



**EDUCACIÓN**  
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA

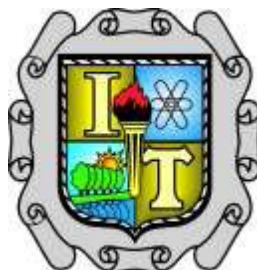


TECNOLÓGICO  
NACIONAL DE MÉXICO®

Instituto Tecnológico de Saltillo

# INSTITUTO TECNOLÓGICO DE SALTILLO

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN



**“Efecto de la deformación plástica en caliente sobre las  
características metalúrgicas de una aleación Al-Zn-Mg”**

## TESIS

QUE PRESENTA:

**ING. ALEXANDRO BUENDÍA CARRILLO**

PARA OBTENER EL GRADO DE

**MAESTRO EN CIENCIAS DE LOS MATERIALES**

DIRIGIDA POR:

**Dra. Rocío Maricela Ochoa Palacios**

**Directora**

**Dr. Juan Manuel Prado Lázaro**

**Codirector**

**SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO**

**DICIEMBRE 2025**



Instituto Tecnológico de Saltillo

Saltillo, Coahuila, **8/diciembre/2025**

**DR. JORGE ALBERTO RAMOS OLIVEIRA**  
**JEFE DE LA DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE**  
**POSGRADO E INVESTIGACIÓN**  
**PRESENTE.**

Los que suscribimos, integrantes del Comité Tutorial nombrados para dar seguimiento y examinar el manuscrito de la tesis titulada:

**“EFECTO DE LA DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN CALIENTE SOBRE LAS  
CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS DE UNA ALEACIÓN Al-Zn-Mg”**

Que presenta el candidato al Grado de MAESTRO EN CIENCIAS DE LOS MATERIALES:

**ING. ALEXANDRO BUENDÍA CARRILLO**

Reunidos para tal efecto, y después de intercambiar opiniones, manifestamos nuestra aceptación a dicho trabajo en virtud de que satisface los requerimientos técnicos, científicos y de redacción que requiere el nivel del grado a obtener, ya que se han realizado las correcciones que cada uno en particular consideró pertinentes.

Por tal motivo este Comité autoriza la presentación e impresión del manuscrito de tesis en mención.

**ATENTAMENTE**  
**“EL COMITÉ TUTORIAL DE TESIS”**

**DRA. ROCÍO MARICELA OCHOA PALACIOS**  
**DIRECTORA**

**DR. JUAN MANUEL PRADO LÁZARO**  
**CODIRECTOR DE TESIS**

**DRA. NELLY ABIGAIL RODRÍGUEZ ROSALES**  
**SINODAL**

**DR. GERARDO ALTAMIRANO GUERRERO**  
**SINODAL**



**2025**  
Año de  
**La Mujer**  
**Indígena**

Bldv. Venustiano Carranza No. 2400, Col. Tecnológico,  
C.P. 25280 Saltillo, Coahuila. Tel: 844 288-94-60  
[www.saltilllo.tecnm.mx](http://www.saltilllo.tecnm.mx)





**LICENCIA DE USO OTORGADA POR** Alexandro Buendia Carrillo, de nacionalidad Mexicana mayor de edad, con domicilio ubicado en Privada la herradura 284, La Aurora, C.P. 25298, Saltillo, Coahuila, en mi calidad de titular de los derechos patrimoniales y morales y autor de la tesis denominada “Efecto de la deformación plástica en caliente sobre las características metalúrgicas de una aleación Al-Zn-Mg” en adelante “**LA OBRA**” quien para todos los fines del presente documento se denominará “**EL AUTOR Y/O EL TITULAR**”, a favor del Instituto Tecnológico de Saltillo del Tecnológico Nacional de México, la cual se registrará por las cláusulas siguientes:

**PRIMERA –OBJETO:** “**EL AUTOR Y/O TITULAR**”, mediante el presente documento otorga al Instituto Tecnológico de Saltillo del Tecnológico Nacional de México, licencia de uso gratuita e indefinida respecto de “**LA OBRA**”, para almacenar, preservar, publicar, reproducir y/o divulgar la misma, con fines académicos, por cualquier medio en forma física y a través del repositorio institucional y del repositorio nacional, éste último consultable en la página: (<https://rinacional.tecnm.mx/>).

**SEGUNDA - TERRITORIO:** La presente licencia se otorga, de manera no exclusiva, sin limitación geográfica o territorial alguna, de manera gratuita e indefinida.

**TERCERA -ALCANCE:** La presente licencia contempla la autorización para formato uso de “**LA OBRA**” en cualquier formato o soporte material y se extiende a la utilización, de manera enunciativa más no limitativa a los siguientes medios: óptico, magnético, electrónico, virtual (red), mensaje de datos o similar conocido por conocerse.

**CUARTA – EXCLUSIVIDAD:** La presente licencia de uso aquí establecida no implica exclusividad en favor del Instituto Tecnológico de Saltillo; por lo tanto, “**EL AUTOR Y/O TITULAR**” conserva los derechos patrimoniales y morales de “**LA OBRA**”, objeto del presente documento.

**QUINTA – CRÉDITOS:** El Instituto Tecnológico de Saltillo y/o el Tecnológico Nacional de México reconoce que el “**AUTOR Y/O TITULAR**” es el único, primigenio y perpetuo titular de los derechos morales sobre “**LA OBRA**”; por lo tanto, siempre deberá otorgarle los créditos correspondientes por la autoría de la misma.

**SEXTA – AUTORÍA:** “**EL AUTOR Y/O TITULAR**” manifiesta ser el único titular de los derechos de autor que derivan de “**LA OBRA**” y declara que el material objeto del presente fue realizado por él, sin violentar o usurpar derechos de propiedad intelectual de terceros; por lo tanto, en caso de controversia sobre los mismos, se obliga a ser el único responsable.

Dado en la Ciudad de Saltillo, Coahuila, a los 08 días del mes de diciembre de 2025.

“**EL AUTOR Y/O TITULAR**”

“**EL INSTITUTO TECNOLÓGICO DE SALTILLO**”

ALEXANDRO BUENDIA CARRILLO

M.I.D. ANIA GUADALUPE SÁNCHEZ RUIZ





Instituto Tecnológico de Saltillo

Saltillo, Coahuila, 11/diciembre/2025  
OFICIO No. DEPI/169/2025

**C. ING. ALEXANDRO BUENDIA CARRILLO**  
**CANDIDATO AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LOS MATERIALES**  
**PRESENTE**

Por este conducto tengo el agrado de comunicarle que el Comité Tutorial nombrado para dar seguimiento a su trabajo de tesis, titulado "**Efecto de la deformación plástica en caliente sobre las características metalúrgicas de una aleación Al-Zn-Mg**", ha informado a esta División de Estudios de Posgrado e Investigación que su trabajo satisface los elementos técnicos y científicos necesarios. Así mismo, se cuenta en esta División con las evidencias de que Usted cumple con los requisitos académicos necesarios para la presentación de este trabajo. Por lo anterior, **se le autoriza a que proceda con la Impresión Definitiva de su trabajo de tesis.**

Deseándole el éxito en el logro de sus metas y sus aspiraciones profesionales, reciba un cordial saludo.

**ATENTAMENTE**  
*Excelencia en Educación Tecnológica®*

**DR. JORGE ALBERTO RAMOS OLIVEIRA**  
**JEFE DE LA DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN**

ccp. Archivo  
ccp. Departamento de Servicios Escolares



SECRETARÍA DE  
EDUCACIÓN PÚBLICA  
INSTITUTO TECNOLÓGICO  
de Saltillo  
DIVISIÓN DE ESTUDIOS  
DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN



**2025**  
Año de  
**La Mujer  
Indígena**

Blvd. Venustiano Carranza No. 2400, Col. Tecnológico,  
C.P. 25280 Saltillo, Coahuila. Tel: 844 288-94-60  
[www.saltillio.tecnm.mx](http://www.saltillio.tecnm.mx)



## Dedicatoria

***“Cuanto más vivo, más aprendo. Cuanto más aprendo, más me doy cuenta de lo poco que sé.”***

***- Inspirada en el pensamiento de Sócrates***

*Dedico esta tesis a mis padres, Esmeralda Carrillo de la Fuente y Alexandro Buendía Galván, por su amor, apoyo incondicional y por brindarme la oportunidad continuar mi formación profesional y enriquecer mis conocimientos.*

*Agradezco también a mis asesores, la Dra. Rocío Maricela Ochoa Palacios, el Dr. Juan Manuel Prado Lázaro y el Dr. Israel Aguilera Navarrete, por su guía, paciencia y generosidad al compartir sus conocimientos y experiencia. Su motivación e incentivo han sido fundamentales para el desarrollo de esta investigación.*

*Finalmente, expreso mi gratitud a las instituciones que hicieron posible esta investigación, especialmente al **SECIHTI por la beca otorgada**, al Instituto Tecnológico de Saltillo, Instituto Tecnológico de Morelia y al Centro de Investigación y de Estudios Avanzados del IPN, Unidad Saltillo, por el apoyo con infraestructura y los recursos proporcionados que fueron esenciales para llevar a cabo este trabajo.*

## ÍNDICE

|                                                        |     |
|--------------------------------------------------------|-----|
| ÍNDICE DE FIGURAS .....                                | VI  |
| ÍNDICE DE TABLAS .....                                 | VI  |
| RESUMEN .....                                          | XI  |
| ABSTRACT .....                                         | XII |
| 1. INTRODUCCIÓN .....                                  | 1   |
| 1.1 PROBLEMÁTICA Y ESTADO DEL ARTE .....               | 3   |
| 1.1.1 Planteamiento del problema .....                 | 3   |
| 1.1.2 Estado del arte .....                            | 4   |
| 1.1.2.1 Deformación plástica en aleaciones de Al ..... | 7   |
| 1.2 OBJETIVOS .....                                    | 23  |
| 1.3 JUSTIFICACIÓN .....                                | 24  |
| 2. MARCO TEÓRICO .....                                 | 26  |
| 2.1 Aluminio comercial .....                           | 26  |
| 2.2 Al secundario .....                                | 27  |
| 2.3 Al serie 7xxx.....                                 | 28  |
| 2.3.1 Aleación binaria Al-Zn.....                      | 28  |
| 2.3.2 Aleación binaria Al-Mg .....                     | 29  |
| 2.3.3 Aleación Al-Zn-Mg .....                          | 30  |
| 2.4 Tratamientos térmicos.....                         | 33  |
| 2.4.1 Tratamiento térmico de solución .....            | 34  |
| 2.4.2 Tratamiento térmico de precipitación .....       | 34  |
| 2.5 Deformación bajo una carga axial directa .....     | 36  |

|        |                                                                         |    |
|--------|-------------------------------------------------------------------------|----|
| 2.6    | Esfuerzos de deformación .....                                          | 37 |
| 2.6.1  | Esfuerzos uniformemente distribuidos .....                              | 39 |
| 2.6.2  | Esfuerzos cortantes .....                                               | 40 |
| 2.6.3  | Esfuerzo de contacto .....                                              | 41 |
| 2.7    | Ensayo de compresión.....                                               | 44 |
| 2.7.1  | Diagrama esfuerzo-deformación unitaria .....                            | 45 |
| 2.7.2  | Proceso de laminación.....                                              | 46 |
| 2.7.3  | Relación entre el ensayo de compresión y el proceso de laminación<br>48 |    |
| 2.8    | Recuperación dinámica.....                                              | 52 |
| 2.9    | Recristalización dinámica.....                                          | 53 |
| 2.9.1  | Recristalización dinámica discontinua (DDRX).....                       | 53 |
| 2.9.2  | Recristalización dinámica continua (CDRX) .....                         | 54 |
| 2.10   | Simulación computacional JMatPro® .....                                 | 54 |
| 2.11   | Análisis estadístico.....                                               | 55 |
| 2.11.1 | Diseño factorial.....                                                   | 55 |
| 2.11.2 | Percentiles y diagramas de caja.....                                    | 56 |
| 2.11.3 | Diagrama y estimación de la curva de densidad.....                      | 58 |
| 2.11.4 | Análisis de covarianza.....                                             | 59 |
| 3.     | METODOLOGÍA .....                                                       | 62 |
| 3.1    | Preparación y caracterización del material Al-Zn-Mg.....                | 63 |
| 3.2    | Deformación plástica.....                                               | 64 |
| 3.2.1  | Tratamiento termomecánico .....                                         | 64 |
| 3.2.2  | Ciclo térmico .....                                                     | 65 |
| 3.2.3  | Diseño de experimentos (DOE) .....                                      | 66 |

|       |                                                 |     |
|-------|-------------------------------------------------|-----|
| 3.3   | Simulación computacional .....                  | 67  |
| 3.4   | Preparación metalográfica .....                 | 67  |
| 3.5   | Técnicas de caracterización.....                | 68  |
| 3.6   | Ensayos de microdureza.....                     | 68  |
| 4.    | RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....                     | 70  |
| 4.1   | Caracterización del metal base .....            | 70  |
| 4.2   | Simulación en JMatPro® .....                    | 73  |
| 4.3   | Deformación plástica en caliente .....          | 77  |
| 4.4   | Evolución microestructural. ....                | 82  |
| 4.4.1 | Análisis de los resultados de microdureza ..... | 88  |
| 5.    | CONCLUSIONES .....                              | 98  |
|       | ANEXOS .....                                    | 100 |
|       | REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....                | 107 |

## ÍNDICE DE FIGURAS

|                                                                                                                                                                                                                                                                          |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 1.1. a) Micrografía atacada de la aleación Al6010-S y b) mapa de la medición EBSD con la orientación de granos [9].....                                                                                                                                           | 9  |
| Figura 1.2. Mapas EBSD y mapas de dispersión de la orientación del grano de la aleación Al-7075 deformadas a 450 °C y diferentes velocidades de deformación [12]. ....                                                                                                   | 12 |
| Figura 1.3 Mapas de porcentaje de recristalización dinámica a diferentes temperaturas de deformación y velocidades de deformación: a) 350 °C/0.001 s <sup>-1</sup> b) 450 °C/0.001 s <sup>-1</sup> c) 500 °C/0.001 s <sup>-1</sup> d) 500 °C/1 s <sup>-1</sup> [13]..... | 14 |
| Figura 1.4. Distribuciones de ángulos de desorientación en una aleación Al 7B50: a) 420 °C, 1 s <sup>-1</sup> , b) 420 °C, 0.1 s <sup>-1</sup> [14]. ....                                                                                                                | 15 |

|                                                                                                                                                                                                                     |    |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 1.5. a) Mapa de EBSD de la aleación 6061 después del proceso de laminación en caliente y recocido y b) identificación de los tipos de granos formados a partir de una recristalización [17].....             | 18 |
| Figura 1.6 Micrografía de MEB de la aleación AA6026 después del tratamiento de homogenizado a 480 °C. a) 200 x y b) 100 x [19]. ....                                                                                | 20 |
| Figura 1.7 Fragmentación de la fase $\delta$ -Al: a-b)12 h a 480 °C, c) 12 h a 530 °C, d) 6 h a 550 °C [19]. ....                                                                                                   | 21 |
| Figura 1.8 Evolución microestructural de diferentes concentraciones de Mn en la aleación Al-5083 [20].....                                                                                                          | 22 |
| Figura 2.1. Diagrama binario de fases del sistema Al-Zn [33]. ....                                                                                                                                                  | 28 |
| Figura 2.2. Diagrama binario de fases Al-Mg [33]. ....                                                                                                                                                              | 29 |
| Figura 2.3 Diagrama ternario Al-Zn-Mg a 335 °C [34]. ....                                                                                                                                                           | 30 |
| Figura 2.4. Orientación de los esfuerzos [30]. ....                                                                                                                                                                 | 38 |
| Figura 2.5. Representación del contacto cilíndrico [29]. ....                                                                                                                                                       | 42 |
| Figura 2.6. a) Comportamiento de la compresión a) en un material dúctil, b) en un material frágil [32]. ....                                                                                                        | 45 |
| Figura 2.7. Diagrama esfuerzo-deformación [31]. ....                                                                                                                                                                | 45 |
| Figura 2.8. Determinación del límite de fluencia de forma arbitraria [31]. ....                                                                                                                                     | 46 |
| Figura 2.9. Esquema de un laminador dual [28]. ....                                                                                                                                                                 | 48 |
| Figura 2.10. Esquema de la distorsión de una rejilla en la laminación [28]. ....                                                                                                                                    | 49 |
| Figura 2.11. Esquema del proceso de deformación en caliente mediante dos rodillos y el efecto sobre la microestructura del metal [38]. ....                                                                         | 50 |
| Figura 2.12. Representación esquemática de la recristalización dinámica en diferentes condiciones de deformación [38]. ....                                                                                         | 51 |
| Figura 2.13. Etapas de la restauración dinámica: a) generación de dislocaciones, b) formación de celdas, c) aniquilación de dislocaciones dentro de la celda, d) formación de subgranos y e) crecimiento [38]. .... | 52 |

|                                                                                                                                                                           |    |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 2.14. Interfaz de selección de propiedades y cálculos en JMatPro® para aleaciones de Al [41]. .....                                                                | 55 |
| Figura 2.15. Ejemplo de diagrama de caja de la población por estados [42]. .....                                                                                          | 57 |
| Figura 2.16. Histograma con curva de densidad de los datos analizados [43]. .....                                                                                         | 58 |
| Figura 2.17. Representación del análisis de covarianza (ANCOVA) entre el diámetro (x) y la resistencia a la ruptura (y) [42]. .....                                       | 60 |
| Figura 3.1. Diagrama de flujo de la metodología a seguir en el presente estudio. 62                                                                                       |    |
| Figura 3.2. a) Solera proveniente de fundición. b) barra circular. c) probeta cilíndrica con las dimensiones establecidas para el ensayo de compresión. ....              | 63 |
| Figura 3.3. Equipo experimental: a) Máquina universal Instron® 1195, b) interior del horno confocal, c) posición de la muestra ensayada. ....                             | 64 |
| Figura 3.4. Ciclo térmico realizado para el presente proyecto. ....                                                                                                       | 65 |
| Figura 3.5. Equipo experimental para el ataque electroquímico. ....                                                                                                       | 68 |
| Figura 3.6. Perfil de las mediciones de microdureza Vickers. ....                                                                                                         | 69 |
| Figura 4.1. a) Microestructura de la aleación secundaria Al-Zn-Mg en estado de colada mediante MEB a 100x. b) Fases intermetálicas presentes en la aleación a 1000x. .... | 70 |
| Figura 4.2. Mapeo mediante MEB para la identificación elemental en la microestructura de la aleación Al-Zn-Mg en estado de colada. ....                                   | 72 |
| Figura 4.3 Micrografía por MO de la aleación Al-Zn-Mg en estado de colada a 100X. ....                                                                                    | 73 |
| Figura 4.4. Fases secundarias presentes en la aleación Al-Zn-Mg identificadas en el software JMatPro. ....                                                                | 74 |
| Figura 4.5. Curvas CTT obtenidas mediante JMatPro®. ....                                                                                                                  | 76 |
| Figura 4.6. Curvas TTT obtenidas mediante JMatPro®. ....                                                                                                                  | 76 |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                  |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 4.7. Curvas esfuerzo-deformación de la aleación secundaria Al-Zn-Mg obtenidas del ensayo de compresión estática: a) 20%, b) 50% y c) 80% de deformación.....                                                                                                              | 80 |
| Figura 4.9 Resultados del promedio de la composición elemental obtenidos mediante MEB-EDS del a) $Al_6(Fe,Mn)$ y b) $Mg_2Si$ . ....                                                                                                                                              | 84 |
| Figura 4.10 Micrografías de MO a 100x con ataque electroquímico de las muestras con compresión estática: 300 °C (a, b y c) y a 400 °C (d, e, f). Las micrografías (a) y (d) corresponden a un 20 % de deformación, (b) y (e) a un 50 %, y (c) y (f) a un 80 % .....              | 86 |
| Figura 4.11. Resultados del promedio del tamaño de grano de la aleación Al-Zn-Mg de acuerdo con los parámetros de compresión uniaxial. ....                                                                                                                                      | 88 |
| Figura 4.12. Distribución completa de las mediciones de microdureza Vickers (HV) para las muestras Al-Zn-Mg sometidas a diferentes porcentajes de deformación (20, 50 y 80 %), temperaturas de deformación (300 °C y 400 °C) y tiempos de envejecimiento (0, 5, 10 y 24 h). .... | 89 |
| Figura 4.13. Distribución de los valores de microdureza de la aleación Al-Zn-Mg en función de la temperatura (300 y 400 °C).....                                                                                                                                                 | 90 |
| Figura 4.14. Distribución de los valores de microdureza de la aleación Al-Zn-Mg en función del porcentaje de deformación aplicado (20 %, 50 % y 80 %). ....                                                                                                                      | 91 |
| Figura 4.15. Distribución de los valores de microdureza de la aleación Al-Zn-Mg en función del tiempo de envejecido aplicado (0, 5, 10, 24 h).....                                                                                                                               | 92 |
| Figura 4.16 Comportamiento de la microdureza en función de las variables de trabajo. ....                                                                                                                                                                                        | 94 |
| Figura 4.17 Resultados del análisis de covarianza sobre la microdureza. ....                                                                                                                                                                                                     | 95 |
| Figura 4.18. Moda de la microdureza de la aleación deformada y envejecida: a) 300 °C, b) 400 °C. ....                                                                                                                                                                            | 96 |

## ÍNDICE DE TABLAS

|                                                                                                |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabla 2.1. Sistema designado para la clasificación de aleaciones de Al [37].                   | 27 |
| Tabla 2.2 valores de resistencia de una fibra de monofilamento.                                | 60 |
| Tabla 3.1. Composición química en porcentaje en peso de la aleación Al-Zn-Mg.                  | 63 |
| Tabla 3.2. Diseño factorial de múltiples niveles.                                              | 66 |
| Tabla 4.1 Resultados de MEB-EDS correspondientes a las segundas fases de la aleación Al-Zn-Mg. | 71 |
| Tabla 4.2 Mediciones de las probetas al final del ensayo de compresión.                        | 77 |

## RESUMEN

El presente trabajo tiene como objetivo estudiar la evolución microestructural y el comportamiento mecánico de una aleación secundaria aluminio-zinc-magnesio (Al-Zn-Mg) sometida a deformación plástica en caliente y tratamiento térmico de envejecido, variando los parámetros de temperatura-porcentaje de deformación y tiempo de envejecido.

La composición química fue analizada mediante espectroscopía de emisión por chispa, y el efecto de los elementos presentes se evaluó con el software JMatPro®. La caracterización microestructural se llevó a cabo utilizando microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB-EDS), mientras que la microdureza se determinó mediante el método Vickers.

Los resultados mostraron que la aleación estudiada presenta una relación  $Mg:Zn \approx 1:1$ , similar a las aleaciones de la serie 7xxx, aunque con contenidos elevados de Fe, Mn y Si, derivados de su origen reciclado. La microestructura está conformada por una matriz  $\alpha$ -Al y fases intermetálicas  $Al_6(Fe,Mn)$ ,  $Mg_2Si$  y  $Al_2Cu$ , cuya morfología y distribución se modifican con la temperatura y el grado de deformación. A 300 °C, se obtuvo mayor resistencia debido al endurecimiento por deformación, mientras que a 400 °C se observaron mecanismos de ablandamiento dinámico y recuperación.

El análisis de covarianza evidenció que el tiempo de exposición fue el factor más determinante en la microdureza, alcanzándose valores máximos a 120 °C y 10 horas. En general, la aleación secundaria Al-Zn-Mg mostró buena ductilidad y respuesta favorable al conformado y envejecimiento artificial, lo que la posiciona como una alternativa viable para aplicaciones automotrices donde se priorizan la ligereza, formabilidad y sustentabilidad ambiental mediante el uso de aluminio reciclado.

