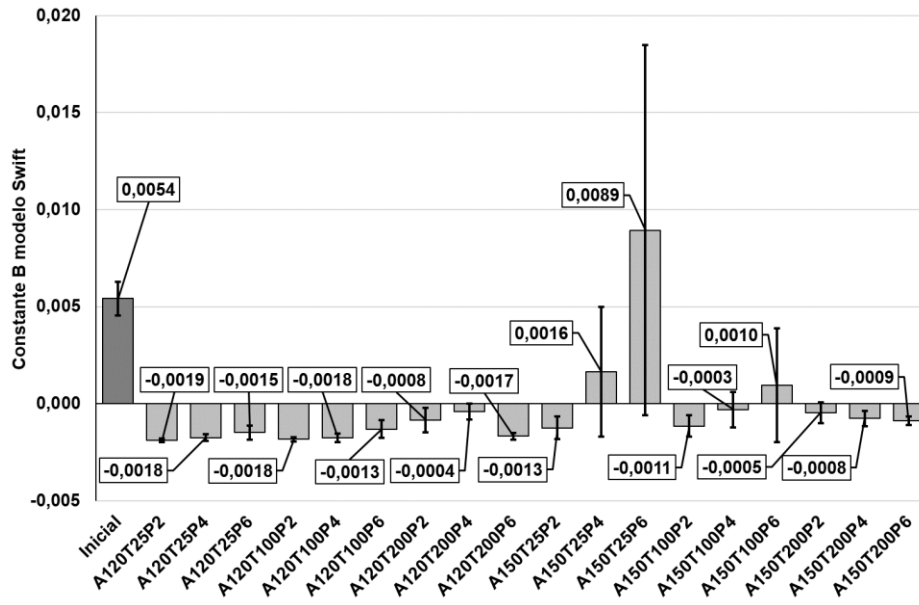


Figura 5-13. Variación de la constante B del modelo de Swift, respecto a cada una de las condiciones de proceso

El modelo de Swift mostrado en la Tabla 5-2, además de tener en cuenta el efecto del endurecimiento por deformación, también incluye el efecto de las deformaciones preliminares y una constante que revela la dirección de aplicación de las cargas durante la deformación. La constante B , que indica la deformación preliminar del material, muestra tener un comportamiento aleatorio como lo refleja el histograma de la Figura 5-13, mostrando valores negativos y positivos para esta constante. En algunos, casos las magnitudes de la constante B muestran ser menores que su desviación estándar. Para el proceso realizado a 150° muestra mayor homogeneidad en la magnitud de la constante B , sin embargo dicha constante muestra una magnitud negativa respecto a la condición inicial, lo que indicaría que las deformaciones preliminares son negativas, lo que no tendría una interpretación típicamente esperada respecto al comportamiento de un material.

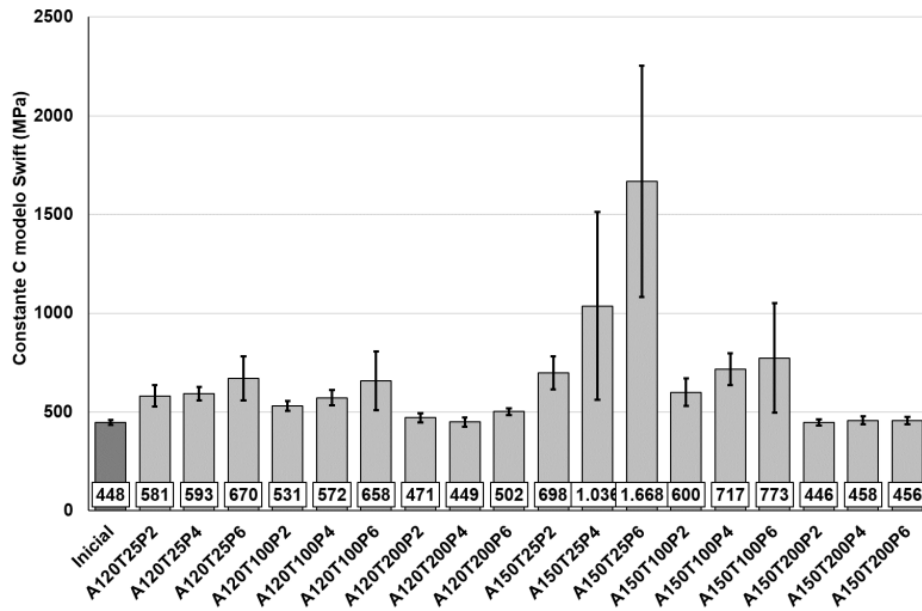


Figura 5-14. Variación de la constante C del modelo de Swift, respecto a cada una de las condiciones de proceso