## ABSTRACT

The present work aims to study the microstructural evolution and mechanical behavior of a secondary aluminum–zinc–magnesium (Al–Zn–Mg) alloy subjected to hot plastic deformation and artificial aging heat treatment, varying the temperature–deformation percentage parameters and aging time. The chemical composition was analyzed using spark emission spectroscopy, and the effect of the elements present was evaluated with the JMatPro® software. Microstructural characterization was carried out using optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM-EDS), while microhardness was determined using the Vickers method. The results showed that the alloy under study exhibits an Mg:Zn ratio of approximately 1:1, similar to 7xxx-series alloys, although with high Fe, Mn, and Si contents derived from its recycled origin. The microstructure consists of an  $\alpha$ -Al matrix and the intermetallic phases  $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , and  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , whose morphology and distribution change with temperature and deformation level. At 300 °C, higher strength was obtained due to strain hardening, whereas at 400 °C dynamic softening and recovery mechanisms were observed. The covariance analysis indicated that exposure time was the most influential factor on microhardness, with maximum values reached at 120 °C and 10 hours. Overall, the secondary Al–Zn–Mg alloy showed good ductility and a favorable response to forming and artificial aging, positioning it as a viable alternative for automotive applications where lightness, formability, and environmental sustainability through the use of recycled aluminum are prioritized.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones base aluminio (Al) son materiales fundamentales para un amplio rango de aplicaciones industriales, debido a su combinación de propiedades mecánicas, térmicas y de resistencia a la corrosión. Los sectores donde las aleaciones base Al tienen una alta demanda son: el automotriz, aeronáutico, construcción y electrónico, donde la ligereza, la alta resistencia y la contribución a la innovación tecnológica y a la eficiencia energética, son de gran importancia. Otra de las características de estas aleaciones es que pueden resistir altas deformaciones en condiciones controladas, lo cual es fundamental para procesos de laminado, extruido y forjado, permitiendo la fabricación de componentes con formas complejas con una homogeneidad microestructural y propiedades mecánicas óptimas.

Industrialmente, la demanda de aleaciones maestras de Al proviene de la extracción y refinamiento del mineral bauxita, lo que conlleva a un excesivo gasto energético y liberación de gases contaminantes. Es por esto, que en la actualidad las aleaciones de Al secundario han emergido como una alternativa viable y sostenible frente a las aleaciones primarias. Este tipo de aleaciones secundarias se obtienen principalmente del reciclaje de Al con ventajas significativas en términos de costos y sustentabilidad ambiental, como la nula extracción del mineral bauxita y el uso del 5% de la energía eléctrica utilizada para producir Al primario.

Una de las principales desventajas en el uso de las aleaciones secundarias, es la presencia de elementos perjudiciales como: el hierro (Fe), el silicio (Si) y el magnesio (Mg). Esto conlleva a que muchas industrias opten por seguir utilizando las aleaciones comerciales o realizar una refinación a las aleaciones secundarias para alcanzar la demanda en sus respectivos sectores [1-7]. Numerosos estudios recientes se han centrado en cumplir con las especificaciones para diversas aplicaciones mediante el uso de aleaciones comerciales o primarias, con el objetivo de evitar los efectos negativos causados por estos elementos [8-16].

Mientras que en menor cantidad se tienen estudios sobre el efecto de las segundas fases intermetálicas, formadas por la combinación de los elementos de Fe-Si-Mg, sobre la propiedad de elongación del Al, lo cual es de gran relevancia debido a que existe una amplia gama de aplicaciones de este metal con necesidad de procesos de fabricación que implican altos porcentajes de deformación [17-20].

Es por ello que, en el presente proyecto de investigación se plantea como objetivo principal estudiar la evolución de las características microestructurales en presencia de las fases intermetálicas de Fe presentes en la aleación secundaria Al-Zn-Mg durante la deformación plástica en caliente.

Los procesos de conformado en caliente son ampliamente utilizados para la fabricación de componentes de Al en la industria automotriz. No obstante, el empleo creciente de chatarra de Al como materia prima genera una mayor presencia de fases intermetálicas, especialmente ricas en Fe, lo que limita la aplicabilidad directa de los parámetros de procesamiento empleados en aleaciones primarias. Se plantea que la variación controlada de la temperatura de compresión en caliente, el grado de deformación y el tiempo de tratamiento térmico de envejecido influye significativamente en las características metalúrgicas de la aleación secundaria Al-Zn-Mg. Estas variables afectan la morfología, distribución y volumen de las fases intermetálicas, así como las propiedades mecánicas, de manera que, en condiciones de alta temperatura, mayor deformación y tiempos de envejecido adecuados favorecerán una microestructura más homogénea y una mejora en la resistencia mecánica del material.

## 1.1 PROBLEMÁTICA Y ESTADO DEL ARTE

### 1.1.1 Planteamiento del problema

Actualmente, las aleaciones de Al se emplean en diversos ámbitos cotidianos, donde su principal aplicación está en las industrias de transporte y el sector de construcción, debido a las propiedades y características que puede aportar. Su uso requiere de composiciones específicas para poder ser empleadas en diversos sectores donde principalmente optan por el uso de aleaciones primarias de Al; esto conlleva altos costos de extracción y producción de la bauxita, además de que el proceso completo es altamente contaminante.

Debido a estas razones, en años recientes, se pretende el uso de aleaciones secundarias de Al; no obstante, la problemática que han observado es que no existe un sistema de clasificación adecuado en función de su composición química. Además, de que la chatarra puede estar combinada con aleaciones ferrosas, promoviendo el incremento de elementos como Fe, Mg, Si, que da lugar al desarrollo de fases que afectan de forma negativa a las propiedades mecánicas, principalmente la ductilidad; por consecuencia, no son adecuadas para procesos de conformado aplicados en la industria del transporte.

Debido a esta problemática, en la actualidad, no se utilizan aleaciones secundarias en su totalidad y se opta por utilizar Al primario o Al reciclado con un proceso previo de refinado para cumplir con las características y propiedades requeridas. De manera tecno-científica, existe el creciente interés de estudiar las aleaciones de Al provenientes directamente del reciclado, con énfasis en el análisis del efecto de las fases intermetálicas en los procesos de manufactura.

### 1.1.2 Estado del arte

Los estudios encontrados en diversas investigaciones aportan gran información respecto a la actualidad y futuro de las aleaciones secundarias de Al y su aplicación en diferentes industrias, como el sector automotriz y la industria aeroespacial, usando diferentes composiciones químicas y parámetros de procesamiento, como la temperatura, velocidad y porcentajes de deformación en diferentes procesos.

El consumo interno de Al en China aumenta excesivamente de 0.9 MTON en 1990 a 28.7 MTON en 2017, con una tasa de crecimiento del 13.7%, de acuerdo con Li S. et al. [1]. De acuerdo con simulaciones, esta tendencia se mantiene hasta 2030, alcanzando un máximo de 53 MTON. Esto se debe a dos razones principales: el alto consumo doméstico y la alta demanda de exportación de Al de China. La mayor parte del Al en este país se destina a los sectores de la construcción y el transporte, representando el 70%. Los países más importantes a los que China exporta Al son Estados Unidos y Japón, siendo el principal interés el sector automotriz, debido a que presentan una demanda de 500 vehículos por cada mil habitantes, y donde la tendencia actual de esta industria es utilizar materiales livianos como el Al. El análisis de este estudio concluye que China podría lograr una disminución considerable de las emisiones contaminantes, del consumo energético y de la extracción de recursos naturales si reduce la cantidad de Al exportado y, al mismo tiempo, promueve el reciclaje del “aluminum scrap”.

Li Y. et al. [2] explicaron que, al aumentar el consumo de productos de Al, el recurso de bauxita disminuye; por lo tanto, el uso de la chatarra de Al resulta inevitable. Estimaron que, para este año (2025), el Al primario alcanzaría su punto máximo, lo cual ocasiona posteriormente una disminución en su producción. Según los escenarios estudiados, se espera que la producción de Al secundario en China supere al Al primario en 2035, alcanzando una producción de 34 MTON, y se estabilice en 2040, dando lugar a la sustitución del Al primario por el secundario.

La desventaja del uso de aleaciones secundarias radica en la presencia de elementos perjudiciales en altos niveles, siendo el más importante el efecto negativo del Fe, ya que forma compuestos que afectan las propiedades mecánicas de las

aleaciones. D'Errico [3], en su investigación, demostró el efecto negativo de los compuestos de Fe presentes en el Al reciclado, como la alta fragilidad y la baja ductilidad, lo cual compromete los procesos de producción en la industria del transporte. La investigación se centró en el uso de un proceso semisólido en aleaciones secundarias, con la finalidad de disolver los compuestos de Fe mediante agitación y diferentes velocidades de enfriamiento. Los parámetros más importantes del proceso semisólido de la aleación secundaria fueron el tiempo de agitación y la cantidad de Fe. Como resultados relevantes, se obtuvieron propiedades mecánicas de 300 MPa de esfuerzo de cedencia y un UTS de 330 MPa, produciendo una fractura frágil, lo cual afecta negativamente la ductilidad del material debido a la presencia de compuestos de Fe.

Zhang L. et al. [4] observaron la importancia de eliminar el Fe en el Al secundario, debido a su acumulación gradual en diferentes tipos de chatarra, lo que origina un incremento de fases ricas en Fe. Se sabe que, la adición de elementos como manganeso (Mn), cromo (Cr), berilio (Be), cobalto (Co), molibdeno (Mo), níquel (Ni), vanadio (V), cobre (Cu), estroncio (Sr) o tierras raras, velocidades de enfriamiento durante la solidificación del Al, y la temperatura de solución pueden modificar la morfología de las fases ricas en Fe, siempre y cuando este elemento se mantenga dentro de un rango específico. Por ello, existen tecnologías comúnmente utilizadas para la eliminación de Fe en Al secundario, como la separación gravitacional, electromagnética y la electrólisis, las cuales son costosas y requieren parámetros específicos. Por ejemplo, la separación gravitacional se utiliza cuando el contenido de Fe supera el 70%. El proceso consiste en mantener la masa fundida de Al durante un tiempo relativamente largo a la temperatura de formación de lodo (840 °C), seguido de un tiempo de sedimentación prolongado a una temperatura baja (600 °C). La separación electromagnética aplica una fuerza sobre el metal fundido, generando un gradiente de presión que provoca que las partículas menos conductoras se desplacen en dirección opuesta a la fuerza, facilitando su separación. La electrólisis resulta ser el método más exitoso para separar Fe y Si del Al fundido, aunque es sumamente costoso. Este proceso consiste en una celda de refinación de tres capas (ánodo de Al fundido impuro, electrolito de bario (ba)-

sodio (Na)-Al y Al puro fundido). Debido a su alto consumo energético (13–14 kWh kg<sup>-1</sup>), esta técnica se utiliza principalmente para purificar Al comercial con bajos niveles de impurezas, por lo que no resulta viable para aleaciones recicladas.

Kroll P. et al. [5] indican que el reciclaje del Al proveniente de vehículos al final de su vida útil representa una alternativa viable para abastecer a la industria. Sin embargo, actualmente no existe una clasificación sistemática de los componentes automotrices para su reciclaje, y la variedad de aleaciones empleadas complica su reutilización. Basado en ello, el objetivo del estudio fue explorar el potencial de fabricar aleaciones recicladas a partir de componentes automotrices, evaluando su resistencia y ductilidad mediante ensayos de tracción. Utilizando tres tipos de automóviles para obtener sus composiciones: (a) un sedán producido en EE. UU., (b) una camioneta similar a la Ford F150 y (c) un auto eléctrico similar a un Tesla. Posteriormente, clasifican los componentes en rines, carrocería e interiores. La aleación de los rines se recupera en su totalidad, mientras que, para la carrocería e interiores, se estima de manera teórica una recuperación entre el 35% y 80%, debido a la combinación de 26 aleaciones de Al distintas. Aunque la composición de las aleaciones recicladas se aparta del esquema clásico de aleaciones de Al, los resultados mostraron una excelente capacidad de laminación en frío y en caliente. El trabajo concluyó que estas aleaciones podrían considerarse materia prima para la fabricación de componentes automotrices; sin embargo, se propone que su uso se limite a zonas no críticas para la seguridad del pasajero, dada su menor resistencia.

De acuerdo con Subodh K. [6], los principales desafíos para optimizar el reciclaje de componentes automotrices residen en el control del desmontaje y el proceso de clasificación. Un ejemplo es el alto contenido de zinc (Zn) en componentes como los parachoques, que dificulta la obtención separada de aleaciones de las series 2xxx, 5xxx o 6xxx. Otro caso es la elevada cantidad de Si en aleaciones de fundición, que resulta perjudicial en materiales destinados a procesos de extrusión. La conclusión de este estudio fue que, para optimizar la recuperación de aleaciones

de Al forjado y fundido, se requiere un sistema de desmontaje y preclasificación que permita obtener grupos separados de aleaciones y componentes metálicos.

Modaresi R. et al. [7] reportaron que la eficiencia de la mezcla de chatarras de Al disminuye cuando el suministro de chatarra crece más rápidamente que la demanda de Al secundario, lo que genera un excedente de material de baja calidad. De acuerdo con su estudio, estos excedentes solo pueden evitarse mediante la separación de componentes automotrices fabricados a partir de Al forjado y fundido. Los autores propusieron un modelo que permite clasificar los componentes; sin embargo, el problema persistió debido a la complejidad y variedad de aleaciones presentes en los vehículos. Debido a esta problemática, se desarrollan aleaciones fabricadas a partir de la mezcla de diferentes componentes automotrices, en conjunto con un análisis predictivo de la demanda/suministro de chatarra automotriz en el periodo del 2000 hasta 2050. Estas acciones pueden utilizarse para evaluar estrategias de desmantelamiento y clasificación de chatarra en función de su composición química.

Dada toda esta información, se evidencia la gran necesidad de seguir investigando sobre el Al secundario, tanto por su impacto positivo en el medio ambiente y los recursos naturales, como por los desafíos que presenta, desde la clasificación de la chatarra hasta los procesos de refinación para eliminar elementos como el Fe. En especial, resulta crucial profundizar en los estudios sobre el efecto de los parámetros de tratamiento térmico y trabajo mecánico sobre las fases secundarias de Fe presentes en el Al reciclado.

### **1.1.2.1 Deformación plástica en aleaciones de Al**

Los procesos de fabricación comúnmente aplicados a las aleaciones de Al involucran procesos de deformación plástica como el laminado, forjado o extruido, algunos de ellos aplicados en caliente (proceso termomecánico). En ese sentido es importante conocer el proceso y las variables involucradas. Diversos autores han

realizado estudios sobre el comportamiento de estas aleaciones en diferentes condiciones de deformación, como se detalla a continuación.

Yang Q. et al. [8] analizaron el efecto de los parámetros de deformación en la microestructura de una aleación AA1050, bajo una carga de compresión en caliente, así como su evolución microestructural a través del proceso de recrystalización dinámica. Las muestras se sometieron a diferentes velocidades de deformación y temperaturas, observando un incremento en la formación de subgranos al aumentar la temperatura y disminuir la velocidad de deformación. Es decir, a una velocidad de deformación de  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , se observó que la fracción de recrystalización es de 0.25 a una temperatura de  $300^\circ\text{C}$ , y esta fracción aumentó a 0.32 a  $400^\circ\text{C}$ , lo que disminuyó considerablemente las propiedades mecánicas de la aleación.

Teeuwen T. et al. [9] investigaron las propiedades mecánicas de una aleación Al6010-S con endurecimiento por precipitación, sometida a un proceso de conformado mediante presurización interna de gas a escala de laboratorio. Para ello, realizaron un ciclo térmico en el cual el tratamiento en solución se lleva a cabo a una temperatura de  $565^\circ\text{C}$  durante 15 min; posteriormente, se realizó la deformación utilizando gas a esa misma temperatura. Finalmente, los componentes se retiraron de la matriz y se templó en agua, para finalmente pasar a un tratamiento de envejecimiento artificial a  $205^\circ\text{C}$  durante 45 min. Como respuesta al experimento, se midió la resistencia a la tracción y la microdureza Vickers, observando homogeneidad en toda la pieza deformada y un aumento de las propiedades mecánicas con el tratamiento térmico T6, pasando de 335 a 356 MPa. Después del tratamiento a  $565^\circ\text{C}$  durante 15 min, se observó una microestructura completamente recrystalizada. Para su análisis se utilizó la técnica de Difracción de Electrones por Retrodispersión (EBSD); la micrografía analizada y el mapa de misorientación se presentan en la Figura 1.1, con la cual se identificó una estructura recrystalizada de grano fino, compuesta por granos pequeños y grandes. Los granos más grandes se presentaron con mayor frecuencia en áreas con gran espaciamiento entre partículas no metálicas, mientras que los granos pequeños se localizaron en zonas con menor espaciamiento. Asimismo, se observó una

elongación de granos en la dirección del estiramiento de la lámina; en las áreas con mayor deformación, el alargamiento del grano fue más pronunciado. Aquellos granos con un tamaño promedio de  $10.7\ \mu\text{m}$  se debieron a la recrystalización dinámica continua, es decir, un aumento progresivo en la desorientación de los subgranos hasta transformarse en límites de grano.

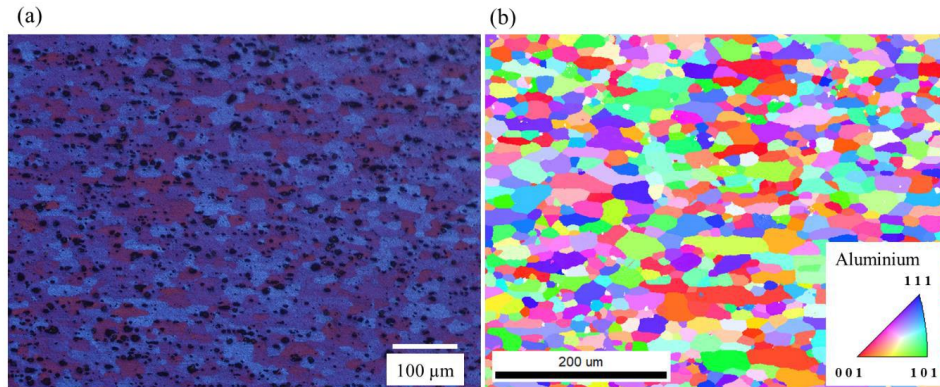


Figura 1.1. a) Micrografía atacada de la aleación Al6010-S y b) mapa de la medición EBSD con la orientación de granos [9].

Grydin O. et al. [10] estudiaron la influencia de la deformación en caliente sobre las propiedades mecánicas de una aleación AW-6082 proveniente del proceso “*twin-roll casting*” (por sus siglas en inglés), la cual posteriormente fue sometida a un proceso de laminación en caliente a  $420\ ^\circ\text{C}$ , con una deformación de hasta el 40% en espesor. Este proceso combinado con un tratamiento de endurecimiento por precipitación (T6), que incluyó una solución térmica a  $540\ ^\circ\text{C}$  durante 20 min, un enfriamiento en agua y un envejecimiento artificial a  $160\ ^\circ\text{C}$  por 8 horas; o bien un recocido de 1 hora a  $420\ ^\circ\text{C}$  con una velocidad de enfriamiento de  $25\ ^\circ\text{C}/\text{h}$ . Posteriormente, se realizaron ensayos de tracción que concluyeron que las láminas en condición de colada no cumplen con los requisitos de la norma DIN EN 485-2:2009-1. Sin embargo, fue demostrado que la deformación por laminación en caliente mejoró la ductilidad cuando se aplicó un tratamiento de recocido, en comparación con un tratamiento térmico T6. Asimismo, se concluyó que el valor de la temperatura no fue suficiente para lograr una transformación completa derivada

de las distintas microestructuras. Con la deformación al 25%, predominó una microestructura parcialmente recrystalizada, donde los granos adquirieron una forma alargada en la dirección de la laminación. En este rango de deformación, la reducción del tamaño de grano recrystalizado fue lograda mediante un incremento de la temperatura ( $\geq 500$  °C). Una deformación del 34% dio como resultado la formación de microestructuras de grano fino predominantemente recrystalizadas.

Choi Y. et al. [11] investigaron la resistencia mecánica de la aleación de Al serie 7xxx en cada etapa de un proceso de conformado a temperatura ambiente, realizando un tratamiento en solución previo y un temple. Además, el estudio incluyó un tratamiento posterior al conformado, que abarcó el envejecimiento natural y el proceso de horneado de pintura, el cual induce envejecimiento artificial.

El procedimiento consistió en un temple en agua posterior al tratamiento térmico en solución, manteniendo entre el temple y la deformación un periodo de envejecimiento natural. Los autores señalan que las aleaciones de la serie 7xxx sometidas a este proceso presentó menor resistencia y mayor elongación en comparación con aquellas tratadas mediante un proceso T6. Concluyeron que, bajo condiciones de temple en agua, la resistencia se redujo a 400 MPa, frente a los 600 MPa obtenidos con el tratamiento T6; sin embargo, la elongación disminuyó de un 20% a un 9%. Asimismo, se destacó que las propiedades mecánicas obtenidas dependen del tiempo transcurrido entre el enfriamiento y la deformación; alcanzó máximos valores de resistencia en tiempos de 4 a 5 horas. No obstante, tanto la resistencia a la fluencia como la resistencia a la tracción aumentó considerablemente después del tratamiento térmico T6 aplicado durante el proceso de horneado de pintura.

Zhiping W. et al. [12] estudiaron el comportamiento del flujo de una aleación de Al 7075 producida mediante conformado por pulverización. La aleación fue sometida a un pretratamiento térmico a 300 °C durante 36 horas, seguido de un incremento de temperatura a 470 °C por 24 horas y un posterior enfriamiento al aire. Después se llevó a cabo un proceso termo-mecánico mediante compresión uniaxial en un

rango de temperaturas entre 300 y 450 °C, con un tiempo de permanencia de 300 segundos y diferentes velocidades de deformación (0.001, 0.01, 0.1 y 1 s<sup>-1</sup>). A partir de las curvas esfuerzo-deformación obtenidas, se estableció que la tensión de flujo inicial aumentó hasta alcanzar un estado estable debido al endurecimiento por deformación. La etapa de estabilización se atribuyó a un equilibrio entre el endurecimiento por deformación y el efecto de ablandamiento, siendo este último, en las aleaciones de Al, resultado de la recuperación dinámica. En conclusión, se observó que la tensión de flujo disminuyó con el aumento de la temperatura y se incrementó con la velocidad de deformación.

Asimismo, mediante un análisis por EBSD, se identificaron tres tipos de granos con diferente orientación cristalográfica (Figura 1.2): granos recristalizados (< 1°, color azul), granos deformados (> 5°, color rojo) y granos con subestructura (entre 1° y 5°, color amarillo). Los resultados indicaron que, con el aumento de la temperatura, la fracción de granos deformados disminuyó de manera continua, mientras que la fracción de granos recristalizados tiende a incrementarse. Esto sugiere que existe un punto a partir del cual la recristalización se vuelve más activa, superando cierto nivel de recuperación estructural. Por otro lado, cuando se mantiene constante la temperatura, pero se incrementa la velocidad de deformación, se observó un aumento en la proporción de granos deformados y una disminución en la fracción de granos recristalizados. Este comportamiento indicó que, a altas velocidades de deformación, no se dispone del tiempo suficiente para que la recristalización ocurra de manera efectiva.

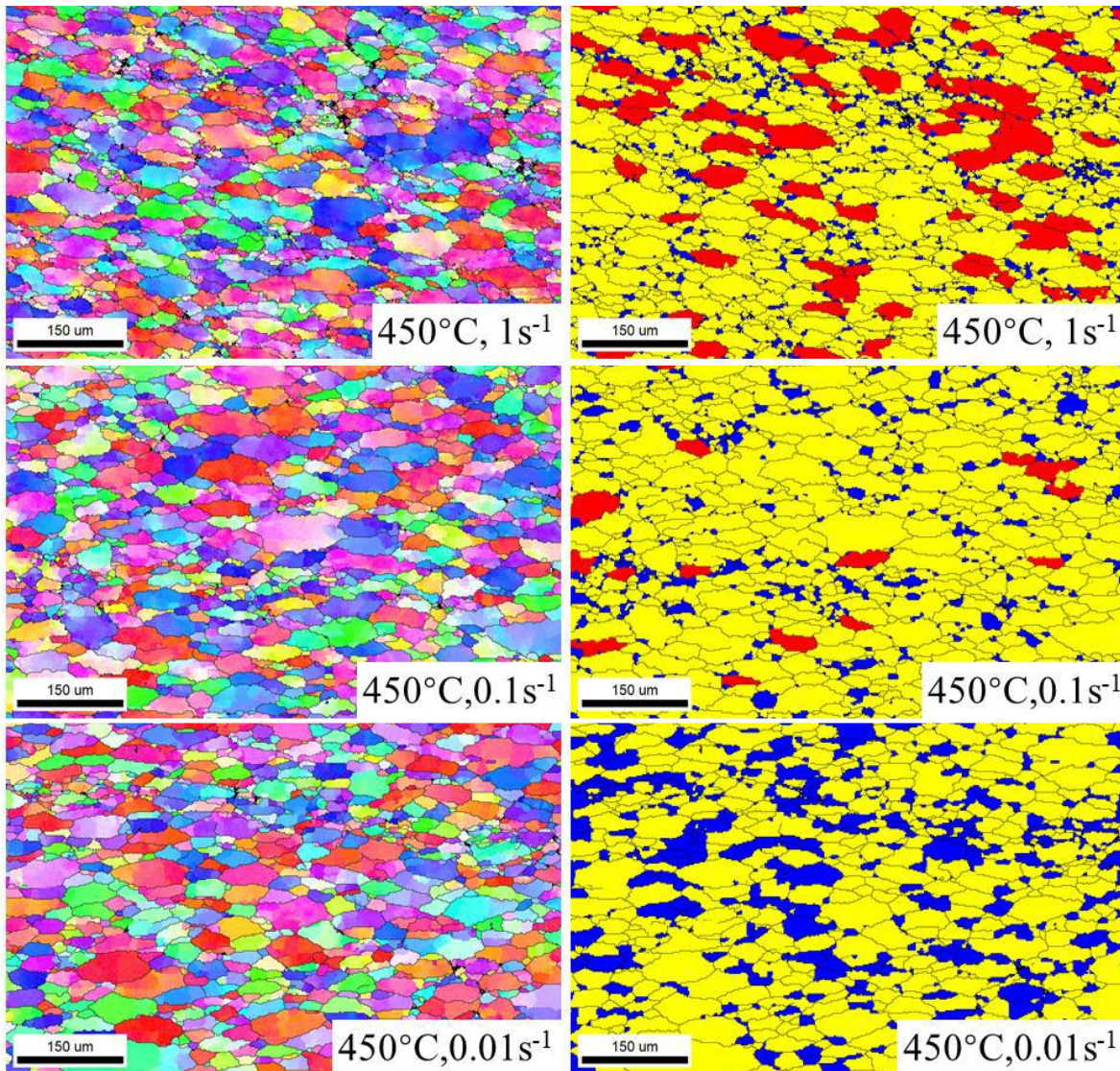


Figura 1.2. Mapas EBSD y mapas de dispersión de la orientación del grano de la aleación Al-7075 deformadas a 450 °C y diferentes velocidades de deformación [12].

Xiao Z. et al. [13] llevaron a cabo pruebas de compresión en caliente utilizando una aleación de Al– 6.32 Zn– 2.10 Mg en un rango de temperaturas de 350 y 500 °C y a distintas velocidades de deformación desde 0.001 a 1 s<sup>-1</sup> para caracterizar el comportamiento después de la deformación en caliente y optimizar los parámetros del proceso. Para ello emplearon una probeta cilíndrica de 10 mm de diámetro y 15 mm de altura en una máquina de simulación térmica Gleeble-3800 con una

permanencia de 5 min y una deformación fija del 60%; posteriormente, se realizó un temple en agua con el propósito de conservar la estructura deformada térmicamente. Mediante las curvas esfuerzo-deformación se observó una tendencia en donde la tensión real de la aleación se reduce con el aumento de la temperatura y la disminución de la velocidad de deformación, esto debido a que la menor tasa de deformación y la mayor temperatura condujo a un mayor tiempo de acumulación de energía y a una mayor fuerza impulsora de ablandamiento dinámico, lo que fue beneficioso para eliminar dislocaciones. Al mismo tiempo, se observó en las curvas  $\sigma$ - $\epsilon$ , entre 400-500 °C y con bajas tasas de deformación, una curvatura de aumento de esfuerzo antes de alcanzar un estado estable, lo que es indicativo de recrystalización dinámica. Mediante la técnica de EBSD, se identificó que, a medida que aumentó la temperatura, la proporción de recrystalización dinámica (Figura 1.3) varía del 6.84% al 63.12%. Esto ocurre porque a mayores temperaturas se genera una mayor energía almacenada, lo que estimula la migración de los límites de grano y promueve la nucleación de la recrystalización dinámica. El mecanismo predominante a altas temperaturas es la recrystalización dinámica continua, basada en la formación de subgranos con baja orientación ( $<10^\circ$ ) dentro de los granos originales, los cuales rotan progresivamente hasta convertirse en límites de grano ( $>15^\circ$ ). Asimismo, la recrystalización dinámica discontinua aparece ocasionalmente, únicamente cuando la deformación es elevada, siendo identificada principalmente a una temperatura de 500 °C y una velocidad de deformación de  $0.001 \text{ s}^{-1}$ .

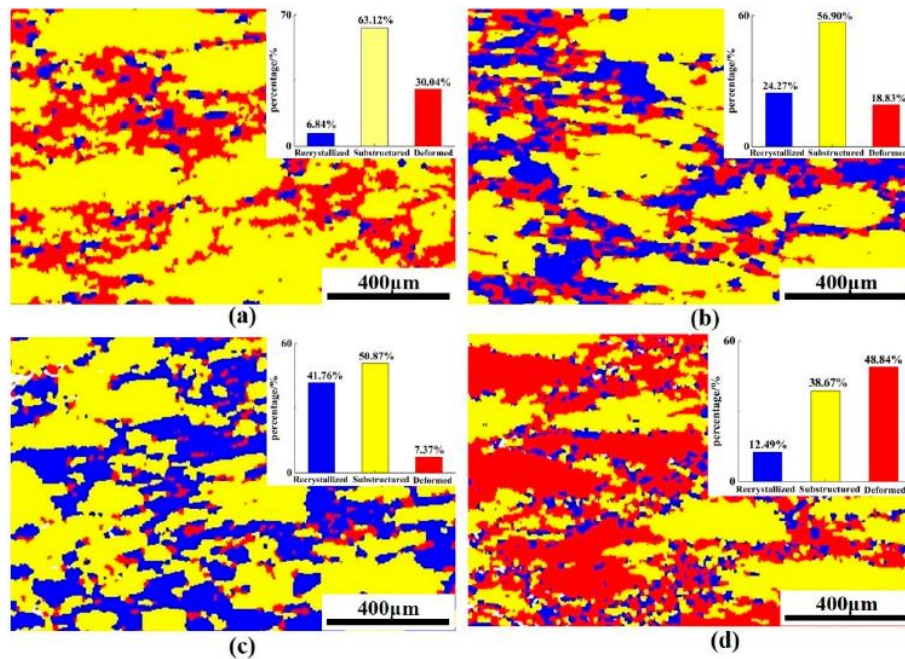
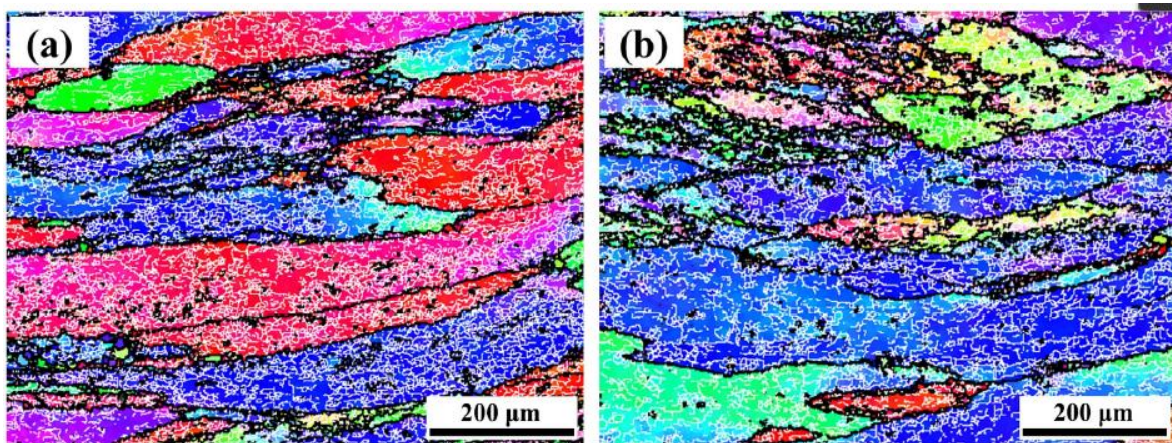


Figura 1.3 Mapas de porcentaje de recrystalización dinámica a diferentes temperaturas de deformación y velocidades de deformación: a) 350 °C/0.001  $s^{-1}$  b) 450 °C/0.001  $s^{-1}$  c) 500 °C/0.001  $s^{-1}$  d) 500 °C/1  $s^{-1}$  [13].

Li M. et al. [14] estudiaron el comportamiento de la deformación en caliente, el mecanismo de ablandamiento de una aleación de Al 7B50 y la influencia de los parámetros de deformación en el comportamiento de flujo. De igual manera, se determinó el rango óptimo de parámetros mediante mapas de procesamiento en caliente. Para ello se realizó un tratamiento de homogenización de dos etapas: 400 °C por 10 h y 470 °C por 48 h sobre una placa y posteriormente se maquinaron cilindros de 10 mm de diámetro y 15 mm de altura. La máquina utilizada para llevar a cabo la compresión en caliente fue la Gleeble-3800 de simulación isotérmica en un rango de temperatura de 320-460 °C con un tiempo de permanencia de 2 min y en un rango de velocidades de deformación de 0.001-1.0  $s^{-1}$ , obteniendo una deformación total del 60%. Mediante el análisis de las curvas esfuerzo-deformación se observó que en las etapas iniciales las curvas aumentan drásticamente, siendo un fenómeno típico del endurecimiento por trabajo causado por la proliferación de la densidad de dislocaciones. Sin embargo, el comportamiento posterior fue

altamente sensible a la velocidad y a la temperatura de deformación. A bajas temperaturas y altas velocidades de deformación, las curvas aumentaron lentamente y no hubo fenómeno de pico (disminución de la resistencia); a altas temperaturas y bajas velocidades de deformación, las curvas alcanzaron rápidamente picos y luego disminuyen lentamente para llegar a una estabilidad, indicando que estas diferencias están relacionadas con el mecanismo de ablandamiento dinámico, es decir, con la disminución de la densidad de dislocaciones. Los mapas obtenidos mediante EBSD mostraron la distribución del ángulo de orientación para una condición de 420 °C y velocidades de deformación de  $1 \text{ s}^{-1}$  y  $0.1 \text{ s}^{-1}$ . En ambas velocidades, se observó una distribución de grano característica del proceso de deformación, como se muestra en la Figura 1.4. Además, se identificó una elevada presencia de límites de grano de bajo ángulo, distribuidos de forma discontinua y escalonada en la matriz, lo que indicó una estructura rica en subestructuras generadas por la acumulación de dislocaciones. Esta condición microestructural alcanzó valores del 72% de granos con límites de bajo ángulo, en comparación con el 18% observado en el estado previo a la deformación. La distribución uniforme de estas subestructuras sugiere que la deformación fue completamente homogénea en la muestra analizada.



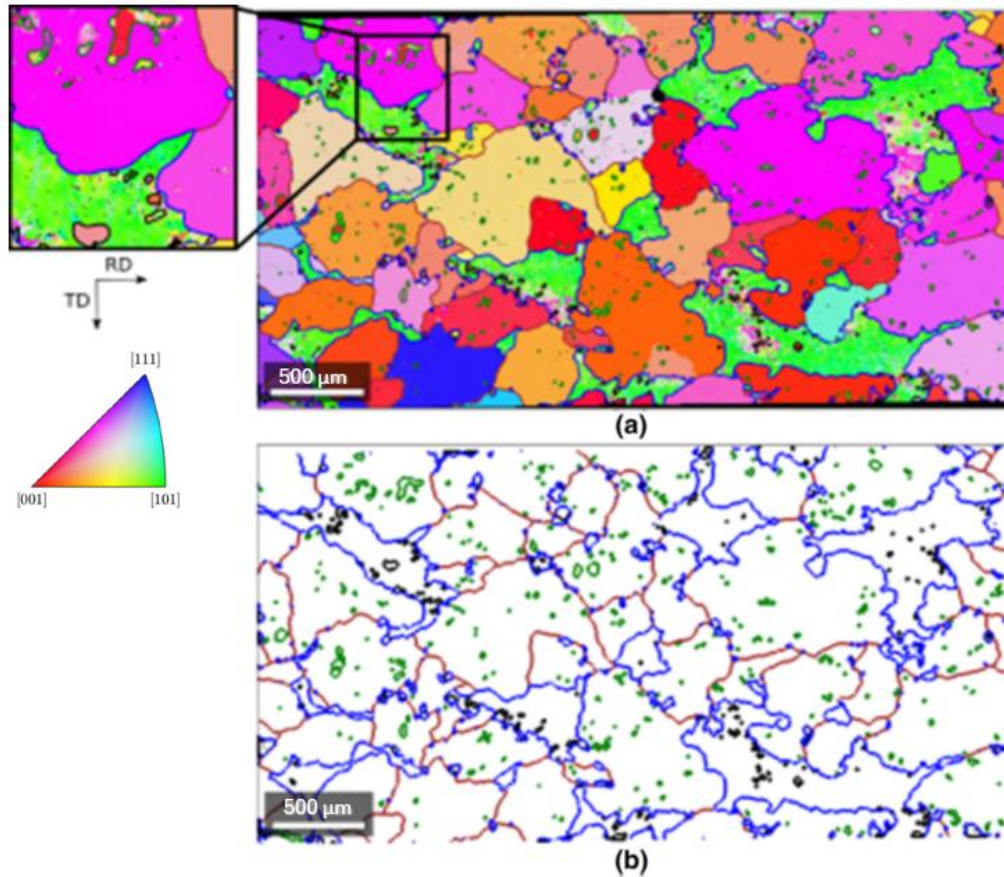
*Figura 1.4. Distribuciones de ángulos de desorientación en una aleación Al 7B50: a) 420 °C,  $1 \text{ s}^{-1}$ , b) 420 °C,  $0.1 \text{ s}^{-1}$  [14].*

Li G. et al. [15] realizaron pruebas de compresión isotérmica en una aleación de Al 7055 con un enfriamiento extremo usando un simulador termomecánico a una temperatura de 250-450 °C y una velocidad de deformación de 0.001-1 s<sup>-1</sup>. La curva de esfuerzo-deformación se divide en tres etapas: la etapa inicial de endurecimiento por trabajo, la etapa intermedia de ablandamiento dinámico y la etapa posterior de estado estable. En el endurecimiento por trabajo, el efecto de endurecimiento aumenta significativamente. Solo hay una pequeña sección del efecto de ablandamiento, lo que resulta en un aumento de resistencia antes de la estabilización. La deformación del grano es evidente en la etapa intermedia y el material es propenso a la recuperación y recristalización dinámica. Estas condiciones harán que el efecto de ablandamiento de la curva sea mayor que el efecto de endurecimiento por trabajo y la tensión de flujo disminuirá gradualmente. Cuando el esfuerzo alcanza la etapa de estado estable, los granos con deformación severa se vuelven más homogéneos y finos a través del comportamiento de recristalización. En este momento, el proceso de endurecimiento por trabajo, causado por recuperación y recristalización, se encuentra en un proceso de equilibrio dinámico.

Tao K. et al. [16] estudiaron el efecto del tratamiento termomecánico sobre una aleación Al-5.8Mg-4.5Zn-0.5Cu. Para ello se utilizaron probetas laminadas en frío que se trataron en solución sólida a 480 °C por 30 min, seguido de un enfriamiento por agua, donde se separaron en dos grupos, uno enfocado exclusivamente a un T6 y otro enfocado a un tratamiento termomecánico con un grado de deformación entre el 5 y 10%. El análisis de los valores mecánicos se realizó mediante ensayos de microdureza en la sección transversal con dirección paralela a la longitudinal y se realizaron pruebas de tracción a temperatura ambiente. Se obtuvo un aumento en la resistencia a la tracción máxima, límite de fluencia y en la dureza, mientras que la ductilidad disminuyó en las probetas sometidas a deformación. Los valores registrados correspondieron a 558.3 MPa para la resistencia a la tracción, 496.4 MPa para el límite elástico y 14.35% de elongación posterior al tratamiento, diferente

al material previo al tratamiento termomecánico, con valores de 603.7 MPa, 549 MPa y 11.36%, respectivamente.

Ouhiba S. et al. [17] investigó la formación de granos gruesos recrystalizados en una aleación de Al 6061 tras el proceso de laminación en caliente y tratamiento térmico de recocido, debido a la gran cantidad de parámetros que pueden afectar la evolución de los granos. Esto resulta en una problemática, el determinar con precisión los mecanismos de formación de granos gruesos recrystalizados. Mediante un mapa de orientación del EBSD mostró la coexistencia de granos recrystalizados dinámicamente (DRX) y posrecrystalización dinámica (PDRX). Donde, a diferencia de los granos PDRX, los granos DRX presentan una orientación no homogénea, por lo que contienen subestructuras. Además, la mayoría de los granos gruesos recrystalizados tendieron a presentar familia de planos {111}, pero con una orientación a 18 y 20°. Una explicación de los granos recrystalizados de mayor tamaño se debe a que la orientación permite una recuperación dinámicamente con mayor rapidez que las otras orientaciones y al tiempo de postcalentamiento. Durante el crecimiento excesivo de los granos tras el calentamiento, se observó que dicho crecimiento se detiene cuando los granos recrystalizados entran en contacto con los granos deformados. De acuerdo con sus características, los límites de grano pueden clasificarse en dos tipos: móviles y fijos. Los límites móviles consisten en los límites entre granos gruesos recrystalizados y los deformados; a diferencia de estos, los límites fijos consisten en límites entre granos gruesos recrystalizados impactados, límites entre islas de granos y granos recrystalizados pequeños. Concluyendo que el crecimiento anisotrópico de los granos recrystalizados en la aleación después de su procesamiento se debe a la combinación de múltiples factores como la alineación de las partículas de Fe, la distribución heterogénea de precipitados más finos y las propiedades como movilidad y energía de los límites de grano. La Figura 1.5(a) muestra la micrografía de MEB-EBSD de la aleación 6061, observando granos sobrecrecidos formados a partir de los límites móviles (líneas azules de la Figura 1.5(b)) y granos de menor tamaño debido a que fueron rodeados por límites de grano inmóviles (líneas cafés, verdes y negras de la Figura 1.5(b)).



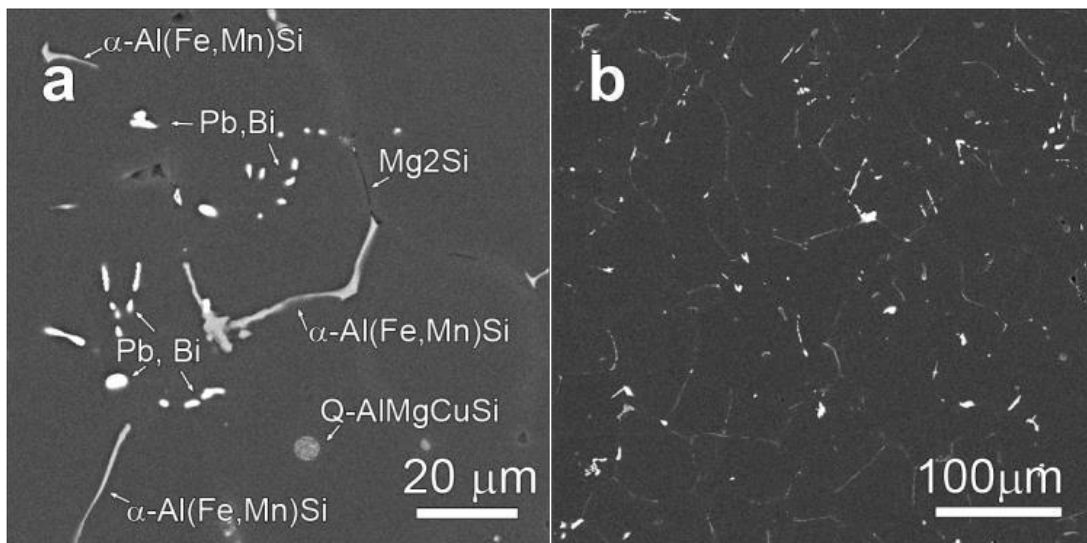
*Figura 1.5. a) Mapa de EBSD de la aleación 6061 después del proceso de laminación en caliente y recocido y b) identificación de los tipos de granos formados a partir de una recrystalización [17].*

Uttarasaka K. et al. [18] tuvieron como objetivo comprender la evolución de las fases intermetálicas que contienen Fe en el crecimiento anormal del grano en una aleación de Al 6063. Comúnmente, un homogenizado en estas aleaciones tiene como finalidad mejorar la calidad de la aleación al descomponer y transformar la forma de la aguja  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  en una  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  más esférica, mientras que  $\text{Mg}_2\text{Si}$  se disuelve en la matriz de Al. La transformación de la fase  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  a  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  ocurre cuando  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  se disuelve gradualmente en la matriz durante la homogenización a 585 °C, ocasionando una disminución en la fracción de volumen de las partículas Intermetálicas; esas partículas afectan directamente la migración de los límites de grano. Para explicar la migración de los límites de grano y el

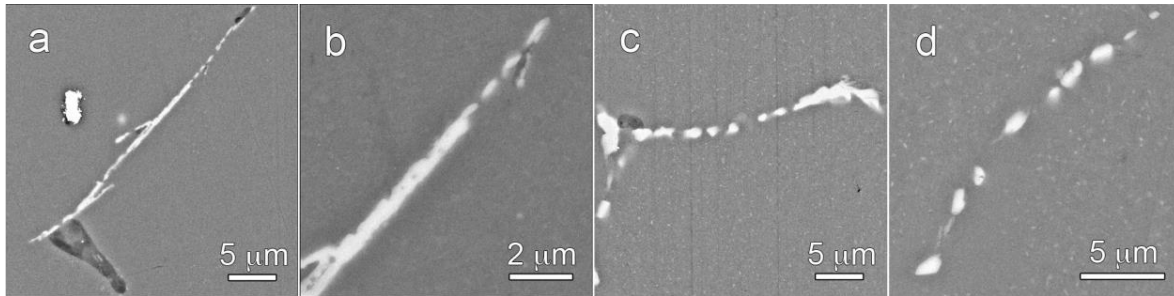
crecimiento de los granos, se utilizó EBSD después del tratamiento para analizar la misma área con bajo contenido de Fe, donde se observó que el cambio en la microestructura estaba relacionado con una alta tasa de migración de límites de grano de alto ángulo; esto se observó debido a la ausencia de límites de grano durante la homogenización a 585 °C durante 120 min. Por lo tanto, un alto movimiento de los límites de grano llevó a una recrystalización discontinua. Concluyendo que la forma de las partículas  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi cambiaron durante la homogenización y resultaron en un crecimiento anormal del grano, siempre y cuando la muestra tenga un parámetro de movilidad de límite de grano en un rango de 0.25-1, por lo que el crecimiento anormal depende de: 1) la fracción de volumen restante de intermetálicos durante la homogenización, 2) alta migración de los límites de grano, 3) ángulo de misorientación de 5 a 10° y 4) una recrystalización discontinua.

Radetić T. et al. [19] observaron las fases intermetálicas de Fe presentes en el estado de colada de una aleación denominada AA6026, donde los granos presentaron una morfología dendrítica equiaxial, con un tamaño de grano medio y un espaciado característico entre los brazos dendríticos secundarios. Debido a la compleja composición de la aleación AA6026, se identificó microconstituyentes formados por elementos de bajo punto de fusión y compuestos intermetálicos. Los microconstituyentes que contienen Fe presentaron diversas morfologías, tales como estructuras dendríticas y en forma de "estructura china", comúnmente atribuidas a la fase  $\alpha$ -Al(Mn,Fe)Si. Aquellos microconstituyentes de morfología delgada fueron analizados en mayor profundidad mediante espectroscopía de dispersión de energía (EDS), lo que permitió identificar la presencia de la fase  $\delta$ -Al<sub>4</sub>FeSi<sub>2</sub>, debido a que la relación Fe/Si fue de 0.5. Esta fase presentó una morfología muy similar a la fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi, lo cual dificultó su diferenciación metalográfica. Además, es común que estas fases sean clasificadas como  $\beta$ , independientemente de las diferencias en su estructura cristalina y estequiometría. A través de un tratamiento térmico de homogenizado, se observó que la distinción química entre estas fases desaparece a una temperatura de 480 °C, acompañada de un proceso de

fragmentación, como se muestra en la Figura 1.6. A 530 °C se observó un efecto similar, aunque la fracción de microconstituyentes fragmentados aumentó entre 50–70%. A 550 °C, más del 90% de los microconstituyentes experimentaron una fragmentación seguida de una esferoidización. Se concluyó que existe una transformación de la fase  $\delta$ -Al a la fase  $\alpha$ -Al a temperaturas mayores a 550 °C de homogenización. Esta transformación va acompañada de una fragmentación en cadenas de menor influencia, y el grado de fragmentación y esferoidización aumentó conforme incrementó la temperatura de homogenización, lo que indicó un reordenamiento atómico del Fe y Mn en la fase  $\alpha$ -Al observada en la Figura 1.7.