La constante C del modelo de Swift está relacionada con la dirección en la cual se aplican las cargas durante el proceso de deformación. Ésta mostró que a un ángulo de 120° su comportamiento es bastante regular para las condiciones de proceso *ECASD*, reflejando una magnitud mayor que la condición inicial de la lámina y variaciones muy leves entre las distintas condiciones de proceso (Figura 5-14). Cuando el proceso *ECASD* se realizó a temperaturas inferiores a 200°C, hay una disminución en la magnitud de esta constante. Para el ángulo de proceso de 150° a la temperatura de 25°, hay un comportamiento atípico de esta constante, ya que la magnitud de la constante C incrementa significativamente, pero de igual forma incrementa la desviación estadística de los valores de esta constante.

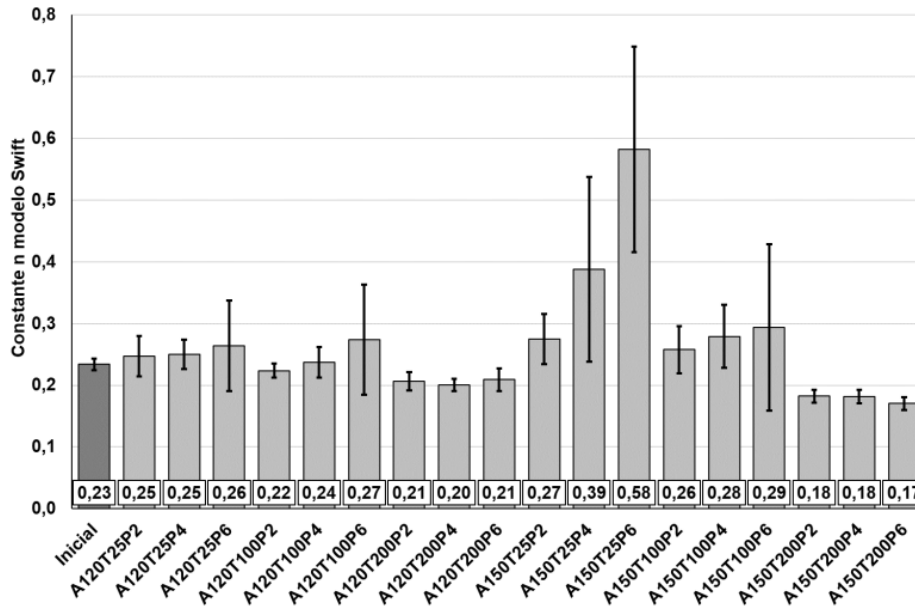


Figura 5-15. Variación de la constante n del modelo de Swift, para cada una de las condiciones de proceso

Finalmente, el modelo de Swift mediante la constante n proporciona una medida del endurecimiento por deformación para la lámina AZ31B deformada por ECASD (Figura 5-15). En este caso se observa que el valor de n incrementa respecto a la condición inicial de la lámina cuando ha sido procesada a 25°C, mientras que este valor de n disminuye a medida que aumenta la temperatura de proceso, alcanzado a ser inferior a la condición inicial para las láminas procesadas a 200°C. Cabe destacar que las condiciones de proceso ECASD para la temperatura de 25°C y el ángulo de deformación de 150°, muestran un comportamiento atípico cuando tratan de ajustarse al modelo definido por Swift.