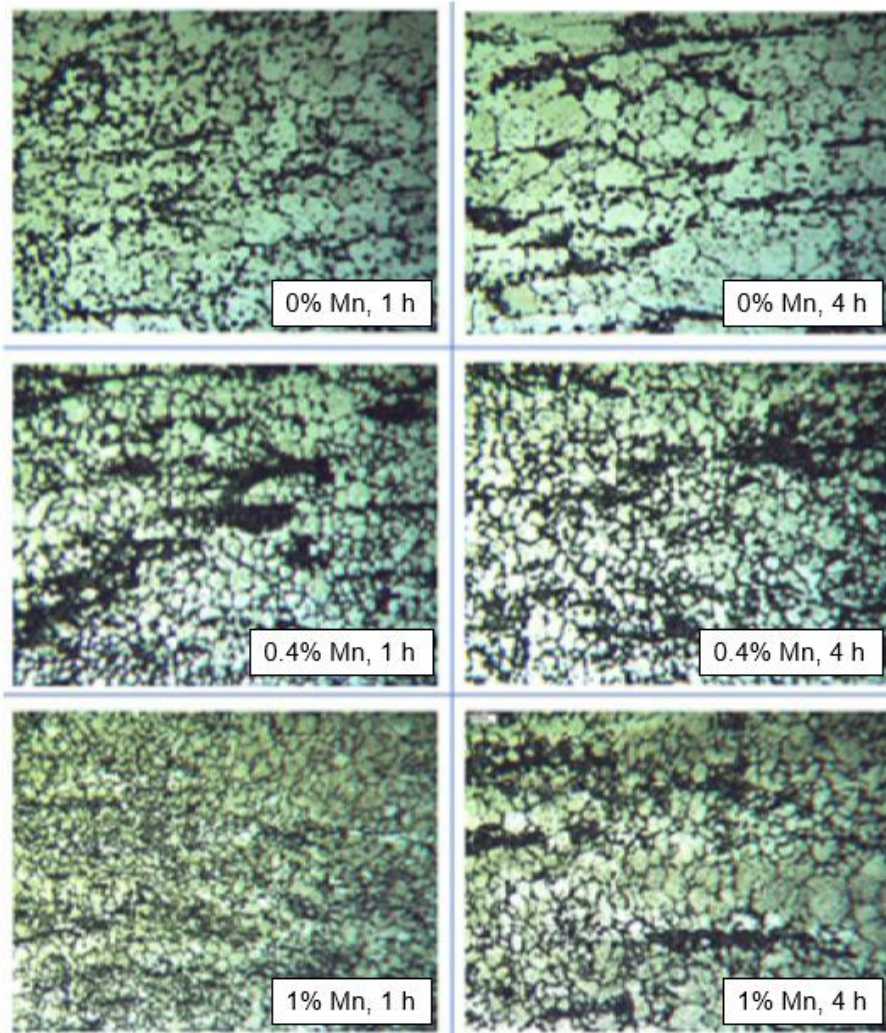


*Figura 1.6 Micrografía de MEB de la aleación AA6026 después del tratamiento de homogenizado a 480 °C. a) 200 x y b) 100 x [19].*



*Figura 1.7 Fragmentación de la fase  $\delta$ -Al: a-b) 12 h a 480 °C, c) 12 h a 530 °C, d) 6 h a 550 °C [19].*

Gomes C. et al. [20] evaluaron la influencia de la concentración de Mn en el comportamiento del crecimiento de grano, dado que no existe una explicación clara sobre la diferencia entre las aleaciones 5083 convencionales y las aleaciones 5083 superplásticas. En este estudio se utilizaron aleaciones con concentraciones de 0.4–1% en peso de Mn, las cuales fueron sometidas a un tratamiento de homogenizado a 500 °C durante 8 h, seguido de laminación en caliente a 420 °C, laminación en frío y, finalmente, un recocido a 350 °C por 30 min. Mediante microscopía óptica, determinaron el tamaño de grano, lo que permitió desarrollar modelos de regresión lineal para establecer la relación entre el tamaño de grano, la concentración de Mn y el tiempo de crecimiento del grano. Posteriormente, las muestras fueron sometidas a un tratamiento térmico a 450 °C durante 1 h y 4 h, con el fin de estudiar el comportamiento del crecimiento de grano, como se muestra en la Figura 1.8. Con la adición de Mn hasta un 4.6%, disminuyó el tamaño de grano inicial y disminuyó la movilidad del límite de grano; sin embargo, por encima del 0.6%, no mejoró la movilidad del límite de grano debido al aumento de las partículas  $Al_{14}Mn$  y  $Al_6Mn$ , permitiendo una mayor refinación del grano.



*Figura 1.8 Evolución microestructural de diferentes concentraciones de Mn en la aleación Al-5083 [20].*

## 1.2 OBJETIVOS

### Objetivo general

Estudiar las características metalúrgicas de la aleación secundaria Al-Zn-Mg deformada por compresión en caliente seguida de tratamiento térmico de envejecido, variando los parámetros de temperatura y porcentaje de deformación y el tiempo de envejecido.

### Objetivos específicos

1. Evaluar la composición química de la aleación secundaria Al-Zn-Mg mediante la técnica de espectrometría de emisión por chispa y analizar el efecto de los elementos presentes usando el programa JMatPro®.
2. Evaluar el efecto de la temperatura y porcentaje de deformación plástica mediante la prueba de compresión de la aleación secundaria Al-Zn-Mg.
3. Analizar la microestructura después de la deformación plástica en caliente y envejecimiento artificial usando las técnicas de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido (MEB).
4. Evaluar el efecto de la deformación plástica en caliente y tratamiento térmico de envejecido artificial sobre la microdureza Vickers.

### 1.3 JUSTIFICACIÓN

Debido al constante cambio y mejora continua de la industria en sectores como el automotriz, aeroespacial, de la construcción y alimentario. Se ha vuelto un tema central el uso de aleaciones metálicas con propiedades mecánicas específicas. Los sectores del transporte tienen mayor demanda en la producción del Al, debido al interés de disminuir costos de fabricación y además a la reducción de emisiones de dióxido de carbono, donde una de las oportunidades para atacar estas demandas es mediante la investigación y aplicación de diferentes aleaciones secundarias de Al [21].

Además, debido a la constante demanda de Al, se espera que en 2040 se rebasen los 35 millones de toneladas de Al primario, provocando un alto impacto ambiental y económico con el refinado de la bauxita para la obtención de Al primario, sumado a la sobreexplotación de las reservas de bauxita [1, 2].

Sin embargo, los principales desafíos que enfrenta la industria del Al en países que no cuenten con minas o reservas de bauxita, son que los países productores de Al disminuirán la exportación de este material metálico, por lo que deberán tomar estrategias para la producción de Al secundario, donde la aplicación dependerá de sus características y propiedades mecánicas. De acuerdo con esto y a la clasificación del Al, es común que las actividades de recuperación y reciclaje se centren en las aleaciones 2xxx, 6xxx y 7xxx debido a que pueden ser tratadas térmicamente, permitiendo modificar su microestructura y sus propiedades mecánicas [21, 22].

Específicamente, las aleaciones Al-Zn-Mg (serie 7xxx) de clase comercial han tenido diversos estudios de cómo equilibrar el diseño y el proceso de aleación para obtener una buena resistencia mecánica y una óptima conformabilidad, aplicando procesos termomecánicos, dando lugar al fenómeno de recristalización y recuperación dinámica, los cuales desempeñan un papel relevante en el control de deformación en caliente. Así mismo, existen estudios [22-26] que se encargan de analizar el envejecido de las aleaciones y la aparición de precipitados en este

proceso, en donde se estudian los límites elásticos y los tamaños, porcentajes en volumen de compuestos intermetálicos, relacionados con la temperatura y el tiempo de envejecimiento; sin embargo, la mayoría de estos estudios están relacionados y enfocados a aleaciones comerciales y no existe suficiente información de estudios enfocados en el proceso termomecánico y tratamientos térmicos en aleaciones secundarias debido a los compuestos intermetálicos presentes en estos materiales.

En este sentido, el presente proyecto de investigación plantea las siguientes contribuciones:

### **Contribución científica:**

Este estudio profundiza en el comportamiento de aleaciones secundarias del sistema Al-Zn-Mg sometidas a compresión en caliente, con especial énfasis en el efecto de los elementos Fe, Mn y Si sobre la evolución microestructural y las propiedades mecánicas resultantes. Los hallazgos proporcionan una base científica sólida para optimizar los parámetros de procesamiento termomecánico de estas aleaciones, contribuyendo al entendimiento de la relación entre microestructura y desempeño mecánico en materiales reciclados.

### **Contribución tecnológica:**

La metodología desarrollada en esta investigación representa un enfoque aplicable a nivel industrial para el procesamiento de aleaciones de Al secundario. Su implementación puede mejorar significativamente las propiedades mecánicas de estos materiales, permitiendo su utilización en aplicaciones estructurales exigentes. En particular, se destaca su potencial en la industria automotriz, donde se requiere una combinación equilibrada de resistencia, ductilidad y durabilidad, contribuyendo así a la valorización de materiales reciclados y a la sostenibilidad del sector. A diferencia de muchos estudios previos, que proponen rutas complejas compuestas por múltiples etapas, el presente trabajo integra de manera simultánea la deformación con el tratamiento térmico. Esta simplificación del proceso no solo reduce el número de etapas, sino que también contribuye a una mayor eficiencia energética y de tiempo en el procesamiento.

## 2. MARCO TEÓRICO

### 2.1 Aluminio comercial

Las fundiciones que producen Al primario comercial tienen una pureza de 99.7-99.9%. Las principales impurezas son el Fe y el Si, junto con cantidades menores de Zn, Mg, Mn y titanio (Ti). Sin embargo, los análisis típicos también muestran trazas de Cu, Cr, galio (Ga), Na, litio (Li), calcio (Ca), vanadio (V) y boro (B). Las normas internacionales distinguen dos tipos de Al sin alear: el “Al puro” de 99-99.9% y el Al de “alta pureza” de al menos 99.97%, que se produce mediante un mayor refinamiento [37].

En la actualidad, más de la mitad de la producción de Al comercial se entrega en aleaciones y solo se produce una pequeña cantidad de Al de alta pureza. Este tipo de aleaciones se utiliza para realizar piezas fundidas o fabricar productos forjados; ambos tipos de aleaciones se subdividen en aquellas que son tratables térmicamente y aquellas que no. Las aleaciones forjadas se utilizan para la fabricación posterior, como en laminación, forja y extrusión; las aleaciones de fundición se utilizan para piezas fundidas y tienen características de una mejor fluidez para este proceso. La Asociación del Aluminio y el Instituto Nacional Estadounidense de Estándares (ANSI) especifican la clasificación de ambos tipos de aleaciones, como se muestra en la Tabla 2.1 [37].

Tabla 2.1. Sistema designado para la clasificación de aleaciones de Al [37].

| <b>Aleaciones de forja</b> | <b>Serie</b> | <b>Aleaciones de fundición</b> | <b>Serie</b> |
|----------------------------|--------------|--------------------------------|--------------|
| Al (99% de pureza mínima)  | 1xxx         | Al (99% de pureza mínima)      | 1xx.x        |
| Cu                         | 2xxx         | Cu                             | 2xx.x        |
| Mn                         | 3xxx         | Si + Cu o Mg                   | 3xx.x        |
| Si                         | 4xxx         | Si                             | 4xx.x        |
| Mg                         | 5xxx         | Mg                             | 5xx.x        |
| Mg y Si                    | 6xxx         | Zn                             | 7xx.x        |
| Zn                         | 7xxx         | Sn                             | 8xx.x        |
| Otros elementos            | 8xxx         | Otros elementos                | 9xx.x        |
| Serie sin usar             | 9xxx         | Serie sin usar                 | 6xx.x        |

## 2.2 Al secundario

Una pieza de Al ya sea obtenida mediante extrusión, laminado, forjado o fundición, puede ser refundida y transformada eficientemente siguiendo la ruta de fabricación apropiada, como fundición de lingotes, extrusión, laminación o fundición a presión, para obtener una nueva forma utilizable. La pérdida de material durante este proceso, atribuida a la oxidación superficial y conocida como pérdida de masa fundida, varía según el tipo de pieza: desde unas décimas de 1% en piezas fundidas o forjadas masivas, limpias y sin recubrimiento, hasta aproximadamente 10% en desechos de embalaje. Esta pérdida depende significativamente de las

características de la materia prima, como su forma, espesor o tipo de recubrimiento, así como del método de fusión utilizado.

La economía del reciclaje, junto con técnicas de preparación y fusión de chatarra proporciona mayores rendimientos, conduciendo así a un mayor desarrollo de la industria secundaria del Al. Esta industria tuvo un crecimiento en la década de los 50 debido al florecimiento de los usos no militares del Al, que hoy en día cubre aproximadamente el 35% de la demanda de Al [37].

## 2.3 Al serie 7xxx

### 2.3.1 Aleación binaria Al-Zn

La Figura 2.1 muestra el diagrama binario de Al-Zn; se identifica la reacción eutéctica a 382 °C y  $\approx 95\%$  de Zn, la reacción eutectoide a 275 °C y 78% de Zn. Las fases de equilibrio son  $\alpha$  compuesta de Al,  $\eta$  compuesta de Zn principalmente y  $\beta$ , que es una solución sólida de ZnAl. Todas las aleaciones ricas en Al en este sistema solidifican como soluciones sólidas y ninguna otra fase puede existir en este sistema [33].

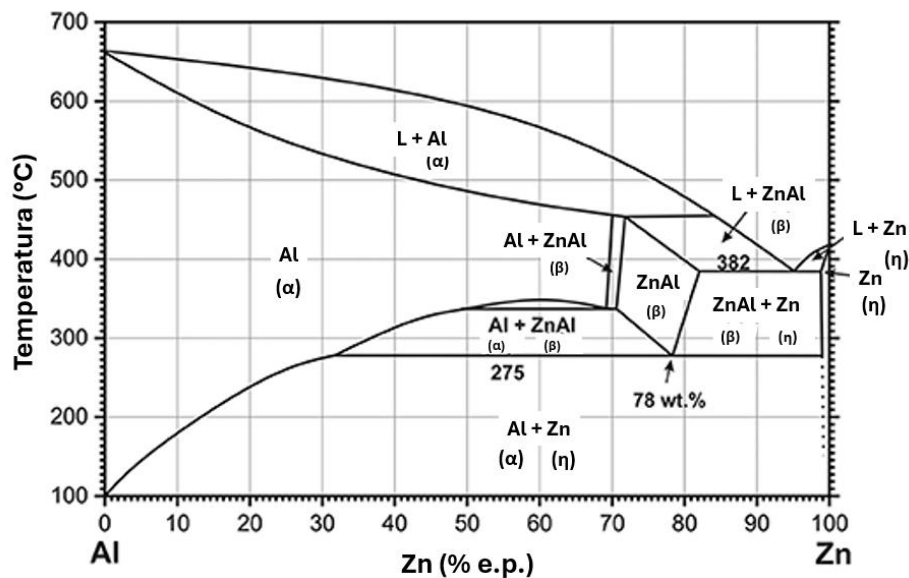


Figura 2.1. Diagrama binario de fases del sistema Al-Zn [33].

Las aleaciones binarias de Al-Zn no tienen una aplicación general como productos forjados, pero algunas hojas de 1% de Zn se utilizan como revestimiento de varias aleaciones como 3003, 3004, 5050, 6051 y 7075. Con estas excepciones, las aleaciones binarias no son de interés comercial, pero los derivados de aleaciones Al-Zn-Mg son de alta resistencia que se usan comúnmente en la construcción de aeronaves [36].

### 2.3.2 Aleación binaria Al-Mg

Estas aleaciones binarias monofásicas se conocen esencialmente por su resistencia y tenacidad de moderadas a altas. Su característica más importante es la resistencia a la corrosión. El eutéctico cuyo segundo constituyente se designa como  $\beta$  o  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  está a 35% de Mg y 450 °C. La solución sólida rica en Al contiene un máximo de 15.35% de Mg a la temperatura eutéctica (450°C) y disminuye cerca del 2% a temperatura ambiente (Figura 2.2). Esta pérdida de la solubilidad está acompañada por la expulsión de  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  de la solución sólida  $\alpha$  [33].

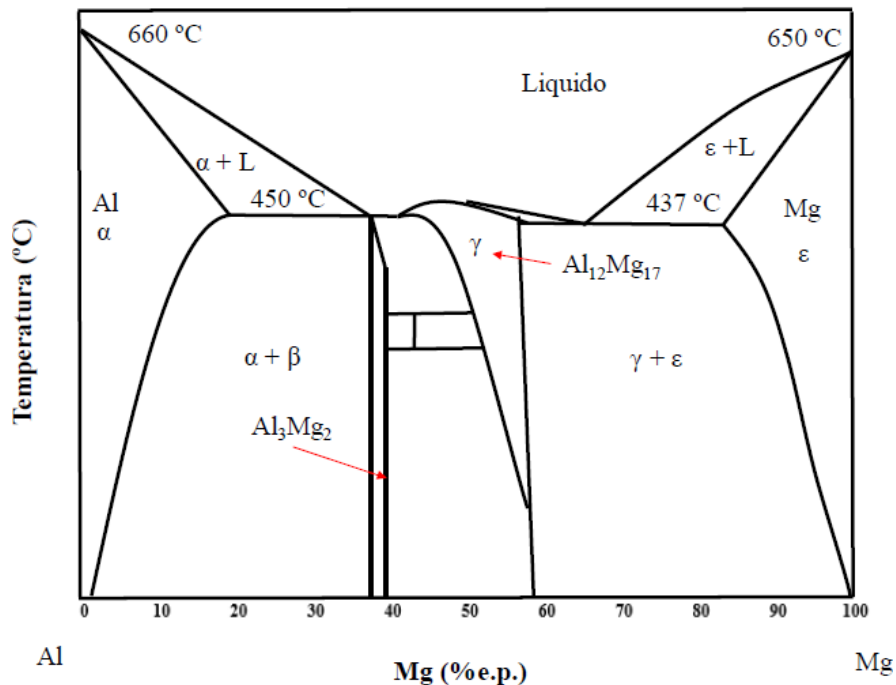
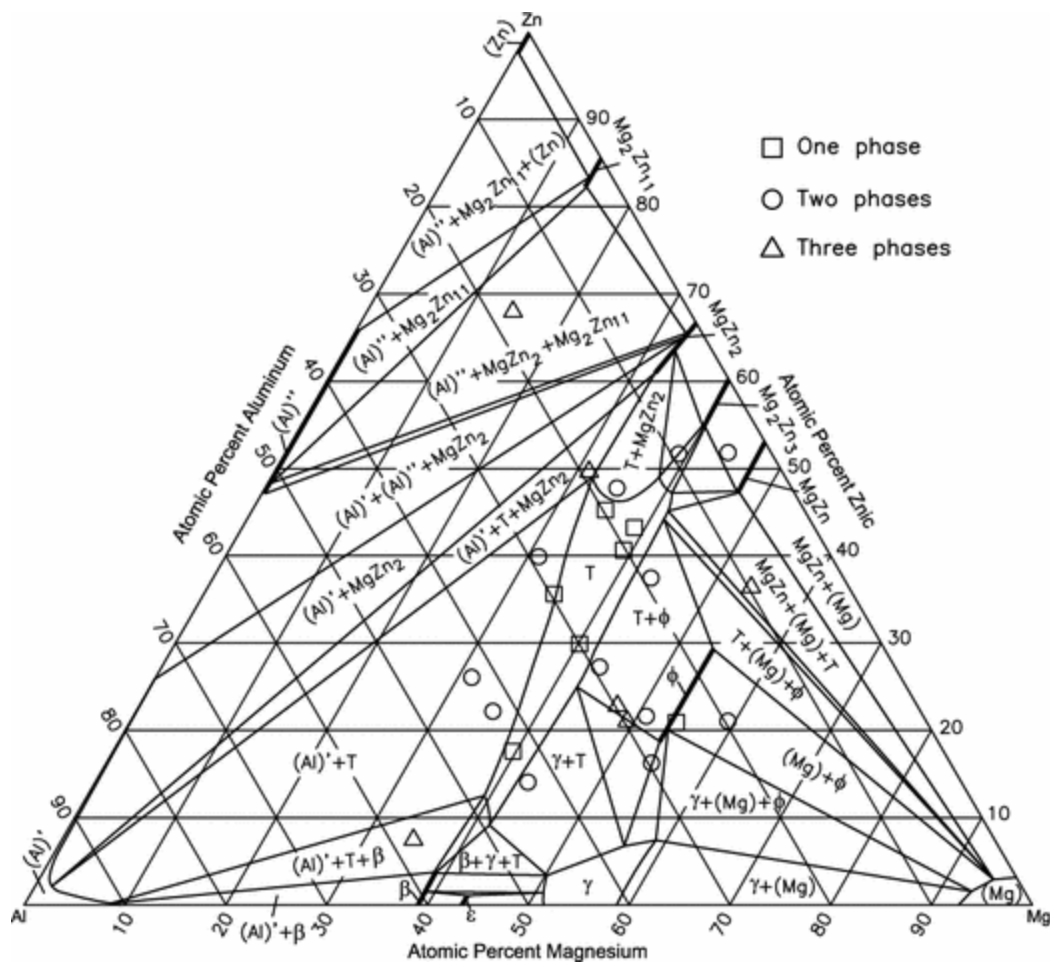


Figura 2.2. Diagrama binario de fases Al-Mg [33].

### 2.3.3 Aleación Al-Zn-Mg

El diagrama ternario de equilibrio de Al-Zn-Mg, presentado en la Figura 2.3, presenta un diagrama de fases complejo debido a la presencia de múltiples soluciones sólidas e intermetálicos estables a 335 °C. En la representación ternaria, cada vértice corresponde a uno de los tres elementos principales: el vértice inferior izquierdo Al, el vértice inferior derecho a Mg y el vértice superior a Zn. La suma de las concentraciones atómicas de estos elementos es igual a 100%, de modo que cada punto dentro del triángulo representa una composición específica [34].



*Figura 2.3 Diagrama ternario Al-Zn-Mg a 335 °C [34].*

En el diagrama se identifican diferentes tipos de regiones de equilibrio:

1. Regiones monofásicas

- (Al): solución sólida rica en aluminio.
- (Mg): solución sólida rica en magnesio.
- (Zn): solución sólida rica en zinc.
- $\beta$  ( $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ): intermetálico característico del sistema binario Al-Mg.
- $\gamma$  ( $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ ): intermetálico estable en aleaciones Al-Mg.
- $\Phi$  ( $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ ): fase intermetálica rica en Zn.
- T: fase intermetálica ternaria característica del sistema Al-Zn-Mg.
- $\varepsilon$  y  $\tau$ : fases intermedias que aparecen en regiones más restringidas.

2. Regiones bifásicas: Estas corresponden a campos de coexistencia entre dos fases.

- (Al) +  $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$
- (Al) + T
- (Al) +  $\beta$
- $\gamma$  + T
- $\beta$  +  $\gamma$
- (Mg) +  $\Phi$
- T +  $\Phi$

3. Regiones trifásicas: Los límites de coexistencia entre tres fases se asocian a reacciones invariantes, de tipo eutéctico o peritético.

- (Al) + T +  $\beta$
- T + (Mg) +  $\Phi$
- $\gamma$  + T +  $\Phi$

El análisis revela que a 335 °C el sistema Al-Zn-Mg está dominado por la interacción entre soluciones sólidas ricas en los elementos puros y múltiples compuestos intermetálicos, que determinan la microestructura final de las aleaciones. La fase  $\gamma$  ( $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ ) y la fase  $\beta$  ( $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ) son relevantes en el binario Al-Mg, mientras que  $\Phi$  ( $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ ) se estabiliza en composiciones ricas en Zn. Por su parte, la fase T constituye un intermetálico característico del sistema ternario, presente en composiciones intermedias.

En términos prácticos, la gran cantidad de fases intermetálicas y la presencia de campos trifásicos evidencian la complejidad del equilibrio en este sistema. Esto tiene implicaciones directas en el diseño de aleaciones ligeras, ya que la estabilidad de fases como  $\gamma$ ,  $\beta$ ,  $\Phi$  y T influye en la resistencia mecánica, la dureza y la estabilidad térmica de los materiales desarrollados a partir del sistema Al-Zn-Mg.

La composición correspondiente a 2% at. Mg y 2% at. Zn (balance Al) se ubica en la región rica en Al del diagrama ternario a 335 °C. En esta zona predomina la fase (Al), lo que indica que el Mg y el Zn se disuelven principalmente en la matriz de Al, formando una solución sólida estable. El análisis del diagrama sugiere que, si bien a esta temperatura el sistema permanece monofásico, pequeñas variaciones en la concentración de Mg o Zn podrían inducir la aparición de fases secundarias como T o  $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$  en equilibrio con la matriz.

Esta característica es fundamental en el diseño de aleaciones base Al, ya que la solubilidad de Mg y Zn en Al permite la aplicación de tratamientos térmicos de solución y envejecimiento, favoreciendo la formación de precipitados que incrementan notablemente la resistencia mecánica. En consecuencia, la región cercana al 2% Mg y 2% Zn representa un campo de gran interés tecnológico, al combinar una matriz dúctil de Al con el potencial de fortalecimiento por precipitación de intermetálicos [34].

Efecto del Fe: Cuando el Fe se encuentra únicamente como impureza, forma  $\text{FeAl}_3$ . En aleaciones ternarias Al-Mg-Fe, la presencia de  $\text{FeAl}_3$  como fase primaria se mantiene incluso a bajos contenidos de Fe, efecto que se ve favorecido por el

incremento de Mg. De manera similar, este comportamiento también se presenta en aleaciones ternarias Al-Fe-Zn.

Efecto del Si: Cuando el Si está presente de forma aislada, se combina con el Mg para formar  $Mg_2Si$ , independientemente de la relación Mg/Zn. La presencia simultánea de Fe y Si origina dos constituyentes adicionales: fase “ $\alpha$ ” (FeSi) y fase “ $\beta$ ” (FeSi), ambos formados peritécticamente a partir de  $FeAl_3$ . La retención de  $FeAl_3$  se favorece por una elevada concentración de Mg-Zn y por una rápida solidificación, la cual provoca la supresión total o parcial de las dos reacciones peritéticas.

Efecto del Cu: Las adiciones de 0.5% de Cu a las aleaciones ternarias Al-Zn-Mg son suficientes para modificar la cinética de precipitación. La rapidez del endurecimiento por precipitación se reduce en comparación con la de las aleaciones ternarias sin Cu.

Efecto del Mn: El Mn acelera la precipitación de  $MgZn_2$  a partir de las zonas de Guinier-Preston. Asimismo, inhibe la recrystalización de estructuras de grano grueso en los productos templados sometidos a extrusión [33].

## 2.4 Tratamientos térmicos

Un tratamiento térmico se refiere a cualquier operación de calentamiento y enfriamiento realizada con el propósito de modificar las propiedades mecánicas o la estructura metalúrgica de un material. Sin embargo, cuando este término se aplica a las aleaciones de Al, hace referencia a las operaciones específicas empleadas para aumentar la resistencia y dureza de las aleaciones forjadas y fundidas que son endurecibles por precipitación. Generalmente, estas aleaciones se denominan “tratables térmicamente”, para distinguirlas de aquellas en las que no es posible lograr un refuerzo significativo mediante calentamiento y enfriamiento. Las reacciones metalúrgicas pueden variar según el tipo de aleación y el grado de ablandamiento deseado [35].

Las aleaciones de Al tratables térmicamente se basan en sistemas ternarios o cuaternarios con respecto a los solutos involucrados en el desarrollo de resistencia por precipitación. Las aleaciones comerciales cuya resistencia y dureza se pueden aumentar significativamente mediante tratamiento térmico son [35]:

- aleaciones forjadas series 2xxx, 6xxx y 7xxx (excepto 7072)
- aleaciones de fundición series 2xx.0, 3xx.0 y 7xx.0.

#### **2.4.1 Tratamiento térmico de solución**

El objetivo es tomar en solución sólida las cantidades máximas prácticas de los elementos endurecedores solubles en la aleación con el propósito de aprovechar la reacción de endurecimiento por precipitación, donde es necesario tener previamente una solución sólida. El proceso consiste en someter la aleación a una temperatura suficientemente alta y durante un tiempo adecuado para lograr una solución sólida casi homogénea. La temperatura nominal del tratamiento térmico de solución se determina en función de los límites de composición de la aleación, incluyendo un margen para variaciones de temperatura no intencionadas. Aunque los rangos normalmente permiten variaciones de  $\pm 6$  °C respecto del valor nominal, algunas aleaciones altamente aleadas, de tenacidad controlada y de alta resistencia requieren que la temperatura se controle dentro de límites más restrictivos. Se pueden permitir rangos más amplios para aleaciones con mayores intervalos de temperatura entre sus temperaturas de fusión solvus y eutéctica [36].

#### **2.4.2 Tratamiento térmico de precipitación**

Conocido también como tratamiento de envejecimiento térmico, dado después del tratamiento de solución y el enfriamiento por temple, el endurecimiento se puede lograr ya sea a temperatura ambiente (envejecimiento natural) o mediante un tratamiento térmico de precipitación (envejecimiento artificial). Los laminadores aprovechan este fenómeno aplicando una cantidad controlada de laminado (láminas

y placas) o estiramiento (extrusión, barras y placas) para producir propiedades mecánicas más altas [27].

Los tratamientos térmicos de precipitación generalmente son procesos de larga duración y de baja temperatura. Las temperaturas oscilan entre 115 y 190 °C; los tiempos varían de 5 a 48 horas. La elección de los ciclos de tiempo y temperatura para el tratamiento térmico por precipitación debe recibir una cuidadosa consideración. El objetivo es seleccionar el ciclo que produzca un tamaño de precipitado y un patrón de distribución óptimos; sin embargo, el ciclo requerido para maximizar una propiedad, como la resistencia a la tracción, generalmente es diferente del requerido para maximizar otras, como el límite elástico y la resistencia a la corrosión [27].

Los tratamientos térmicos para las aleaciones de Al se aplican a productos que reciben tratamiento térmico, ya sea con o sin endurecimiento por deformación. La clasificación existente se designa mediante la letra “T”, seguida de uno o más números que indican la secuencia específica de los tratamientos básicos [27].

- **T1:** Enfriamiento tras conformado a alta temperatura y envejecimiento natural hasta estabilizar propiedades; no requiere trabajo en frío.
- **T2:** Enfriamiento tras conformado a alta temperatura, trabajado en frío y envejecido naturalmente para mejorar resistencia.
- **T3:** Tratamiento en solución, trabajo en frío y envejecimiento natural hasta lograr estabilidad mecánica.
- **T4:** Tratamiento en solución con envejecimiento natural; sin trabajo en frío posterior.
- **T5:** Enfriado tras conformado a alta temperatura y envejecido artificialmente para mejorar propiedades mecánicas o dimensionales.
- **T6:** Tratamiento en solución y envejecimiento artificial para mejorar resistencia y estabilidad dimensional.

- **T7:** Sobreenviejecimiento tras tratamiento de precipitación, proporcionando resistencia especial frente a corrosión o grietas.
- **T8:** Tratamiento en solución, trabajo en frío y envejecimiento artificial para mejorar resistencia y estabilidad.
- **T9:** Tratamiento por precipitación con trabajo en frío posterior, aumentando la resistencia.
- **T10:** Enfriamiento tras conformado a alta temperatura, trabajo en frío y envejecimiento artificial para mejorar resistencia y estabilidad dimensional.

## 2.5 Deformación bajo una carga axial directa

La carga axial directa desarrolla un esfuerzo unitario; cuando es aplicada en una barra, el esfuerzo se determina mediante la ecuación (2.1). Esto conlleva que la barra se deforme ligeramente debido a la aplicación de la carga; por consiguiente, una deformación es el cambio de longitud [30].

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (2.1)$$

Donde:

- $\sigma$  = *esfuerzo unitario*
- $P$  = *carga externa*
- $A$  = *área*

La deformación unitaria es el cambio en la longitud por unidad de longitud, expresada matemáticamente en la ecuación (2.2):

$$\varepsilon = \frac{\gamma}{L} \quad (2.2)$$

Donde:

- $\varepsilon$  = deformación unitaria
- $\gamma$  = cambio de longitud
- $L$  = longitud.

La deformación total de una barra cargada axialmente se determina con la ecuación (2.3) como:

$$\delta = \frac{PL}{AE} \quad (2.3)$$

Donde:

- $\delta$  = deformación total.
- $P$  = carga aplicada.
- $L$  = longitud.
- $A$  = área de la sección transversal.
- $E$  = módulo de elasticidad.

Así mismo, el esfuerzo permite calcular la deformación, como se muestra en la ecuación (2.4) [30].

$$\delta = \frac{\sigma L}{E} \quad (2.4)$$

## 2.6 Esfuerzos de deformación

Se puede definir el esfuerzo como la resistencia interna que ofrece una unidad de área de un material contra una carga externa aplicada. Los esfuerzos normales son de tensión (positivos) o de compresión (negativos). La distribución de fuerza que actúa en un punto sobre la superficie tendrá componentes en las direcciones normal y tangencial llamados esfuerzo normal ( $\sigma$ ) y esfuerzo cortante tangencial ( $\tau$ ) [30].

Es de gran importancia la orientación del elemento de esfuerzos, y debe alinearse con ejes especificados sobre el miembro, a los que se suelen llamar  $x$ ,  $y$ ,  $z$ , como se muestra en la Figura 2.4 con tres tipos fundamentales de esfuerzos [30].

Se muestran el cubo tridimensional completo y el cuadrado bidimensional simplificado, formas de los elementos de esfuerzos. El cuadrado es una cara del cubo en un plano seleccionado. Los lados del cuadrado representan las proyecciones de las caras del cubo perpendiculares al plano seleccionado. A los esfuerzos de tensión y de compresión se les conoce como esfuerzos normales, y se muestran actuando perpendicularmente sobre caras opuestas del elemento de esfuerzos. Los esfuerzos de tensión tienden a jalar el elemento, mientras los esfuerzos de compresión tienden a aplastarlo. Los esfuerzos cortantes sobre un elemento siempre se indicarán como dos pares de esfuerzos iguales que actúan sobre (paralelas a) los cuatro lados del elemento [30].

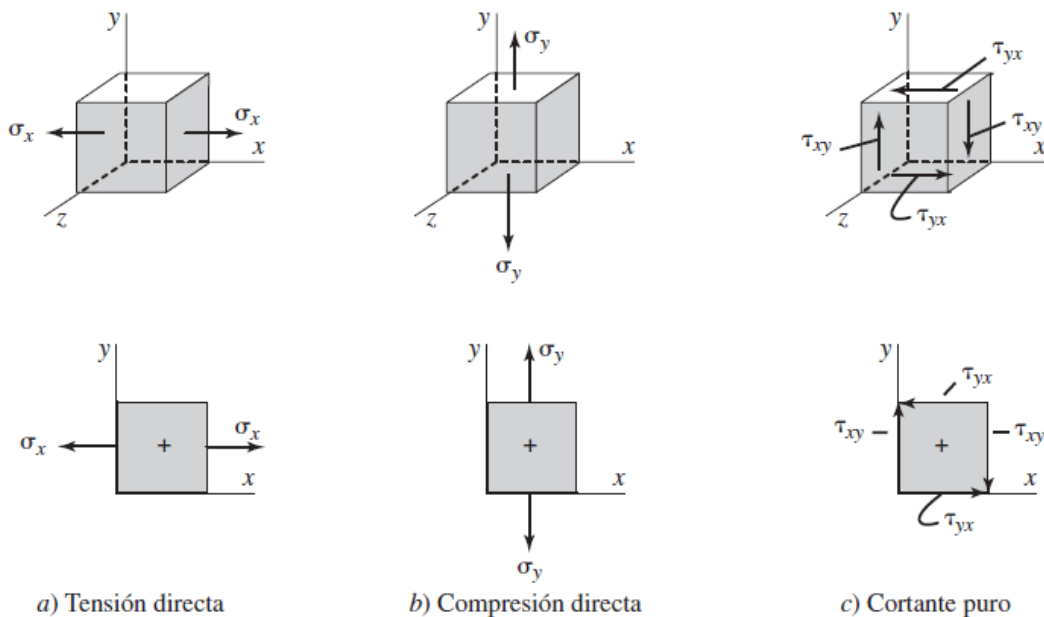


Figura 2.4. Orientación de los esfuerzos [30].

### 2.6.1 Esfuerzos uniformemente distribuidos

La aplicación de esfuerzos uniformes significa que, si se corta la barra en una sección alejada de los extremos y se remueve una parte, se puede reemplazar su efecto aplicando una fuerza uniformemente distribuida al extremo cortado. Por ello se dice que el esfuerzo está uniformemente distribuido y se calcula mediante la ecuación (2.5) [29]:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (2.5)$$

Donde:

- $\sigma$  = *esfuerzo unitario*.
- $F$  = *Fuerza aplicada*.
- $A$  = *área*.

La distribución uniforme del esfuerzo requiere que:

- La barra sea recta y de un material homogéneo.
- La línea de acción de la fuerza pase por el centroide de la sección.
- La sección se tome lo suficientemente alejada de los extremos y de cualquier discontinuidad o cambio abrupto en la sección transversal.

La ecuación (2.6) suele aplicarse para la compresión simple, donde normalmente  $F$  se considera una cantidad negativa. Sin embargo, una barra esbelta sometida a compresión falla debido al pandeo, por lo que la ecuación no aplica a una barra larga cargada a compresión si existe la posibilidad de pandeo [29].

### 2.6.2 Esfuerzos cortantes

Una sección de una pieza se encuentra sometida a cizallamiento cuando está bajo la acción de un esfuerzo cortante, es decir, fuerzas cuya resultante es paralela al plano de la sección. La presencia de este esfuerzo cortante conlleva un momento flector variable, de manera que una rebanada diferencial de la pieza sometida a cortadura también experimenta flexión. Además, la sección puede estar sujeta a otros tipos de esfuerzos [31].

Los esfuerzos cortantes se deben al cortante directo, al cortante vertical en las vigas o a la torsión. En cada caso, la acción de un elemento sujeto al corte es una tendencia a cortar al elemento, al ejercer un esfuerzo hacia abajo sobre una cara, y al mismo tiempo se ejerce un esfuerzo hacia arriba sobre la cara paralela opuesta [30].

La actuación de un esfuerzo cortante ( $T$ ) sobre la sección implica la existencia de una distribución de tensiones tangenciales ( $\tau$ ) sobre el plano de la sección [27], de tal forma que se cumpla la relación integral (ecuación 2.6):

$$T = \int_S \tau dS \quad (2.6)$$

Donde:

- $T$  = fuerza cortante final
- $\tau$  = Esfuerzo cortante
- $S$  = superficie

Esta ecuación vectorial puede expresarse, de dos formas de acuerdo con los ejes de inercia de la sección, ( $y$ ;  $z$ ) (ecuaciones 2.7 y 2.8):

$$T_y = \int_S \tau_{xy} dS \quad (2.7)$$

$$T_z = \int_S \tau_{xz} dS \quad (2.8)$$

### 2.6.3 Esfuerzo de contacto

Cuando dos cuerpos con superficies curvas se presionan entre sí, el contacto puntual o lineal cambia a un área de contacto y los esfuerzos que se desarrollan en los dos cuerpos son tridimensionales. Los problemas del esfuerzo de contacto se originan en el contacto de una rueda y un riel, en el árbol de levas y los balancines, en los dientes de engranes acoplados y en la acción de los cojinetes de bolas. Las fallas usuales se ven como grietas, picaduras o escamado en la superficie del material [31].

El caso más general del esfuerzo de contacto ocurre cuando cada cuerpo en contacto tiene un radio de curvatura doble; es decir, cuando el radio del plano de rodamiento es diferente del radio de un plano perpendicular y ambos planos pasan por el eje de la fuerza de contacto [29].

#### 2.6.3.1 Contacto cilíndrico

En la Figura 2.5 se ilustra una situación similar en la cual los elementos en contacto son dos cilindros de longitud  $l$  y diámetros  $d_1$  y  $d_2$ . Como se observa en la Figura 2.5, el área de contacto es un rectángulo angosto de ancho  $2b$  y longitud  $l$ , y la distribución de la presión es elíptica [25]. El término  $b$  es calculado por la ecuación (2.9):

$$b = \sqrt{\frac{2F \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2}}{\pi l \left( \frac{1}{d_1} + \frac{1}{d_2} \right)}} \quad (2.9)$$

Donde:

- $b$  = ancho del área de contacto
- $z = F$  = fuerza
- $l$  = longitud del cilindro
- $d$  = diámetro del cilindro
- $\nu$  = coeficiente de Poisson
- $E$  = módulo de elasticidad

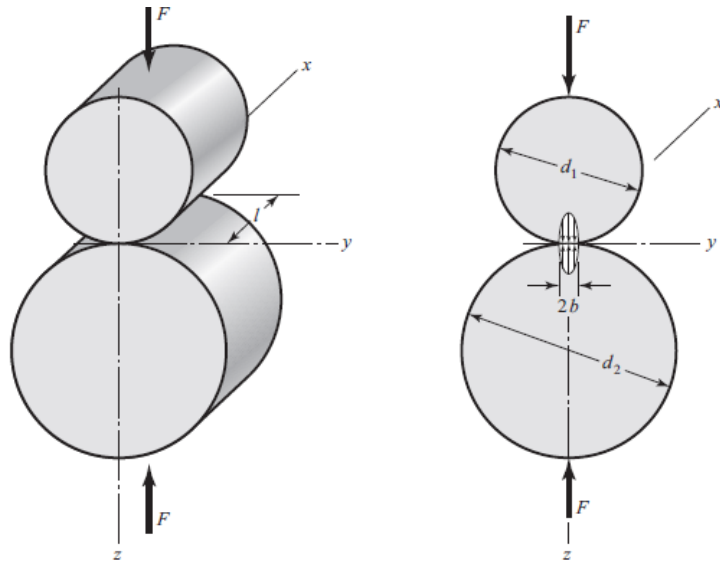


Figura 2.5. Representación del contacto cilíndrico [29].

Y la presión máxima es calculada usando la ecuación (2.10). Ambas ecuaciones (2.9 y 2.10) son aplicadas a una muestra cilíndrica, muestra con superficie plana y en el contacto de un cilindro con una superficie cilíndrica interna; para este caso,  $d$  se considera negativa [29].

$$P_{max} = \frac{2F}{\pi bl} \quad (2.10)$$

Donde:

- $P_{max}$  = presión máxima.
- $b$  = ancho del área de contacto
- $F$  = fuerza
- $l$  = longitud del cilindro

Para todos estos casos, el estado de esfuerzo en el eje  $z$  está dado por las ecuaciones (2.11, 2.12, 2.13):

$$\sigma_x = -2\nu P_{max} \left( \sqrt{1 + \frac{z^2}{b^2}} - \left| \frac{z}{b} \right| \right) \quad (2.11)$$

$$\sigma_y = -P_{max} \left( \frac{1 + 2\frac{z^2}{b^2}}{\sqrt{1 + \frac{z^2}{b^2}}} - 2 \left| \frac{z}{b} \right| \right) \quad (2.12)$$

$$\sigma_z = \frac{-P_{max}}{\sqrt{1 + z^2/b^2}} \quad (2.13)$$

Donde:

- $\nu$  = *coeficiente de Poisson*
- $b$  = *ancho del área de contacto*
- $P_{max}$  = *presión máxima.*
- $z = F$  = *fuerza*

## 2.7 Ensayo de compresión

Los ensayos de compresión se realizan tanto en materiales frágiles como en materiales dúctiles. Los primeros se rompen con una deformación nula o mínima, mientras que los materiales dúctiles suelen tener una resistencia muy similar tanto a la compresión como a la tracción, lo que requiere una gran deformación. Debido al rozamiento que existe entre la probeta y las placas, esta puede adquirir una forma de barril en caso de que sea un material dúctil, como se observa en la Figura 2.6. En un material frágil, cuando ocurre una rotura, esta suele ocurrir con un plano inclinado de aproximadamente  $45^\circ$  debido a que es donde se producen las mayores tensiones. En los ensayos de compresión, las muestras utilizadas suelen estar limitadas en su tamaño para evitar la aparición de pandeo [28]. A partir del ensayo de compresión se obtiene un diagrama de esfuerzo-deformación del cual se puede determinar:

- tensión al límite de proporcionalidad
- tensión al límite de aplastamiento
- tensión máxima
- acortamiento porcentual
- ensanchamiento porcentual

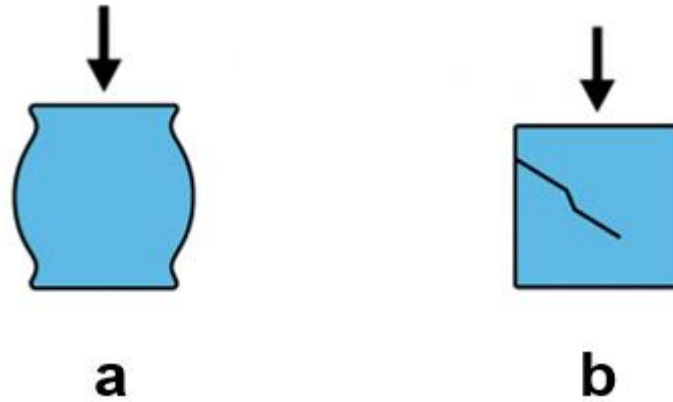


Figura 2.6. a) Comportamiento de la compresión a) en un material dúctil, b) en un material frágil [32].

### 2.7.1 Diagrama esfuerzo-deformación unitaria

Durante ciertos intervalos del ensayo, se realizan mediciones simultáneas del esfuerzo y la deformación. A partir de estos datos, se construye una gráfica de esfuerzo versus deformación unitaria, donde los valores del esfuerzo unitario se representan en el eje de ordenadas y los valores correspondientes de la deformación unitaria en el eje de abscisas. El resultado se muestra en la Figura 2.7.

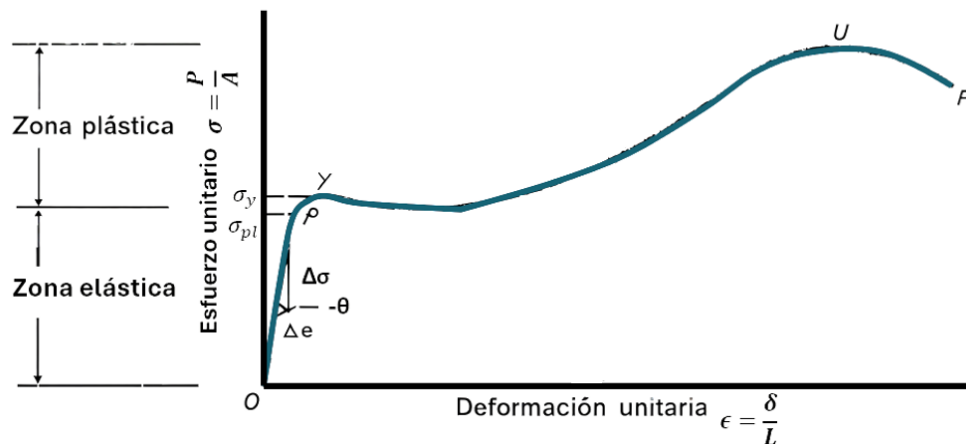


Figura 2.7. Diagrama esfuerzo-deformación [31].

La curva empieza su origen y continúa como una línea recta hasta llegar a **P** (límite de proporcionalidad); más adelante se encuentra con el punto **Y** (punto de fluencia), donde la curva disminuye su pendiente, volviéndose más horizontal e, incluso, puede descender ligeramente. Después continúa horizontal hasta una cierta distancia donde la curva tiende a subir hasta **U** (último esfuerzo del material) y finalmente decrece hasta alcanzar el punto **F** donde ocurre la fractura. La mayoría de los metales no presenta un punto de fluencia claramente definido. Cuando este punto no puede determinarse de manera precisa, se debe establecer de forma arbitraria, generalmente considerando una pequeña deformación permanente, típicamente del 0.2%. Para determinar el esfuerzo de fluencia mediante este método, se traza una línea paralela a la pendiente del módulo de elasticidad, partiendo de la deformación unitaria de 0.2%, como se muestra en la Figura 2.8 [31].