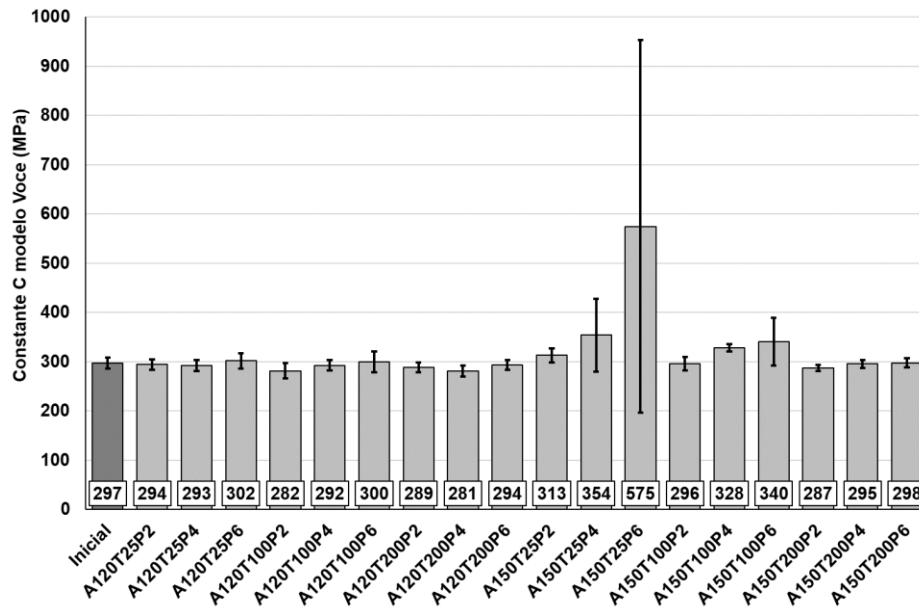


Figura 5-16. Variación de la constante C del modelo de Voce, para todas las condiciones de proceso

El modelo de Voce presenta una complejidad matemática mayor que los modelos de Hollomon, Ludwik y Swift dado que no es un modelo a partir de una ley de potencias, sino que plantea una relación exponencial entre el esfuerzo real y la deformación unitaria real. Las constantes C del modelo de Voce que se asocia al esfuerzo de cedencia del material; muestra en el histograma de la Figura 5-16, que su magnitud es relativamente constante. Al igual que en los otros modelos evaluados, se puede apreciar que la constante C del modelo de Voce cambia abruptamente su comportamiento para la condición A150T25P6, lo que muestra que esta constante debe estar asociada a las características del material y no es afectada significativamente por el proceso ECASD.

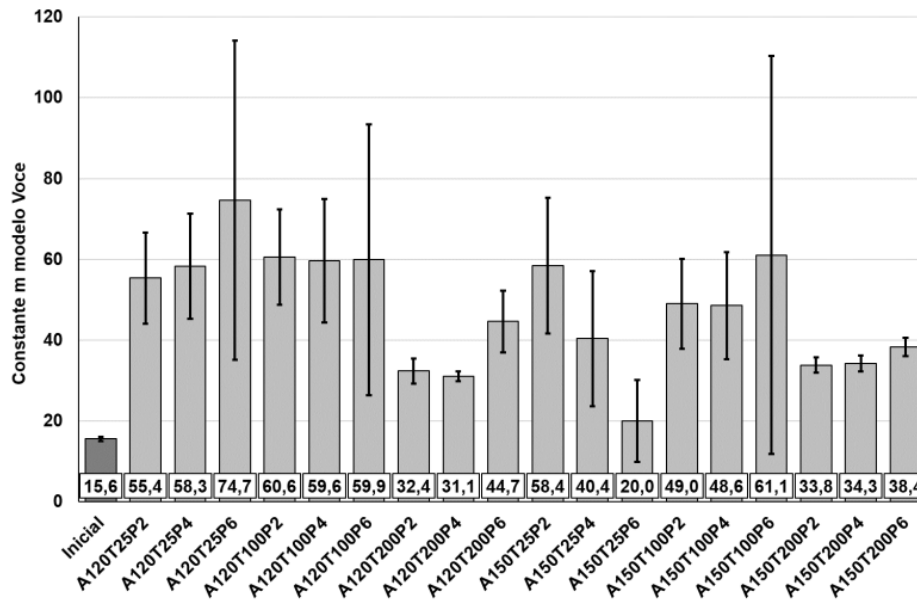


Figura 5-17. Variación de la constante m del modelo de Voce, para todas las condiciones de proceso