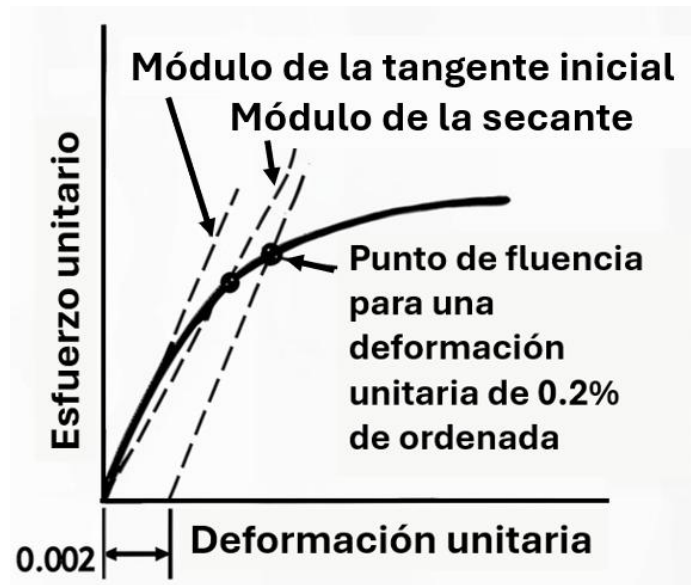


Figura 2.8. Determinación del límite de fluencia de forma arbitraria [31].

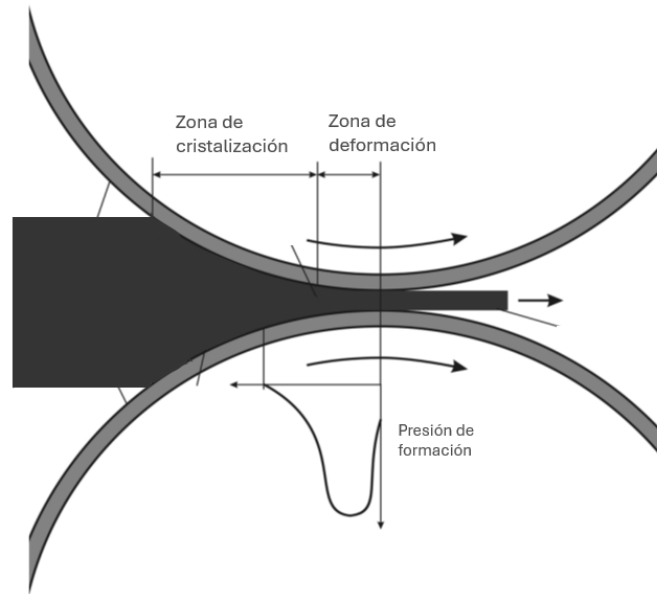
### 2.7.2 Proceso de laminación

La laminación es el proceso que consiste en deformar plásticamente los metales, haciéndolos pasar entre cilindros. Es el procedimiento más extendido para el trabajo

de los metales, porque es el que mejor se presta a las producciones elevadas y permite obtener un buen control de los productos finales. Al deformar los metales pasándolos entre los cilindros, se somete el material a intensas tensiones de compresión, por el efecto de aplastamiento de los cilindros, y a tensiones superficiales de cizallamiento originadas por la fricción entre los cilindros y el metal. Las fuerzas de fricción son las encargadas de producir el estirado del metal. La terminología empleada para describir los productos laminados es muy ambigua y no se pueden dar límites respecto a dimensiones en relación con la denominación empleada [30].

La laminación suele iniciarse con el lingote colado, pero no es condición necesaria. En la laminación convencional, en caliente o en frío, básicamente se pretende disminuir el espesor del metal. Por lo general, aumenta poco la anchura, por lo que la disminución del espesor se traduce en un aumento de longitud [34].

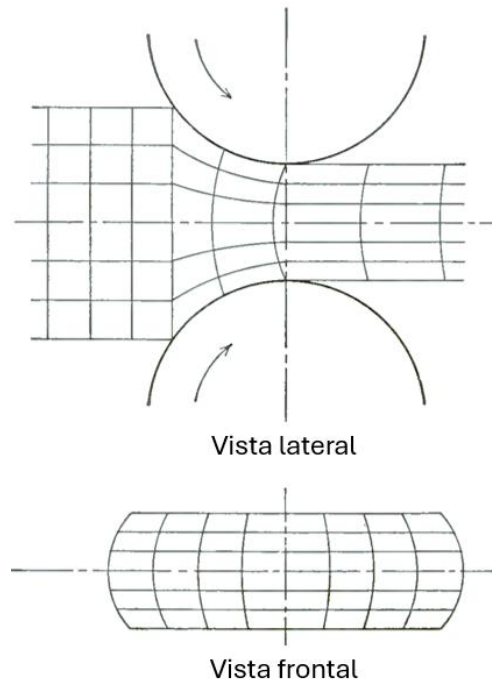
Un laminador se compone esencialmente de los cilindros, cojinetes adecuados, las columnas que los soportan y un sistema de accionamiento para aplicar a los cilindros la fuerza motriz y controlar su velocidad. Se suelen llamar trenes de laminación a cada uno de los laminadores de una instalación, aunque el nombre conviene mejor al conjunto de laminadores que conducen a un producto determinado a través del paso sucesivo del material a través de estos. El tipo más sencillo y corriente es el tren dúo o laminador dúo (Figura 2.9), en el cual dos cilindros de igual diámetro giran en una sola dirección. El material debe volverse a la entrada de los cilindros, bien a mano, o mediante una mesa elevadora para que pase el material por encima de los cilindros. Una mejora en cuanto a rapidez de los resultados es el laminador o tren dúo reversible, en el que el material puede pasar hacia delante y hacia atrás a través de los cilindros invirtiendo el sentido de la rotación [28].



*Figura 2.9. Esquema de un laminador dual [28].*

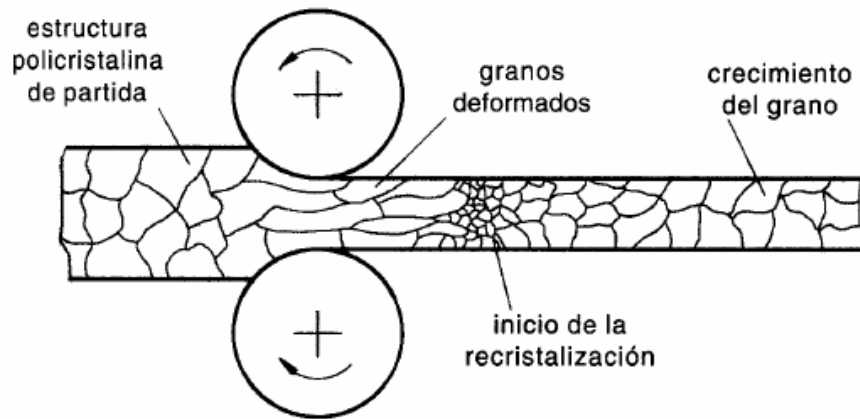
### **2.7.3 Relación entre el ensayo de compresión y el proceso de laminación**

La deformación generada durante la laminación puede considerarse esencialmente bidimensional. La reducción del espesor se traduce, con buena aproximación, en un aumento de la longitud, mientras que la anchura apenas se incrementa. Este comportamiento respalda el uso de modelos de deformación plana en el análisis matemático de la laminación. En la producción de chapa y fleje, el ensanchamiento lateral tiene poca relevancia; sin embargo, en la laminación de barras y perfiles, puede originar rebabas que provoquen defectos superficiales. La magnitud de este ensanchamiento lateral depende del diámetro y condición de los cilindros, de las propiedades plásticas del metal y del porcentaje de reducción aplicado. Aunque la deformación en la laminación es relativamente uniforme en comparación con otros procesos metalúrgicos, estudios con retículas han demostrado que las capas superficiales no solo se comprimen, sino que también sufren cizallamiento. La Figura 2.10 ilustra la distorsión típica de una retícula durante la laminación de una pletina [28].



*Figura 2.10. Esquema de la distorsión de una rejilla en la laminación [28].*

La deformación plástica en caliente se realiza sometiendo al material a altas temperaturas con el objetivo de obtener deformaciones más severas aplicando esfuerzos relativamente limitados; además, los procesos de deformación en caliente permiten la modificación de la estructura metalográfica y el tamaño de grano. La Figura 2.11 muestra esquemáticamente el caso de conformado mediante laminación en el que se observan las modificaciones estructurales relacionadas con el ciclo térmico y el modo de deformación [38].



*Figura 2.11. Esquema del proceso de deformación en caliente mediante dos rodillos y el efecto sobre la microestructura del metal [38].*

Durante el termomecanizado, independientemente del proceso industrial, los mecanismos que controlan el tamaño de grano resultante son la recristalización estática y dinámica, que dependen de la microestructura inicial, composición química y condiciones de deformación (temperatura, velocidad de deformación y grado de deformación) [38].

Los ensayos de compresión uniaxial en caliente son ensayos mecánicos de laboratorio cuyo objetivo es simular procesos industriales como forja, laminación, extrusión, etc. A partir de este ensayo se obtienen las curvas de fluencia que reflejan el comportamiento de un material conformado en caliente. La Figura 2.12 muestra las curvas de tensión verdadera–deformación representativas, de acuerdo con su comportamiento mecánico y modo de recristalización [38].

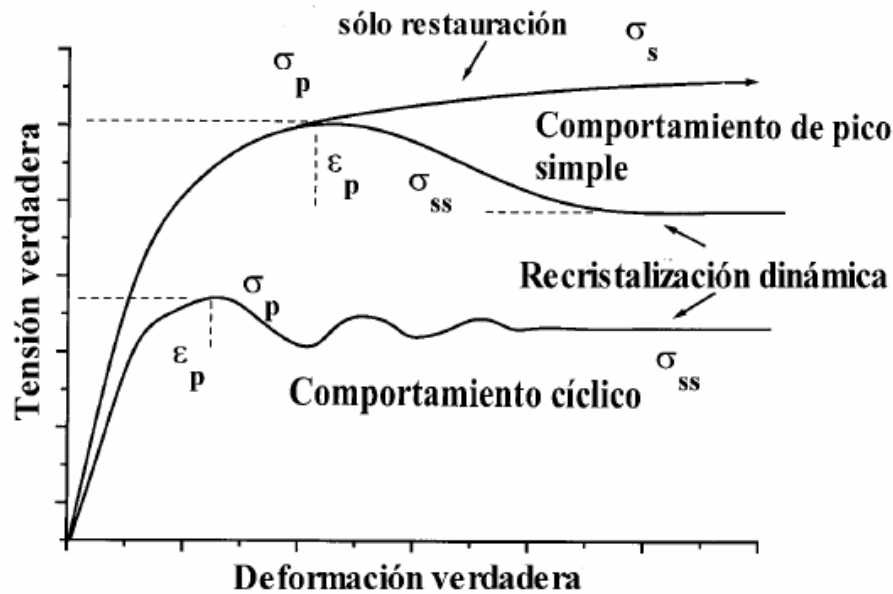
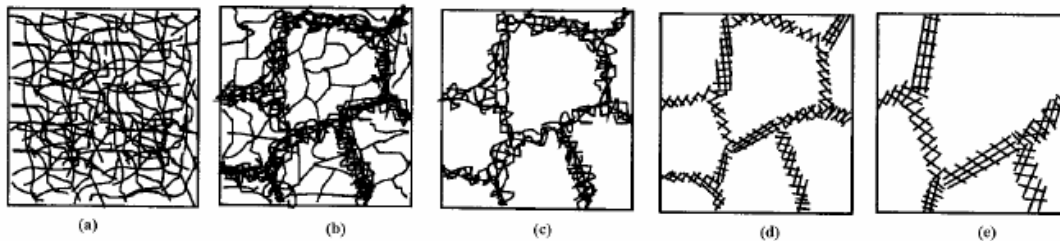


Figura 2.12. Representación esquemática de la recristalización dinámica en diferentes condiciones de deformación [38].

Las curvas son definidas en las siguientes etapas [38]:

- 1) Etapa de endurecimiento y recuperación dinámica: Es caracterizada por una multiplicación de dislocaciones como consecuencia del acomodo de la red cristalina. Desde un punto de vista mecánico, se observa un aumento en la resistencia del material cuando la deformación supera su límite elástico, lo que conlleva también un incremento en la dureza. A nivel microestructural, esto se manifiesta mediante un aumento en la densidad de dislocaciones y la formación de celdas de subgranos. La evolución de estas subestructuras durante la deformación controla el proceso de recristalización dinámica, como se muestra en la Figura 2.13.
- 2) Etapa de transición: Caracterizada por una clara caída en la tensión de fluencia, donde la recristalización dinámica modifica la microestructura, siendo esta la principal responsable del ablandamiento del material, producido por una disminución de la densidad de dislocaciones.

- 3) Etapa de saturación o estado estable: La tensión del estado estable o la saturación se presenta cuando la microestructura evoluciona a nivel local y de una forma permanente, manteniendo constante la densidad de dislocaciones; además, con un tamaño promedio del grano recrystalizado. Esta es debida a un equilibrio dinámico entre las cinéticas de nucleación y crecimiento de granos, y a la cinética de endurecimiento y restauración.



*Figura 2.13. Etapas de la restauración dinámica: a) generación de dislocaciones, b) formación de celdas, c) aniquilación de dislocaciones dentro de la celda, d) formación de subgranos y e) crecimiento [38].*

## 2.8 Recuperación dinámica

La recuperación dinámica implica la reorganización de las dislocaciones y consta de dos procesos. Las dislocaciones de signos opuestos se aniquilan entre sí o se reorganizan para formar granos con una densidad de dislocaciones relativamente baja, rodeadas por límites de alta densidad de dislocaciones. A altas temperaturas, los mecanismos responsables de la recuperación dinámica son el deslizamiento transversal de las dislocaciones de tornillo o el ascenso de las dislocaciones de borde. En metales con alta energía de falla de apilamiento ( $> 150 \text{ mJ/m}^2$ ), la recuperación dinámica se produce rápidamente y se alcanza un estado estable de tensión. Esto es el resultado del equilibrio entre el endurecimiento por deformación y la recuperación. La deformación de materiales con energía de falla de apilamiento media o baja ( $40\text{-}150 \text{ mJ/m}^2$ ) se caracteriza por una recuperación dinámica lenta.

Por lo tanto, generalmente se permite que la densidad de dislocaciones aumente a un nivel apreciable, lo que provoca el inicio de la recrystalización dinámica antes de que se alcance el estado estacionario [39].

## **2.9 Recrystalización dinámica**

La recrystalización se refiere a grupos de procesos que pueden manifestar relajación de tensiones de diversos grados en un metal deformado al liberar la energía almacenada generada por el proceso de deformación cuando se trata térmicamente a una temperatura adecuada. Durante la deformación plástica en caliente se producen dos procesos: el endurecimiento por deformación y el ablandamiento; cuando estos procesos ocurren durante una deformación a alta temperatura, se considera que las estructuras formadas se forman mediante recrystalización dinámica (DRX). Dado que la DRX requiere de los procesos de endurecimiento y ablandamiento, la estructura final dependerá de diferentes factores como la temperatura, cantidad y velocidad de deformación, las fallas de apilamiento, la microestructura inicial y la composición de las fases del material. La DRX se clasifica con base en el mecanismo de formación de nuevos granos: recrystalización dinámica discontinua (DDRX) y recrystalización dinámica continua (CDRX) [40].

### **2.9.1 Recrystalización dinámica discontinua (DDRX)**

Es un proceso de DRX rápido que produce granos nuevos gracias a granos viejos deformados durante la deformación plástica; se produce principalmente en metales de baja energía de falla de apilamiento (40-150 mJ/m<sup>2</sup>) como lo es el Mg (~125 mJ/m<sup>2</sup>), Zn (~140 mJ/m<sup>2</sup>) donde se suprime la recuperación dinámica. La DDRX suele estar precedida por el dentado y abultamiento del límite de grano preexistente y la recrystalización se confirma con la aparición de una estructura de collar [40].

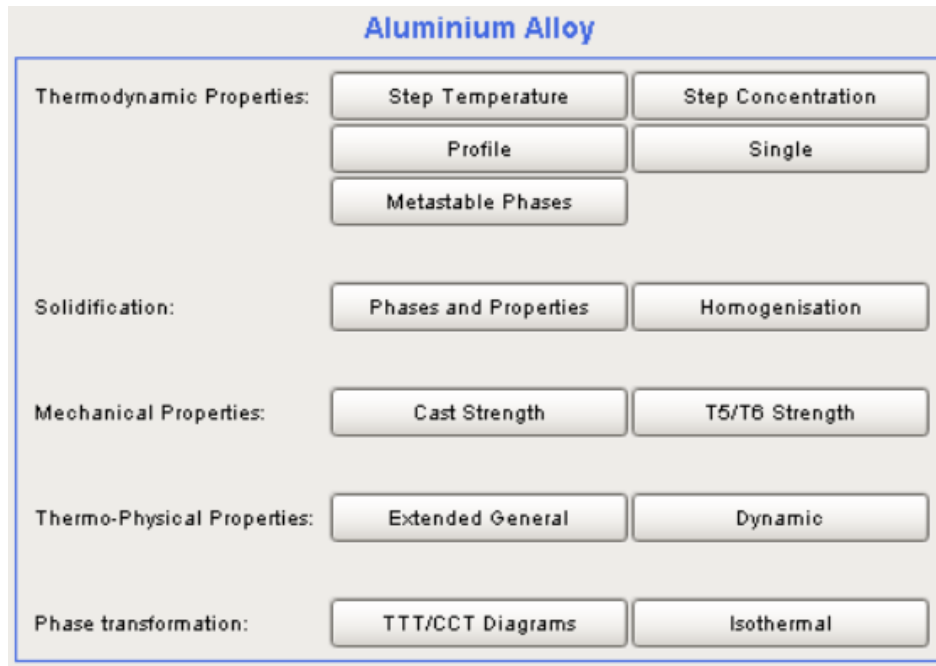
### 2.9.2 Recristalización dinámica continua (CDRX)

Esta recristalización es producida por la migración de subgranos con límites de ángulos bajos, formados dentro de la estructura deformada, hacia granos con límites de ángulos altos durante el esfuerzo a alta temperatura. La CDRX suele estar precedida por la recuperación dinámica y ocurre principalmente en metales con alta energía de falla de apilamiento ( $> 150 \text{ mJ/m}^2$ ) como lo es el Al ( $\sim 166 \text{ mJ/m}^2$ ) [40].

### 2.10 Simulación computacional JMatPro®

El software **JMatPro®** permite simular procesos y predecir propiedades termodinámicas, microestructurales y mecánicas de diversas aleaciones. Para ello, emplea modelos **CALPHAD** (CALculation of PHase Diagrams) y la base de datos **ThermoTech**, en conjunto con **ThermoCalc**, lo que posibilita calcular la energía libre de Gibbs (G), la entalpía (H) y el potencial químico ( $\mu$ ), entre otras variables. Asimismo, el programa proporciona información sobre las fases más estables en función de la temperatura y presión constantes, lo cual resulta fundamental para simular transformaciones en condiciones de equilibrio. Adicionalmente, permite estimar propiedades mecánicas como la microdureza (HV), el esfuerzo de cedencia (YS) y la resistencia a la tracción (UTS), además de ofrecer herramientas para la obtención de diagramas de curva de enfriamiento (CCT, por sus siglas en inglés) y de temperatura-tiempo-transformación (TTT) [41]. La Figura 2.14 muestra las aplicaciones principales para analizar en aleaciones de Al, como:

- Propiedades termodinámicas.
- Solidificación.
- Propiedades mecánicas.
- Propiedades termofísicas.
- Transformaciones de fases.



*Figura 2.14. Interfaz de selección de propiedades y cálculos en JMatPro® para aleaciones de Al [41].*

## 2.11 Análisis estadístico

### 2.11.1 Diseño factorial

En muchos experimentos se estudian los efectos de dos o más factores; en estos casos, los diseños factoriales suelen ser más eficientes para planificar los ensayos. Cada réplica del experimento analiza todas las combinaciones posibles de los niveles de los factores. Por ejemplo, si el factor A tiene  $a$  niveles y el factor B tiene  $b$  niveles, cada réplica considera las  $ab$  combinaciones posibles. El efecto de un factor se define como la variación en la respuesta causada por un cambio en su nivel, y a menudo se denomina efecto principal, ya que corresponde a los factores de interés primario del estudio. Cuando un factor tiene más de dos niveles, el procedimiento requiere adaptaciones, dado que existen distintas formas de cuantificar su efecto [42].

En algunos casos, la diferencia en la respuesta entre los niveles de un factor no es constante para todos los niveles de los demás factores. Esta situación indica la presencia de una interacción entre los factores [42].

El concepto de interacción también puede explicarse de otra forma. Supóngase que los dos factores considerados en el diseño son cuantitativos (por ejemplo, temperatura, presión, tiempo, entre otros). En este caso, una representación mediante un modelo de regresión para un experimento factorial de dos factores puede expresarse como:

$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \beta_{12} x_1 x_2 + \varepsilon \quad (2.14)$$

Donde  $y$  es la respuesta, las  $\beta$  son parámetros cuyos valores deben determinarse,  $x_1$  es una variable que representa al *factor A*,  $x_2$  es una variable que representa al *factor B*, y  $\varepsilon$  es un término del error aleatorio. Las variables  $x_1$  y  $x_2$  se definen en una escala codificada de -1 a +1 (los niveles bajo y alto de *A* y *B*), y  $x_1 x_2$  representa la interacción entre  $x_1$  y  $x_2$  [42].

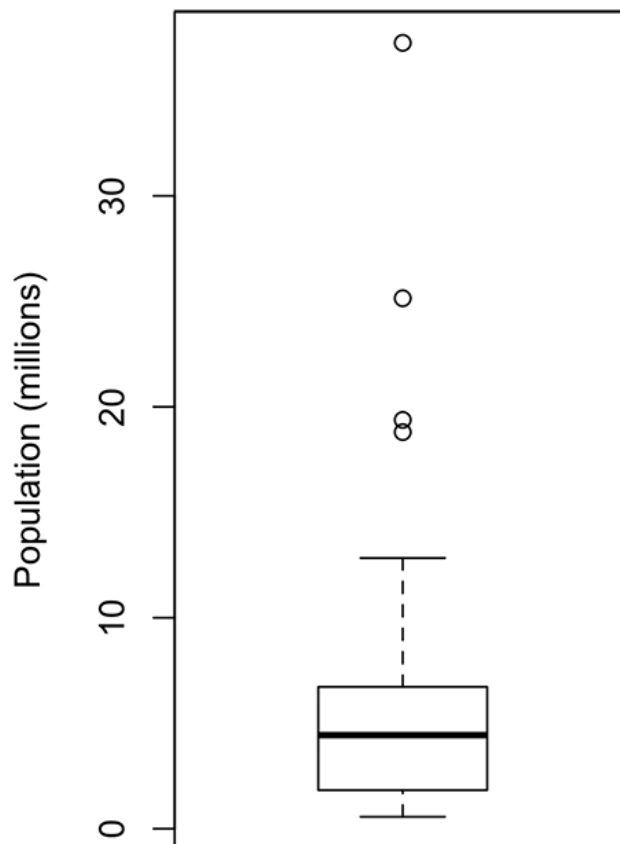
### 2.11.2 Percentiles y diagramas de caja

Un enfoque diferente para estimar los datos de la dispersión se centra en observar la distribución de los datos ordenados, a lo cual se denomina “*estadísticos de orden*”. La medida más elemental es el rango: la diferencia entre los números de menor y mayor valor. Es de gran importancia identificar los valores mínimos y máximos para identificar los valores atípicos; sin embargo, el rango es extremadamente sensible a los valores atípicos y no es muy útil como medida general de la dispersión de datos. Para evitar la sensibilidad a los valores atípicos, se observa el rango de los datos después de eliminar valores de cada extremo; formalmente este tipo de estimaciones se basan en diferencias entre *percentiles*. En un conjunto de datos, el percentil ( $P$ ) es un valor tal que al menos el % $P$  de los

valores toman este valor o un valor inferior y al menos  $(100-\%P)$  de los valores toman este valor o un valor superior [42].

Una medida habitual de la variabilidad es la diferencia entre el percentil 25 y el percentil 75, al que se llama rango intercuartílico o IQR. Un ejemplo de esto son los siguientes datos: {3,1,5,3,6,7,2,9}. Ordenados, se obtiene {1,2,3,3,5,6,7,9}. El percentil 25 está en 2.5 y el percentil 75 está en 6.5, por lo que el IQR es  $6.5-2.5=4$ .

Los diagramas de caja (boxplots), presentados por Turkey, utilizan percentiles y permiten visualizar la distribución de datos de una forma rápida. La Figura 2.15 muestra el diagrama de caja de la población por cada estado:



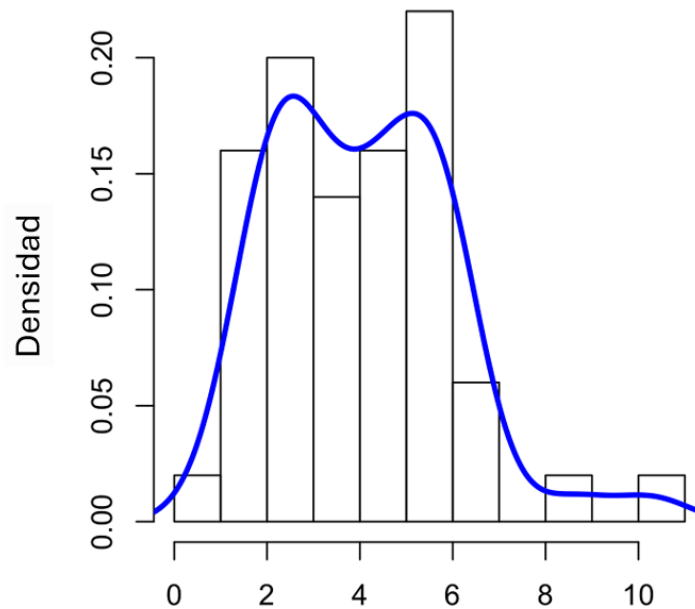
*Figura 2.15. Ejemplo de diagrama de caja de la población por estados [42].*

En este diagrama de caja, se puede observar de forma inmediata que la mediana de la población por estados es de alrededor de 5 millones; la mitad de los estados

se encuentran entre aproximadamente 2 millones y 7 millones; además, se observan valores atípicos de altos niveles de población. La mediana se muestra mediante una línea horizontal dentro del cuadro. Las líneas discontinuas se denominan bigotes (whiskers); se extienden desde la parte inferior y superior del cuadro para indicar el rango de la mayor parte de los datos [42].

### 2.11.3 Diagrama y estimación de la curva de densidad

Un diagrama de densidad se puede considerar como un histograma suavizado, aunque normalmente se calcula directamente a partir de los datos a través de una estimación de la densidad de núcleo [43]. La Figura 2.16 muestra la estimación de la densidad que aparece superpuesta al histograma.



*Figura 2.16. Histograma con curva de densidad de los datos analizados [43].*

Una distinción clave del histograma con el diagrama de densidad es la escala del eje y: el diagrama de densidad corresponde a la representación del histograma en

porcentajes en lugar de hacerlo por el número de valores. Se debe tener en cuenta que el área total por debajo de la curva de densidad es igual a 1 y en lugar de aparecer el número de valores de los contenedores, calculamos el área que hay por debajo de la curva entre dos puntos cualquiera en el eje  $x$ , que corresponde al porcentaje de la distribución que se encuentra entre esos dos puntos [43].

#### 2.11.4 Análisis de covarianza

El análisis de covarianza (ANCOVA) es una técnica estadística que combina elementos del análisis de la varianza (ANOVA) y de la regresión lineal. Su objetivo principal es comparar medias de distintos grupos mientras se controla el efecto de una o más variables cuantitativas llamadas *covariables*, que pueden influir en la variable de respuesta. El análisis de covarianza constituye una técnica útil para mejorar la precisión de un experimento. Supóngase que un experimento mide una variable de respuesta  $y$  y existe otra variable,  $x$ , que se relaciona linealmente con  $y$ . Si bien  $x$  no puede ser controlada por el experimentador, puede observarse junto con  $y$ ; a esta se le denomina variable covariable. El análisis de covarianza consiste en ajustar la variable de respuesta observada en función del efecto de la covariable. De no realizarse este ajuste, la covariable podría inflar el error medio, dificultando la detección de diferencias reales en la respuesta. Por ello, el análisis de covarianza actúa como un método de corrección frente a los efectos de variables perturbadoras no controlables [42].

En la Tabla 2.2 y Figura 2.17 se presenta un ejemplo en el que se analiza si existe diferencia en la resistencia de una fibra de monofilamento producida por tres máquinas distintas, mediante un diagrama de dispersión que relaciona la resistencia (eje  $y$ ) con el diámetro de la muestra (eje  $x$ ). Se observa que la resistencia de la fibra también depende de su grosor; en general, fibras más gruesas son más resistentes que las delgadas. Para eliminar el efecto del grosor al comparar la resistencia entre máquinas, puede aplicarse un análisis de covarianza [42].

Tabla 2.2 Valores de resistencia de una fibra de monofilamento

| Maquina 1 |     | Maquina 2 |     | Maquina 3 |     |
|-----------|-----|-----------|-----|-----------|-----|
| y         | x   | y         | x   | Y         | x   |
| 36        | 20  | 40        | 22  | 35        | 21  |
| 41        | 25  | 48        | 28  | 37        | 23  |
| 39        | 24  | 39        | 22  | 42        | 26  |
| 42        | 25  | 45        | 30  | 34        | 21  |
| 49        | 32  | 44        | 28  | 32        | 15  |
| 207       | 126 | 216       | 130 | 180       | 106 |

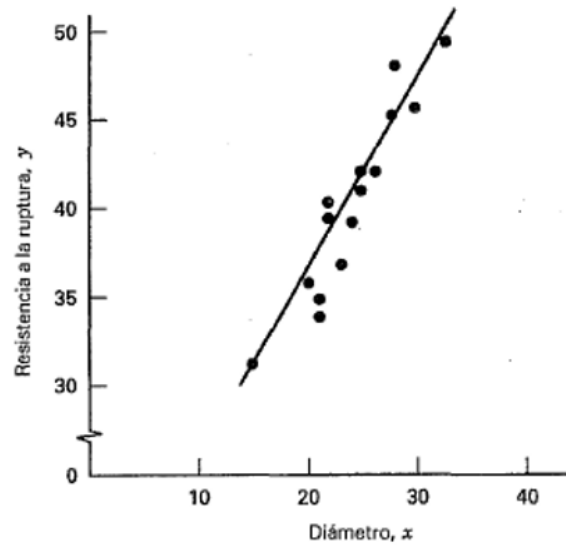


Figura 2.17. Representación del análisis de covarianza (ANCOVA) entre el diámetro ( $x$ ) y la resistencia a la ruptura ( $y$ ) [42].

El procedimiento básico para el análisis de covarianza en un experimento con un solo factor y una covariable, suponiendo que existe una relación lineal entre la respuesta y la covariable, se muestra en la ecuación 2.16.

$$y_{ij} = \mu + \tau_i + \beta(x_{ij} - \bar{x}) + \varepsilon_{ij} \quad \begin{cases} i = 1, 2, \dots, a \\ j = 1, 2, \dots, n \end{cases} \quad (2.16)$$

Donde  $y_{ij}$  es la observación j-ésima de la variable de respuesta tomada bajo el tratamiento o nivel i-ésimo del único factor,  $x_{ij}$  es la medición hecha de la covariable o variable concomitante correspondiente a  $y_{ij}$  (es decir, la corrida ij-ésima),  $\bar{x}$  es la media de los valores  $x_{ij}$ ,  $\mu$  es la media global,  $\tau_i$  es el efecto del tratamiento i-ésimo,  $\beta$  es el coeficiente de regresión lineal que indica la dependencia de  $y_{ij}$  de  $x_{ij}$  y  $\varepsilon_{ij}$  es un componente del error aleatorio [42].

### 3. METODOLOGÍA

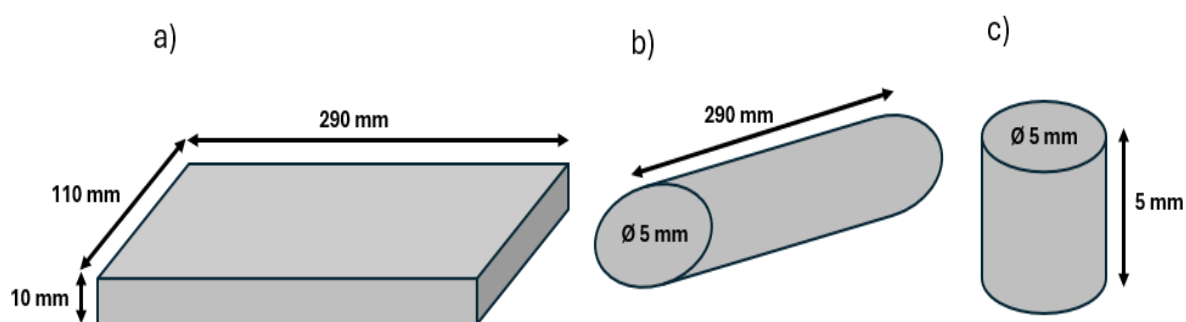
En el presente trabajo se hace énfasis en el estudio de probetas deformadas termomecánicamente por medio de compresión, simulando el proceso de laminación, para evaluar el efecto de la deformación plástica en caliente, así como el efecto de un tratamiento térmico de envejecido posterior sobre las propiedades metalúrgicas de una aleación de reciclaje del tipo Al-Zn-Mg. El procedimiento experimental desarrollado en este proyecto se representa de manera general en la Figura 3.1.



Figura 3.1. Diagrama de flujo de la metodología a seguir en el presente estudio.

### 3.1 Preparación y caracterización del material Al-Zn-Mg

Para el desarrollo de este proyecto se utilizó una aleación de Al-Zn-Mg obtenida a partir de la fundición de materiales reciclados, produciendo una solera con dimensiones de  $10 \times 290 \times 110 \text{ mm}^3$ . Después fue maquinada en un torno para obtener muestras cilíndricas de 5 mm de altura y 5 mm de diámetro, como se muestra en la Figura 3.2. Asimismo, se determinó la composición química de la aleación mediante espectroscopía de emisión por chispa, cuyos resultados se presentan en la Tabla 3.1.



*Figura 3.2. a) Solera proveniente de fundición. b) barra circular. c) probeta cilíndrica con las dimensiones establecidas para el ensayo de compresión.*

Tabla 3.1. Composición química en porcentaje en peso de la aleación Al-Zn-Mg.

| Al     | Zn   | Mg   | Cu    | Mn    | Fe    | Si    | Cr    | Ni   | Ti     | Sr     | V     |
|--------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|------|--------|--------|-------|
| 93.733 | 2.11 | 2.46 | 0.754 | 0.393 | 0.287 | 0.172 | 0.009 | 0.06 | 0.0072 | 0.0017 | 0.013 |

## 3.2 Deformación plástica

### 3.2.1 Tratamiento termomecánico

Las muestras de la aleación secundaria Al-Zn-Mg fueron ensayadas en compresión estática en caliente, lo que permite obtener diversos porcentajes de deformación plástica.

Los ensayo fueron realizados en las instalaciones del Instituto Tecnológico de Morelia, utilizando una máquina universal Instron® 1195 (Figura 3.3a), la cual fue modificada en su base para permitir que la muestra estuviera expuesta a altas temperaturas sin dañar el equipo (Figura 3.3b). El sistema cuenta con termopares en contacto directo con la muestra, lo que permite registrar la temperatura real de las probetas. Para el calentamiento, se empleó un horno confocal de lámparas radiantes, equipado con focos de halógeno Plusline L 1500 W R7s 230 V 1CT/10 (Figura 3.3c). La velocidad de compresión aplicada fue de 1 mm/min.

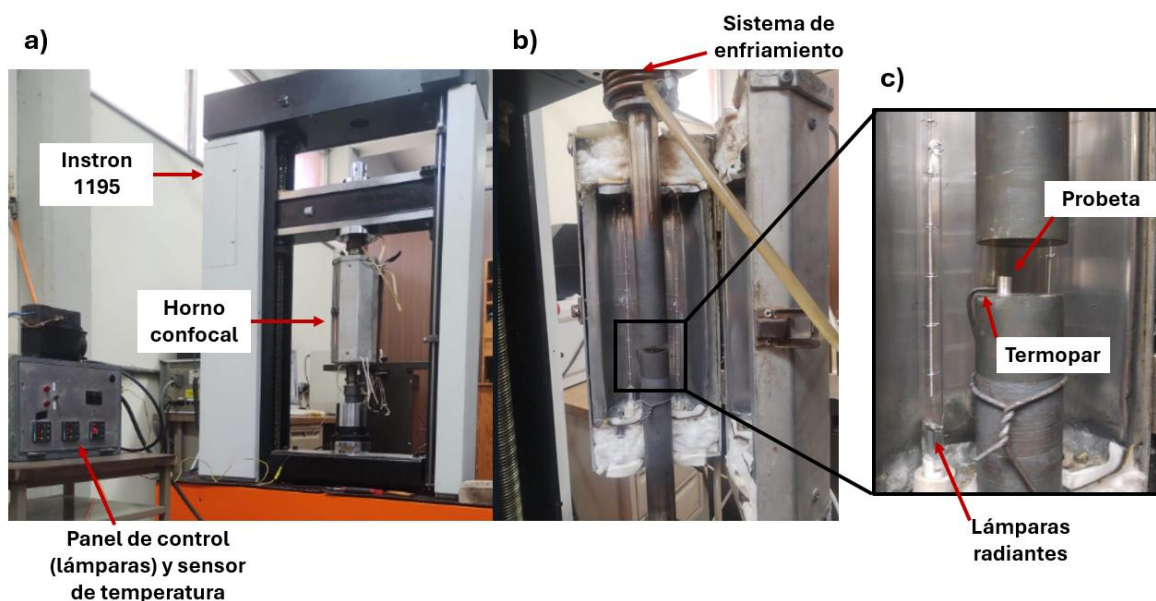


Figura 3.3. Equipo experimental: a) Máquina universal Instron® 1195, b) interior del horno confocal, c) posición de la muestra ensayada.

### 3.2.2 Ciclo térmico

Para establecer las condiciones de temperatura del tratamiento termomecánico, se utilizaron como base los diagramas de equilibrio Al-Zn y Al-Mg, en función de los contenidos de Zn y Mg obtenidos en el análisis químico. Fueron seleccionadas dos temperaturas (300 y 400 °C), en las cuales el material se encuentra en una fase homogénea ( $\alpha$ -Al) y son temperaturas habituales para procesos de deformación en la práctica basada en la temperatura de deformación  $0.5 T_m < T_{def} < 0.7 T_m$ . Además, se utilizaron tres porcentajes de deformación (20, 50 y 80%), de acuerdo con los diferentes requisitos industriales, así como un tratamiento térmico de envejecido artificial a una temperatura de 120 °C, seleccionada debido al análisis realizado en el simulador JMatPro® y aplicando diferentes tiempos de permanencia (0, 5, 10 y 24 horas). Este tratamiento se realiza a una temperatura constante con el objetivo de analizar la precipitación de las fases endurecedoras en función del tiempo, considerando los parámetros seleccionados. La Figura 3.4 muestra el ciclo térmico propuesto bajo dichas condiciones.

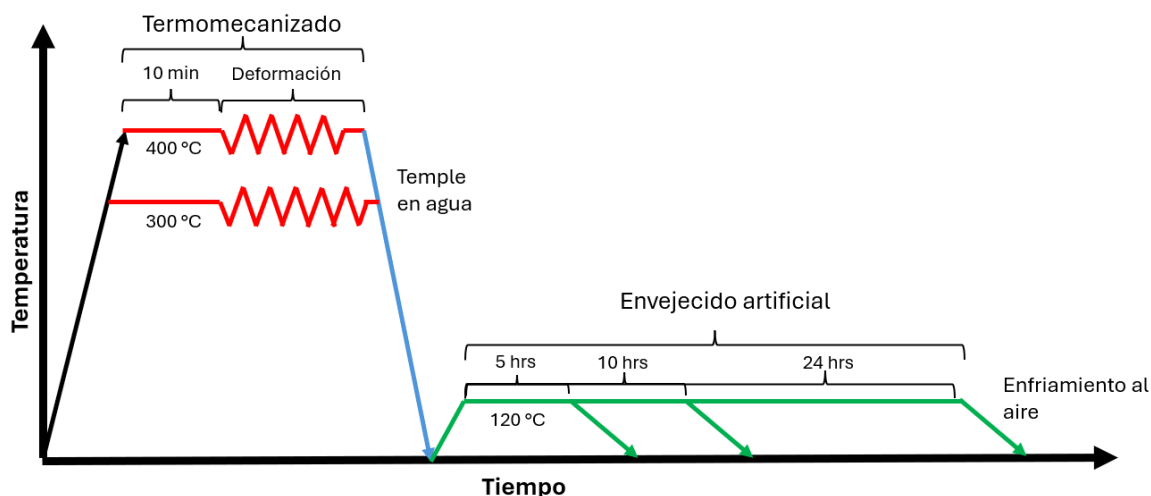


Figura 3.4. Ciclo térmico realizado para el presente proyecto.

### 3.2.3 Diseño de experimentos (DOE)

Con los parámetros establecidos se pudo obtener un DOE para realizar el desarrollo experimental. Para la elaboración de este DOE se utilizó un diseño factorial de múltiples niveles con variables de entrada como:

- Temperatura (300-400 °C)
- Porcentaje de deformación (20, 50 y 80%)
- tiempo de envejecido artificial (0, 5, 10 y 24 horas).

Como resultado, el programa Minitab arrojó un diseño de 24 experimentos señalados en la Tabla 3.2, manteniendo como constantes el tiempo de permanencia antes del tratamiento termomecánico y la temperatura de permanencia del envejecido.

Tabla 3.2. Diseño factorial de múltiples niveles.

| Orden corrida | Temperatura de termomecanizado (°C) | % de deformación | Tiempo de envejecimiento (h) |
|---------------|-------------------------------------|------------------|------------------------------|
| 1             | 300                                 | 20               | 0                            |
| 2             | 300                                 | 20               | 5                            |
| 3             | 300                                 | 20               | 10                           |
| 4             | 300                                 | 20               | 24                           |
| 5             | 300                                 | 50               | 0                            |
| 6             | 300                                 | 50               | 5                            |
| 7             | 300                                 | 50               | 10                           |
| 8             | 300                                 | 50               | 24                           |
| 9             | 300                                 | 80               | 0                            |
| 10            | 300                                 | 80               | 5                            |
| 11            | 300                                 | 80               | 10                           |
| 12            | 300                                 | 80               | 24                           |
| 13            | 400                                 | 20               | 0                            |
| 14            | 400                                 | 20               | 5                            |
| 15            | 400                                 | 20               | 10                           |
| 16            | 400                                 | 20               | 24                           |
| 17            | 400                                 | 50               | 0                            |
| 18            | 400                                 | 50               | 5                            |
| 19            | 400                                 | 50               | 10                           |
| 20            | 400                                 | 50               | 24                           |
| 21            | 400                                 | 80               | 0                            |
| 22            | 400                                 | 80               | 5                            |
| 23            | 400                                 | 80               | 10                           |
| 24            | 400                                 | 80               | 24                           |

### 3.3 Simulación computacional

Mediante la simulación computacional como apoyo para el análisis de las aleaciones, fue posible anticipar su comportamiento a partir de principios termodinámicos. Para ello se utilizó el software JMatPro®, el cual, mediante modelos CALPHAD® (CALculation of PHase Diagrams) y la base de datos ThermoCalc, proporcionó información acerca de las fases estables en condiciones de temperatura y presión constantes. En este trabajo, el software se empleó específicamente para determinar las fases secundarias presentes en la aleación secundaria estudiada, así como identificar las transformaciones de fase que podían ocurrir durante cambios térmicos.

Asimismo, mediante JMatPro® se realizó una simulación de un tratamiento térmico de envejecido artificial, debido a que la aleación presentaba un comportamiento de envejecimiento natural. Esta simulación permitió estimar la temperatura que potencialmente ofrecía los mejores valores de microdureza, con el objetivo de optimizar el desempeño mecánico del material. Con estas herramientas fue posible obtener predicciones como de propiedades mecánicas, tales como la microdureza Vickers, además de identificar las transformaciones de fase que tenían lugar bajo condiciones de equilibrio desde el estado líquido.

### 3.4 Preparación metalográfica

Para la caracterización metalográfica de las muestras tratadas termomecánicamente y envejecidas artificialmente, se realizó un desbaste mediante lijas de diferentes granulometrías (400-600-1200-2000), mientras que el pulido fue realizado mediante paños, pasta de diamante y una solución alcalina de sílice. Posteriormente, se realizó un ataque electroquímico, como se observa en la Figura 3.5. Usando de base la norma ASTM E407-07, se utilizó un electrolito compuesto de 5 g de ácido tetrafluorobórico ( $\text{HBF}_4$ ) y 200 ml de agua destilada con un cátodo de acero inoxidable y una fuente de poder (KORAD® KA3005D) con un voltaje de

20 V con la finalidad de revelar el límite de grano de la aleación Al-Zn-Mg antes y después de la deformación.

### 3.5 Técnicas de caracterización

El análisis microestructural se realizó mediante MO (Olympus BX60M), lo que permitió observar los límites de grano obtenidos mediante el ataque electroquímico y MEB (Thermo Fisher Phenom ParticleX TC), permitiendo identificar las fases presentes mediante la técnica de análisis de EDS, en donde un haz de electrones proporciona suficiente energía para expulsar los electrones de núcleo y causar la emisión de rayo.

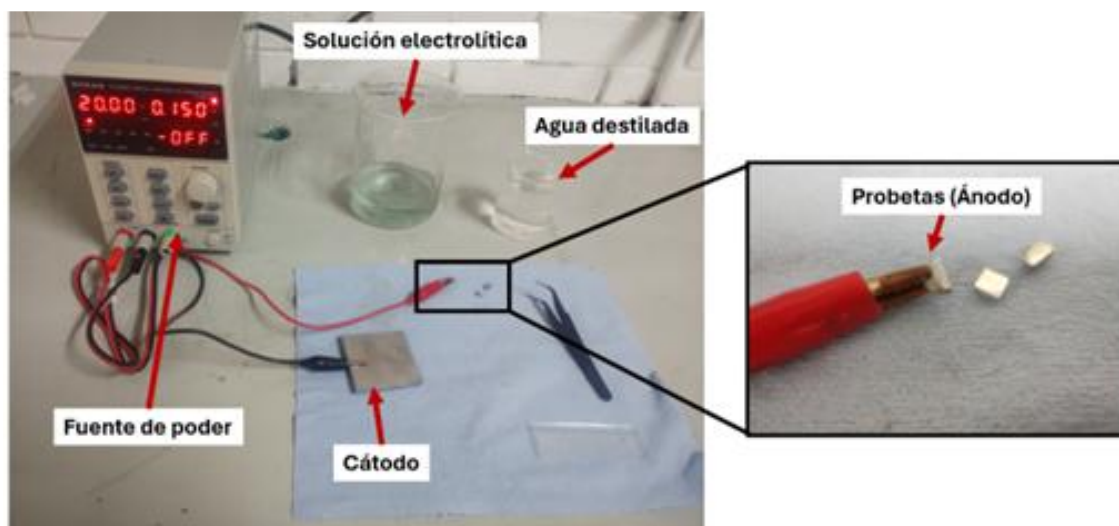
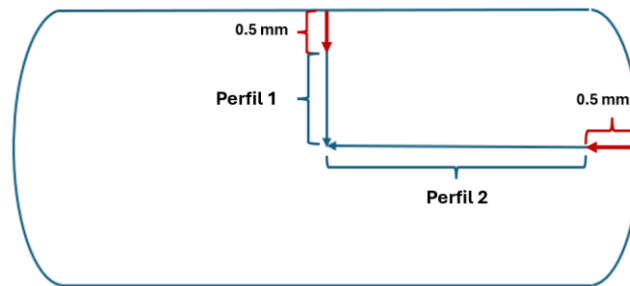


Figura 3.5. Equipo experimental para el ataque electroquímico.

### 3.6 Ensayos de microdureza

Para el ensayo mecánico se realizó la prueba de microdureza Vickers en el Centro de Investigación y de Estudios Avanzados del IPN, Unidad Saltillo (Cinvestav). Este análisis se realizó en una máquina ZwickRoell® ZHV $\mu$ , aplicando una carga de 50 g durante 10 segundos en cada medición, las cuales se llevaron a cabo en el Perfil

1 y en el Perfil 2, como se muestra en la Figura 3.6. El número de indentaciones varió de acuerdo con el porcentaje de deformación y con el perfil evaluado. Para una deformación del 20%, se realizaron entre 15 y 18 indentaciones en el Perfil 1 y un rango similar en el Perfil 2. A una deformación del 50%, se aplicaron entre 8 y 12 indentaciones en el Perfil 1 y entre 18 y 21 en el Perfil 2. Finalmente, para una deformación del 80%, se efectuaron entre 3 y 5 indentaciones en el Perfil 1 y entre 20 y 25 en el Perfil 2. Este procedimiento permitió analizar específicamente el área que presenta deformación, evitando zonas con desplazamiento de material. Para ello, se realizaron una serie de mediciones siguiendo la norma ISO 6507, que define las distancias mínimas entre las indentaciones y el borde de la probeta: estas distancias deben ser al menos tres veces el tamaño de la diagonal de la indentación.