Al evaluar la constante m del modelo de Voce, la cual indica el estado de endurecimiento inicial de las láminas, se puede apreciar que todas las condiciones de proceso modifican dicho término debido a la acumulación de deformación, por lo que en el histograma de la Figura 5-17, se observa que el valor de m de la condición inicial se incrementa de forma significativa cuando la lámina es procesada a 25°C y 100°C, siendo menor el incremento a medida que aumenta la temperatura del proceso ECASD. Se aprecia que las medidas de endurecimiento fueron relativamente homogéneas al variar el número de pases cuando el ángulo de cizalla es 120° y 150°. Esta variación en la constante m muestra que esta constante está relacionada con las condiciones de proceso y afectada principalmente por la temperatura, permitiendo modular el esfuerzo de cedencia del material luego de ser procesado.

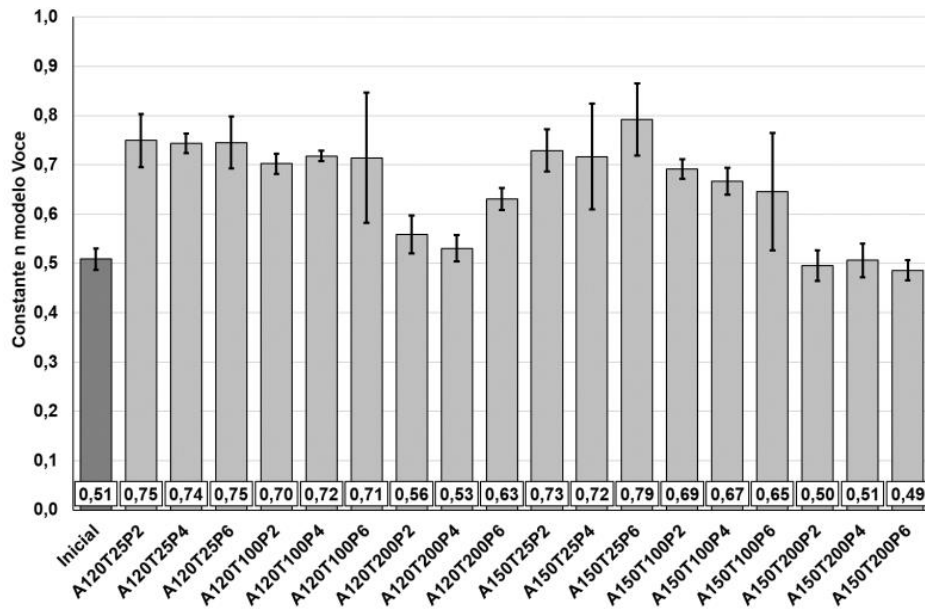


Figura 5-18. Variación de la constante n del modelo de Voce, para todas las condiciones de proceso

La constante n del modelo Voce muestra tener un comportamiento influenciado principalmente por las temperaturas de proceso (Figura 5-18), evidenciándose que el endurecimiento no tiene una tenencia clara, con respecto a la variación de los pases de cizalla. Además, se puede observar que el valor de n disminuye con el incremento de la temperatura de proceso, lo cual está asociado al nivel de endurecimiento por deformación que se acumula durante el proceso *ECASD*. Sin embargo, a la condición de proceso de 200°C el valor de n es similar al de la condición inicial, mostrando que a la temperatura de 200°C es poco o imperceptible la variación en el comportamiento plástico del material luego de ser procesado mediante *ECASD*.

5.4 Análisis de resultados

Los modelos de Hollomon, Ludwik, Swift y Voce, son modelos empíricos que permiten interpretar el comportamiento plástico de materiales metálicos. Se trata de modelos cuyos ajustes son óptimos en materiales con un comportamiento isotrópico. Para el presente estudio, se encontró que a medida que el material es procesado mediante la técnica *ECASD*, las láminas de AZ31B desarrollan un comportamiento mecánico que es influenciado por las modificaciones microestructurales que le confiere el proceso de cizalladura, por lo cual dichos modelos y específicamente sus parámetros, van perdiendo su nivel de precisión para describir el comportamiento mecánico de las láminas de AZ31B luego de ser procesadas.

Estadísticamente, la manera más directa para evaluar como un modelo se ajusta a los datos experimentales es mediante el coeficiente de determinación (R^2). Al evaluar las diferentes condiciones de deformación respecto a los modelos de Hollomon, Ludwik, Swift y Voce, se determinó a partir de la magnitud de R^2 que los modelos mostraban mejor ajuste para el proceso realizado a un ángulo de deformación de 150° , lo que puede estar asociado a la menor severidad en la aplicación de la deformación cuando el ángulo de cizalla es menor. Sin embargo, este criterio estadístico (R^2) no muestra claramente si existe una influencia del número de pasadas a través del sistema *ECASD* y cómo éste nivel de ajuste de los modelos varía con la temperatura.

Para ahondar en el nivel de ajuste de los diferentes modelos, el criterio de información de Akaike (AIC) indica que la magnitud del AIC es menor para las condiciones de deformación a un ángulo de proceso de 150° . Este criterio además muestra que el ajuste de los modelos mejora a medida que incrementan los pases de cizalla, lo que podría estar asociado al debilitamiento de la textura basal de las láminas de AZ31B. Por otra parte, el criterio AIC ratifica que los modelos de mayor ajuste a los datos experimentales son los modelos de Voce y Swift, esto es debido a que dichos modelos cuentan con un mayor número de parámetros o constantes, siendo el modelo de Voce el más ajustado tanto por lo mostrado por R^2 como por AIC.

La temperatura como variable de proceso *ECASD*, a diferencia de lo mostrado por el ángulo de cizalla y el número de pases, plantea una mayor influencia en el ajuste de los modelos. En ese sentido, el nivel de ajuste disminuye a medida que incrementa la temperatura, lo que puede ser explicado por los cambios en la textura que se dan durante el procesamiento de las láminas, gracias al mayor debilitamiento de las texturas logrado durante el procesamiento por *ECASD* a 25°C y 150°C .

Del ajuste de las curvas esfuerzo-deformación al modelo de Hollomon, se puede interpretar que el proceso *ECASD* permite mejorar el comportamiento mecánico de las láminas de AZ31B, ya que se observa un incremento en el coeficiente de

resistencia y un aumento del exponente de endurecimiento. Esto permite intuir que las láminas de magnesio luego de ser procesadas por *ECASD* mostrarán un mejor desempeño durante proceso de conformado plástico, incremento en la resistencia del material y mejor aptitud a la deformación, siendo más significativo el cambio de propiedades cuando el proceso *ECASD* se realiza a temperatura ambiente (25°C).

Los modelos de Ludwik y Swift cuentan con valores de ajuste tales como R^2 y AIC razonables en comparación con los mostrados por los modelos de Hollomon y de Voce. Sin embargo, la variabilidad de los parámetros en los modelos de Ludwik y Swift no describe claramente una tendencia o correlación entre las propiedades del material y los parámetros del modelo, lo que da lugar a una alta variación en el comportamiento de sus parámetros.

A partir de los análisis estadísticos, el ajuste del comportamiento elastoplástico para las láminas de AZ31B, mostró que el modelo de Voce describe con alto nivel de precisión el comportamiento plástico de las láminas de AZ31B procesadas mediante *ECASD*. Así mismo, los parámetros o constantes con las que cuenta el modelo de Voce tienen un comportamiento consistente, los cuales se pueden correlacionar con el comportamiento de las láminas durante los procesos de deformación plástica. La variable C que se relaciona con la resistencia a la cedencia, muestra ser casi constante con respecto a las condiciones de proceso, lo que indica que la modulación en la resistencia a la cedencia este más asociado a la variación de la constante m , la cual define el estado de endurecimiento inicial, y va tendiendo a un estado de saturación de la deformación.

Como en el modelo elastoplástico descrito por Voce, las constantes n y m describen el comportamiento plástico de las láminas de AZ31B, se puede observar ambas constantes son mayores a medida que el proceso *ECASD* se realiza a más baja temperatura, lo que indica que la plasticidad de las aleaciones AZ31B es modificada mediante el proceso *ECASD*, mejorando la plasticidad de la aleación cuando los procesos se realizan a baja temperatura.

5.5 Conclusiones

Luego de haber determinado como las curvas de esfuerzo deformación se ajustan a los modelos de Hollomon, Ludwik, Swift y Voce, es posible indicar que los modelos desarrollados como ley de potencias no cuentan con los parámetros suficientes que permitan que la curva descrita por el modelo se ajuste paulatinamente a cambio del comportamiento plástico de la aleación AZ31B, comportamiento que varía durante la deformación por efecto de los cambios microestructurales, que fueron inducidos por el maclado durante el proceso ECASD.

Comparando los cuatro modelos evaluados, y teniendo en cuenta los dos criterios estadísticos (R^2 y AIC), se pudo determinar que los datos experimentales se ajustan al modelo exponencial que plantea Voce. Este modelo es más flexible a cambios en la plasticidad de la aleación AZ31B, dada su forma exponencial, donde sus parámetros m y n permiten ajustar los cambios del comportamiento plástico promovidos por los cambios de la textura que le confieren al material un comportamiento anisotrópico.

Luego de determinar todas las constantes asociadas a cada uno de los modelos evaluados, se observan dos aspectos relevantes: una es que la constante n determinada en cada uno de los modelos está en un rango de 0,2 a 0,8, mostrando que la constante n indica un comportamiento similar a la deformación, independiente del modelo que se esté tomando como referencia. Además, la magnitud n es mayor cuando el proceso *ECASD* se realiza a baja temperatura, lo que apoya el concepto del desarrollo de procesos de manufactura, que permitan modificar el comportamiento mecánico de las láminas de magnesio a temperatura ambiente.

Del análisis realizado sobre el ajuste del modelo de Voce evaluado a diferentes condiciones de deformación, se determinó que el valor de la constante C no varía significativamente. Por tanto, se puede intuir que esta constante asociada al esfuerzo de cedencia del material no depende de las modificaciones microestructurales. Mejor aún, esta constante tendería más a describir una característica del material como la rigidez; propiedad que está asociada a la composición química, tipo de enlace atómico y arreglo cristalino.

5.6 Referencias

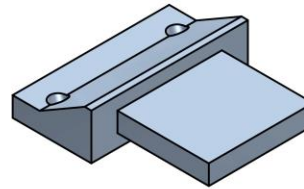
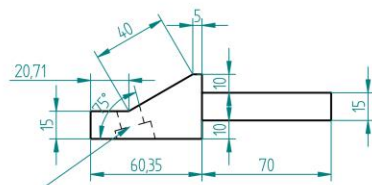
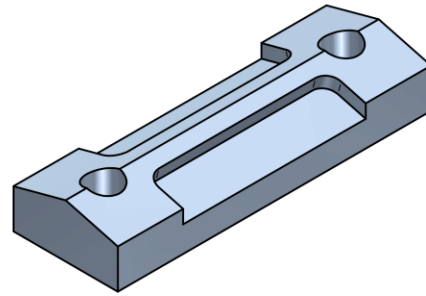
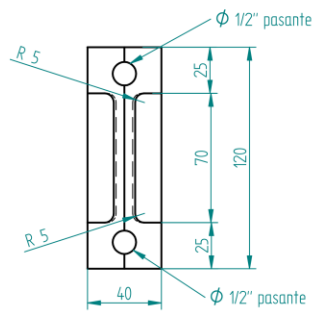
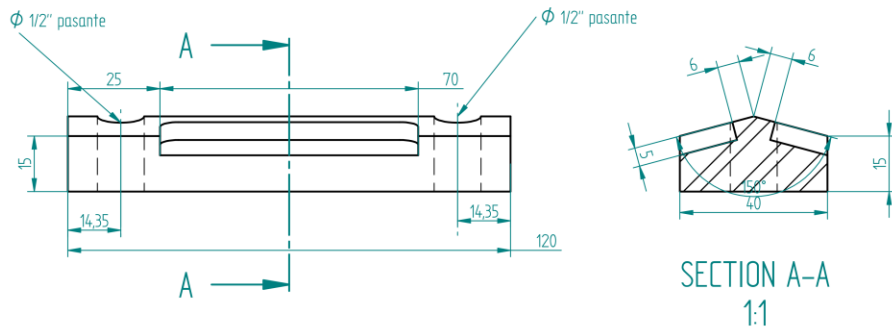
- [1] J. A. del Valle, F. Carreño, and O. A. Ruano, "Influence of texture and grain size on work hardening and ductility in magnesium-based alloys processed by ECAP and rolling," *Acta Mater.*, vol. 54, no. 16, pp. 4247–4259, 2006.
- [2] H. Hu, Y. Liu, D. Zhang, and Z. Ou, "The influences of extrusion-shear process on microstructures evolution and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 695, pp. 1088–1095, 2017.
- [3] N. Hansen, "Hall–Petch relation and boundary strengthening," *Scr. Mater.*, vol. 51, no. 8, pp. 801–806, 2004.
- [4] H. Yu, Y. Xin, M. Wang, and Q. Liu, "Hall-Petch relationship in Mg alloys: A review," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 34, no. 2, pp. 248–256, 2018.
- [5] Y. Wang and H. Choo, "Influence of texture on Hall–Petch relationships in an Mg alloy," *Acta Mater.*, vol. 81, pp. 83–97, 2014.
- [6] W. Yuan, S. K. Panigrahi, J.-Q. Su, and R. S. Mishra, "Influence of grain size and texture on Hall–Petch relationship for a magnesium alloy," *Scr. Mater.*, vol. 65, no. 11, pp. 994–997, 2011.
- [7] B. Q. Shi, Y. Q. Cheng, H. Yan, R. S. Chen, and W. Ke, "Hall-Petch relationship, twinning responses and their dependences on grain size in the rolled Mg-Zn and Mg-Y alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, 2018.
- [8] M. R. Barnett, Z. Keshavarz, and X. Ma, "A semianalytical Sachs model for the flow stress of a magnesium alloy," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 37, no. 7, pp. 2283–2293, Jul. 2006.
- [9] J.-Y. Lee, D. Steglich, and M.-G. Lee, "Fracture prediction based on a two-surface plasticity law for the anisotropic magnesium alloys AZ31 and ZE10," *Int. J. Plast.*, vol. 105, pp. 1–23, 2018.
- [10] C. Y. Gao, L. C. Zhang, W. G. Guo, Y. L. Li, W. R. Lu, and Y. L. Ke, "Dynamic plasticity of AZ31 magnesium alloy: Experimental investigation and constitutive modeling," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 613, pp. 379–389, 2014.
- [11] N. Bertin, C. N. Tomé, I. J. Beyerlein, M. R. Barnett, and L. Capolungo, "On the strength of dislocation interactions and their effect on latent hardening in pure Magnesium," *Int. J. Plast.*, vol. 62, pp. 72–92, 2014.
- [12] H. Wang *et al.*, "Strain rate sensitivities of deformation mechanisms in magnesium alloys," *Int. J. Plast.*, 2018.
- [13] J. Balík *et al.*, "Modeling of the work hardening in magnesium alloy sheets," *Int. J. Plast.*, vol. 76, pp. 166–185, 2016.
- [14] C. Zhang, X. Chu, D. Guines, L. Leotoing, J. Ding, and G. Zhao, "Dedicated linear – Voce model and its application in investigating temperature and

- strain rate effects on sheet formability of aluminum alloys," *Mater. Des.*, vol. 67, pp. 522–530, 2015.
- [15] J. Feng *et al.*, "Tensile flow and work hardening behaviors of ultrafine-grained Mg-3Al-Zn alloy at elevated temperatures," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 667, pp. 97–105, 2016.
- [16] L. Guo and F. Fujita, "Modeling the microstructure evolution in AZ31 magnesium alloys during hot rolling," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 255, pp. 716–723, 2018.
- [17] N. Tahreen, D. L. Chen, M. Nouri, and D. Y. Li, "Effects of aluminum content and strain rate on strain hardening behavior of cast magnesium alloys during compression," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 594, pp. 235–245, 2014.
- [18] J. Agirre, J. Mendiguren, L. Galdos, and E. S. de Argandoña, "Hardening prediction of diverse materials using the Digital Image Correlation technique," *Mech. Mater.*, 2018.
- [19] Z. Ma *et al.*, "Elastic-plastic bending properties of an AZ31B magnesium alloy based on persistent tensile preloads," *J. Alloys Compd.*, vol. 708, pp. 594–599, 2017.
- [20] P. D. Wu, X. Q. Guo, H. Qiao, S. R. Agnew, D. J. Lloyd, and J. D. Embury, "On the rapid hardening and exhaustion of twinning in magnesium alloy," *Acta Mater.*, vol. 122, pp. 369–377, 2017.
- [21] W. J. Joost and P. E. Krajewski, "Towards magnesium alloys for high-volume automotive applications," *Scr. Mater.*, vol. 128, pp. 107–112, 2017.
- [22] S. You, Y. Huang, K. U. Kainer, and N. Hort, "Recent research and developments on wrought magnesium alloys," *J. Magnes. Alloy.*, vol. 5, no. 3, pp. 239–253, 2017.
- [23] A. Tehranchi, B. Yin, and W. A. Curtin, "Solute strengthening of basal slip in Mg alloys," *Acta Mater.*, vol. 151, pp. 56–66, 2018.
- [24] H. Qiao, X. Q. Guo, A. L. Oppedal, H. El Kadiri, P. D. Wu, and S. R. Agnew, "Twin-induced hardening in extruded Mg alloy AM30," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 687, pp. 17–27, 2017.
- [25] A. L. Oppedal *et al.*, "Effect of dislocation transmutation on modeling hardening mechanisms by twinning in magnesium," *Int. J. Plast.*, vol. 30–31, pp. 41–61, 2012.
- [26] P. Chen, B. Li, D. Culbertson, and Y. Jiang, "Contribution of extension twinning to plastic strain at low stress stage deformation of a Mg-3Al-1Zn alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 709, pp. 40–45, 2018.
- [27] H. Fan, Y. Zhu, J. A. El-Awady, and D. Raabe, "Precipitation hardening effects on extension twinning in magnesium alloys," *Int. J. Plast.*, vol. 106, pp. 186–202, 2018.

- [28] H. Kitahara, F. Maruno, M. Tsushida, and S. Ando, "Deformation behavior of Mg single crystals during a single ECAP pass at room temperature," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 590, no. Supplement C, pp. 274–280, 2014.
- [29] Y. Q. Cheng, H. Zhang, Z. H. Chen, and K. F. Xian, "Flow stress equation of AZ31 magnesium alloy sheet during warm tensile deformation," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 208, no. 1, pp. 29–34, 2008.
- [30] Y.-T. Cheng and C.-M. Cheng, "Scaling, dimensional analysis, and indentation measurements," *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 44, no. 4–5, pp. 91–149, Aug. 2004.
- [31] H. J. Kleemola and M. A. Nieminen, "On the strain-hardening parameters of metals," *Metall. Trans.*, vol. 5, no. 8, pp. 1863–1866, 1974.
- [32] Y. Cai *et al.*, "Hot deformation characteristics of AZ80 magnesium alloy: Work hardening effect and processing parameter sensitivities," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 687, pp. 113–122, 2017.
- [33] L. Wang, G. Fang, and L. Qian, "Modeling of dynamic recrystallization of magnesium alloy using cellular automata considering initial topology of grains," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 711, pp. 268–283, 2018.
- [34] D. Steglich, X. Tian, and J. Besson, "Mechanism-based modelling of plastic deformation in magnesium alloys," *Eur. J. Mech. - A/Solids*, vol. 55, pp. 289–303, 2016.
- [35] K. Ahn and M.-H. Seo, "Effect of anisotropy and differential work hardening on the failure prediction of AZ31B magnesium sheet at room temperature," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 138, pp. 181–192, 2018.
- [36] W. He, T. Lin, and Q. Liu, "Experiments and constitutive modeling of deformation behavior of a magnesium sheet during two-step loading," *Int. J. Solids Struct.*, 2018.

Anexo 1

Plano dado de cizalla 150°



Agujero para colocar perno estriado de ϕ 1/2" ∇ 25"