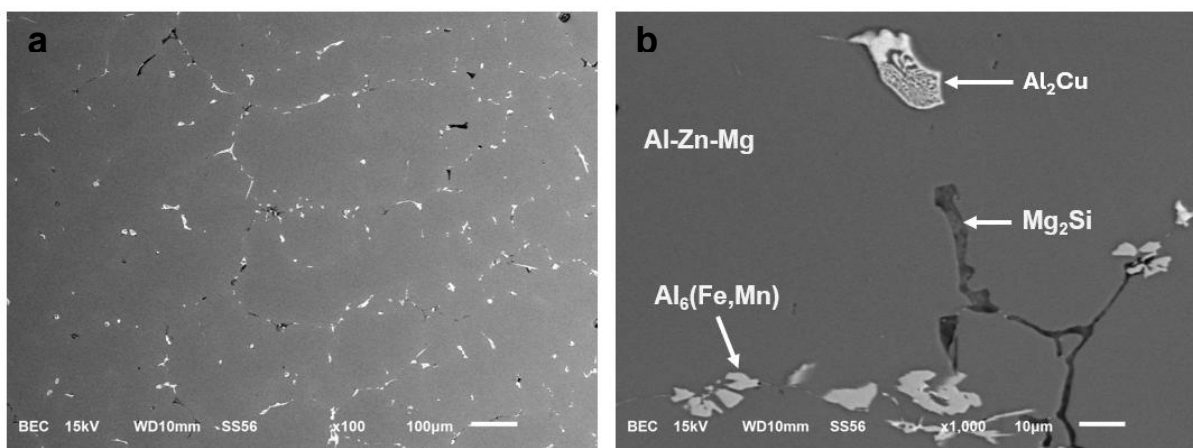


*Figura 3.6. Perfil de las mediciones de microdureza Vickers.*

## 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 4.1 Caracterización del metal base

La Figura 4.1a) muestra la micrografía de MEB de la aleación Al-Zn-Mg antes de su procesamiento termomecánico, donde se observa una matriz metálica homogénea y una distribución de los intermetálicos sobre el límite de grano. Así mismo, se realizó un análisis semicuantitativo mediante MEB-EDS para los distintos intermetálicos y observar la química que poseen; la Figura 4.1b) y Tabla 4.1 muestran las tres fases intermetálicas denominadas como  $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , de acuerdo con la literatura [44, 45]. Los intermetálicos presentes en la aleación son formados durante la solidificación y dependiendo de la composición química de estos, pueden presentar tamaños, morfología y distribución diferente. De manera general, se observó en la aleación Al-Zn-Mg una morfología típica de escritura china y acicular de la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , mientras que la fase  $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$  presentó morfologías de escritura china y en forma de bloques sobre el límite de grano y la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , se observó en cantidades menores y localizadas al interior del grano, donde presenta una morfología fibrosa, tal como lo reporta Mohamed A. [46]. Esta última fase precipita durante la solidificación, y su formación depende tanto de la velocidad de enfriamiento como de la concentración de átomos de Cu segregados.

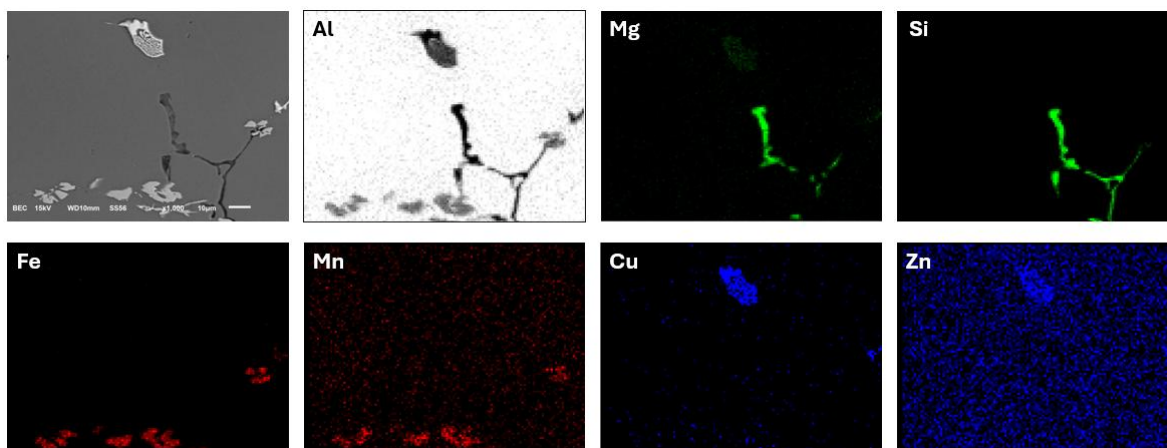


*Figura 4.1. a) Microestructura de la aleación secundaria Al-Zn-Mg en estado de colada mediante MEB a 100x. b) Fases intermetálicas presentes en la aleación a 1000x.*

Tabla 4.1 Resultados de MEB-EDS correspondientes a las segundas fases de la aleación Al-Zn-Mg.

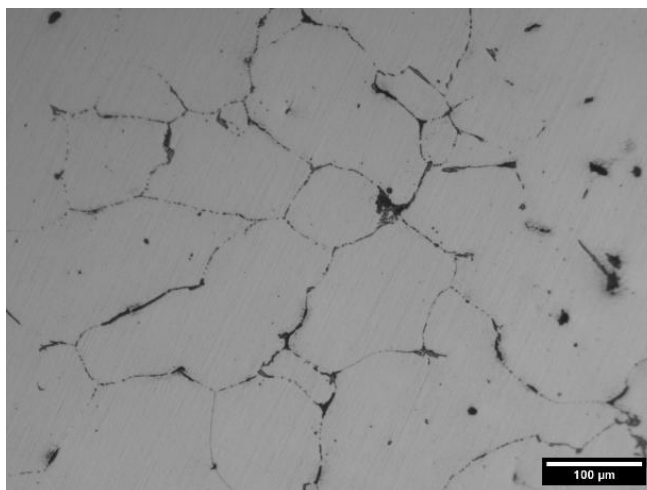
| Elemento  | Al <sub>6</sub> (Fe,Mn) |       | Al <sub>2</sub> Cu |       | Mg <sub>2</sub> Si |       |
|-----------|-------------------------|-------|--------------------|-------|--------------------|-------|
|           | %e.p.                   | %at.  | %e.p.              | %at.  | %e.p.              | %at.  |
| <b>Al</b> | 68.76                   | 81.33 | 68.75              | 83.84 | -                  | -     |
| <b>Mg</b> | 0.5                     | 0.66  | -                  | -     | 47.075             | 50.68 |
| <b>Zn</b> | 0.29                    | 0.14  | -                  | -     | -                  | -     |
| <b>Mn</b> | 4.88                    | 2.83  | -                  | -     | -                  | -     |
| <b>Fe</b> | 25.02                   | 14.3  | -                  | -     | -                  | -     |
| <b>Cu</b> | -0.16                   | -0.08 | 31.25              | 16.16 | -                  | -     |
| <b>Si</b> | 0.72                    | 0.82  | -                  | -     | 52.925             | 49.32 |

Para un mejor análisis de las fases presentes en la matriz metálica de Al, se realizó un mapeo por EDS, donde se observa la distribución de elementos principales como Mg, Si, Mn, Fe, Cu y Zn. La Figura 4.2 muestra la presencia de los elementos que forman las fases Al<sub>6</sub>(Fe,Mn), Mg<sub>2</sub>Si y Al<sub>2</sub>Cu.



*Figura 4.2. Mapeo mediante MEB para la identificación elemental en la microestructura de la aleación Al-Zn-Mg en estado de colada.*

Asimismo, se realizó un ataque electroquímico aplicando un voltaje de 20 V, utilizando como cátodo un acero inoxidable, sobre el material en estado de colada, con el objetivo de revelar su tamaño de grano, como se muestra en la Figura 4.3 teniendo un tamaño de grano en promedio de 178  $\mu\text{m}$ . Se determinó que, debido a la alta corrosividad del agente electrolítico, este actúa principalmente sobre los compuestos intermetálicos presentes en los bordes de grano ( $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) y dentro del grano ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ), lo que provoca un ataque localizado. Como resultado, los límites de grano se revelan únicamente en zonas específicas del material, mostrando un grano equiaxial.



*Figura 4.3 Micrografía por MO de la aleación Al-Zn-Mg en estado de colada a 100X.*

## 4.2 Simulación en JMatPro®

La composición química de la aleación Al-Zn-Mg bajo estudio fue analizada mediante el software JMatPro® (The Materials Property Simulation Package), versión 7.0 [47], para identificar las fases termodinámicamente estables en un rango de temperatura de 25 a 650 °C. El resultado de la simulación es mostrado en la Figura 4.4, la cual predice nueve segundas fases; tres son fases precipitadas (S [Al<sub>2</sub>CuMg], E [AlCrMgMn] y T [AlCuMgZn]) y cinco fases intermetálicas (Al<sub>6</sub>Mn, Al<sub>3</sub>Fe, Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>M y Mg<sub>2</sub>Si), además de la fase alfa correspondiente a  $\alpha$ -Al de acuerdo con el diagrama binario de Al-Zn [33]. Este análisis es de gran aporte para conocer la microestructura de la aleación en estado de colada.

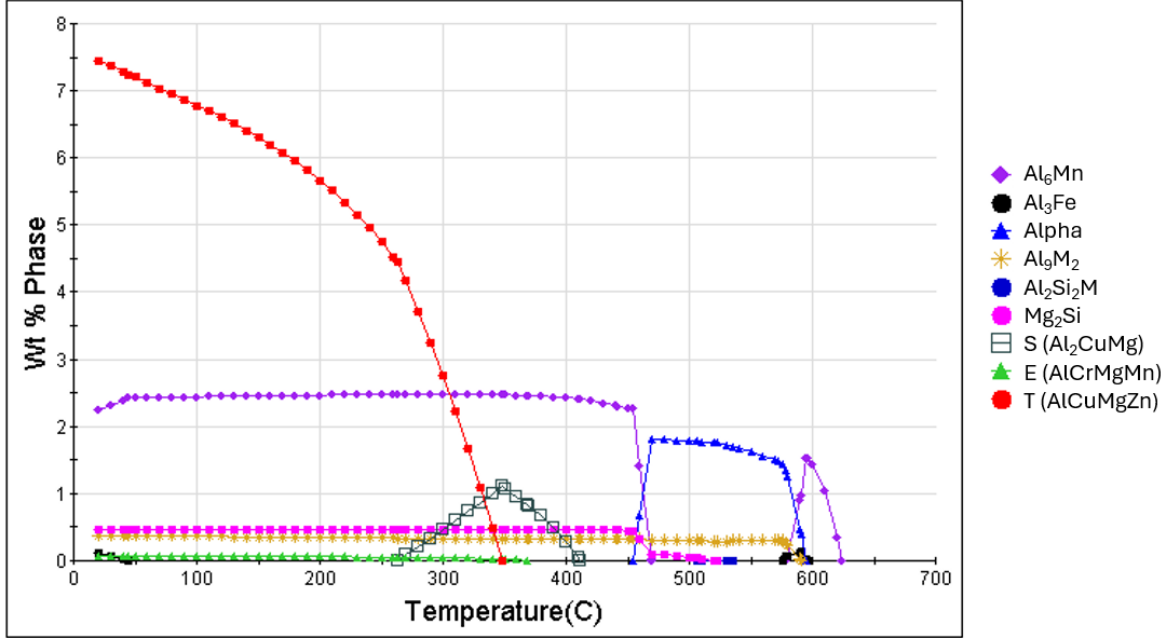


Figura 4.4. Fases secundarias presentes en la aleación Al-Zn-Mg identificadas en el software JMatPro.

El programa JMatPro®, además de las herramientas termodinámicas, proporciona información sobre los diagramas de curva de enfriamiento (CCT, por sus siglas en inglés) y los diagramas de temperatura-tiempo-transformación (TTT), los cuales fueron usados para establecer las temperaturas de solubilizado-deformación y la temperatura y tiempos para el tratamiento de envejecido artificial. La Figura 4.5 muestra el resultado de la curva CCT obtenida del software. Esta curva aporta la información necesaria para la primera etapa del tratamiento de envejecido, solubilizado, donde se requiere que el material se encuentre en solución sólida desde alta temperatura hasta 25 °C. Para esto, es necesario el cálculo de la velocidad de enfriamiento para el temple, el cual fue calculado aplicando la siguiente ecuación 4.1.

$$\frac{dT}{dt} = -k(T - T_{agua}) \quad (4.1)$$

Donde:

- $T$  = temperatura
- $t$  = tiempo
- $k$  = constante de enfriamiento

De acuerdo con las dimensiones de la probeta y la capacidad calorífica del material,  $k$  es calculada con la ecuación 4.2.

$$k = \frac{hA}{mc_p} \quad (4.2)$$

Donde:

- $C_p$  = Capacidad calorífica del Al (900 J/Kg °C)
- $m$  = Masa (0.000265 kg)
- $h$  = Altura (0.005 m)
- $A$  = Área superficial ( $1.18 \times 10^{-4} \text{ m}^2$ )

Resultando una velocidad de enfriamiento en agua de 92.6 °C/s a una temperatura de 400 °C y 67.9 °C/s a una temperatura de 300 °C. En estas condiciones, el diagrama CCT de la Figura 4.5 muestra que durante este enfriamiento no se tocan las curvas de transformación de fase, permitiendo conservar la estructura deformada térmicamente y dando paso a la primera etapa del tratamiento de envejecido. La Figura 4.6 presenta el diagrama TTT que ayudó a establecer la temperatura y tiempos de envejecido, en conjunto con valores de resistencia, simulados por el programa al probar diferentes temperaturas y tiempos, seleccionando 120 °C y 5, 10 y 24 horas, para analizar el cambio experimental de las propiedades mecánicas mediante el ensayo de microdureza Vickers.

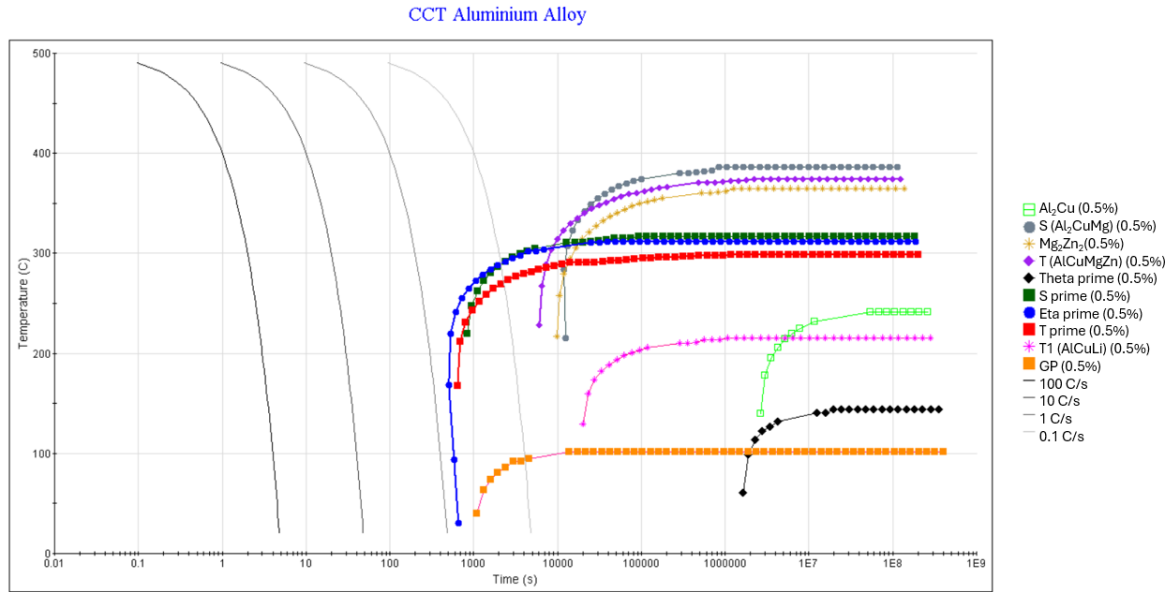


Figura 4.5. Curvas CCT obtenidas mediante JMatPro®.

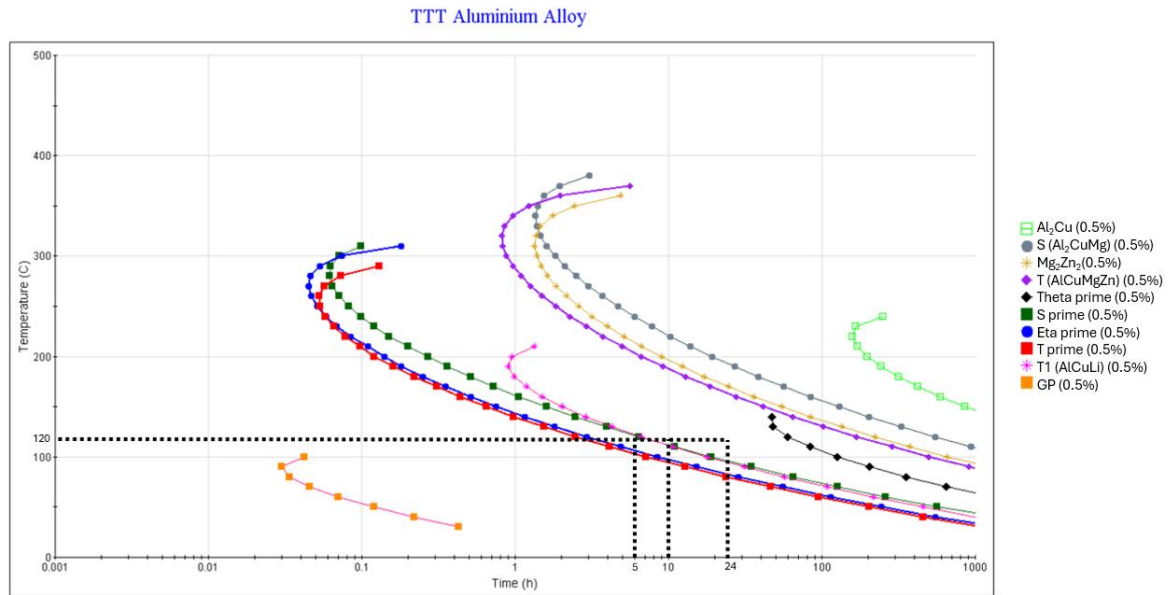


Figura 4.6. Curvas TTT obtenidas mediante JMatPro®.

### 4.3 Deformación plástica en caliente

Mediante el uso del software Merlin® utilizado en conjunto con la máquina Universal Instron® 1195 se realizó la deformación por compresión a temperatura de 300 y 400 °C. Así mismo, en la Tabla 4.2 se muestran las dimensiones de cada una de las probetas antes y después de la deformación, así como el resultado de la reducción real promedio. Con estos datos se pudo calcular la diferencia de altura final respecto a la inicial y la velocidad de deformación usando la ecuación 4.3. La velocidad de deformación promedio por compresión fue de 0.198 min<sup>-1</sup> o 0.0033 s<sup>-1</sup>, siendo esta una velocidad común en diferentes investigaciones [12-15].

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{\Delta t} \quad (4.3)$$

Donde:

- $\dot{\varepsilon}$  = velocidad de deformación
- $\varepsilon$  = Deformación
- $\Delta t$  = Diferencial de tiempo

Tabla 4.2 Mediciones de las probetas al final del ensayo de compresión.

| Temperatura de deformación | % de deformación | Parámetros dimensionales | Tiempo de envejecimiento artificial |       |      |       |
|----------------------------|------------------|--------------------------|-------------------------------------|-------|------|-------|
|                            |                  |                          | 0 h                                 | 5 h   | 10 h | 24 h  |
| 300 °C                     | 20%              | Altura inicial (mm)      | 5.31                                | 5.25  | 6.12 | 6.07  |
|                            |                  | Reducción (mm)           | 1.06                                | 1.04  | 1.07 | 1.08  |
|                            |                  | Altura final (mm)        | 4.25                                | 4.201 | 5.05 | 4.994 |
|                            |                  | Diámetro inicial (mm)    | 5                                   | 5     | 5    | 5     |
|                            |                  | Diámetro final (mm)      | 5.15                                | 5.546 | 5.25 | 5.274 |
|                            | 50%              | Altura inicial (mm)      | 5.29                                | 5.48  | 6.08 | 6.6   |
|                            |                  | Reducción (mm)           | 2.57                                | 2.64  | 2.58 | 2.78  |
|                            |                  | Altura final (mm)        | 2.72                                | 2.844 | 3.5  | 3.821 |

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

|               |            |                       |       |       |       |       |
|---------------|------------|-----------------------|-------|-------|-------|-------|
|               |            | Diámetro inicial (mm) | 5     | 5     | 5     | 5     |
|               |            | Diámetro final (mm)   | 6.8   | 7.059 | 6.35  | 6.069 |
|               | <b>80%</b> | Altura inicial (mm)   | 5.85  | 5.8   | 6.8   | 6.47  |
|               |            | Reducción (mm)        | 4.25  | 4.23  | 4.46  | 4.35  |
|               |            | Altura final (mm)     | 1.6   | 1.575 | 2.36  | 2.125 |
|               |            | Diámetro inicial (mm) | 5     | 5     | 5     | 5     |
|               |            | Diámetro final (mm)   | 9.42  | 8.816 | 7.65  | 8.254 |
|               |            |                       |       |       |       |       |
| <b>400 °C</b> | <b>20%</b> | Altura inicial (mm)   | 6.27  | 6.26  | 4.99  | 5.16  |
|               |            | Reducción (mm)        | 1     | 1.1   | 1.1   | 1     |
|               |            | Altura final (mm)     | 5.27  | 5.16  | 3.89  | 4.168 |
|               |            | Diámetro inicial (mm) | 5     | 5     | 5     | 5     |
|               |            | Diámetro final (mm)   | 5.32  | 5.35  | 5.55  | 5.295 |
|               | <b>50%</b> | Altura inicial (mm)   | 6.41  | 6.08  | 5.17  | 5.01  |
|               |            | Reducción (mm)        | 2.50  | 2.67  | 2.51  | 2.50  |
|               |            | Altura final (mm)     | 3.91  | 3.41  | 2.658 | 2.514 |
|               |            | Diámetro inicial (mm) | 5     | 5     | 5     | 5     |
|               |            | Diámetro final (mm)   | 6.09  | 6.69  | 6.532 | 7.128 |
|               | <b>80%</b> | Altura inicial (mm)   | 5.10  | 6.15  | 4.86  | 5.76  |
|               |            | Reducción (mm)        | 4     | 4.31  | 4     | 4.50  |
|               |            | Altura final (mm)     | 1.1   | 1.84  | 0.862 | 1.258 |
|               |            | Diámetro inicial (mm) | 5     | 5     | 5     | 5     |
|               |            | Diámetro final (mm)   | 11.65 | 8.89  | 11.27 | 9.692 |

En aleaciones de Al con deformación en caliente, es común la coexistencia de los mecanismos de endurecimiento por deformación (WH), recuperación dinámica (DRV) y, en menor medida, recristalización dinámica (DRX). Estos mecanismos controlan la evolución del esfuerzo y la microestructura conforme se incrementa la temperatura y la deformación. Para la aleación Al-Zn-Mg bajo estudio, las curvas esfuerzo–deformación ( $\sigma$ – $\epsilon$ ) obtenidas en condiciones de 20, 50 y 80% de deformación a 300 y 400 °C son mostradas en la Figura 4.7. En los tres porcentajes de deformación (a, b y c), los gráficos presentan una pendiente que evidencia el proceso de endurecimiento, comúnmente por la acumulación de dislocaciones conforme avanza la deformación.

Para los experimentos realizados a 300 °C, se observan un incremento en los valores máximos de esfuerzo de  $\approx 100$  MPa. Mientras que, a 400 °C, se observa valores de esfuerzo máximo de  $\approx 40$  MPa, lo cual puede atribuirse a la activación de mecanismos de ablandamiento dinámico, principalmente asociados con la recuperación dinámica.

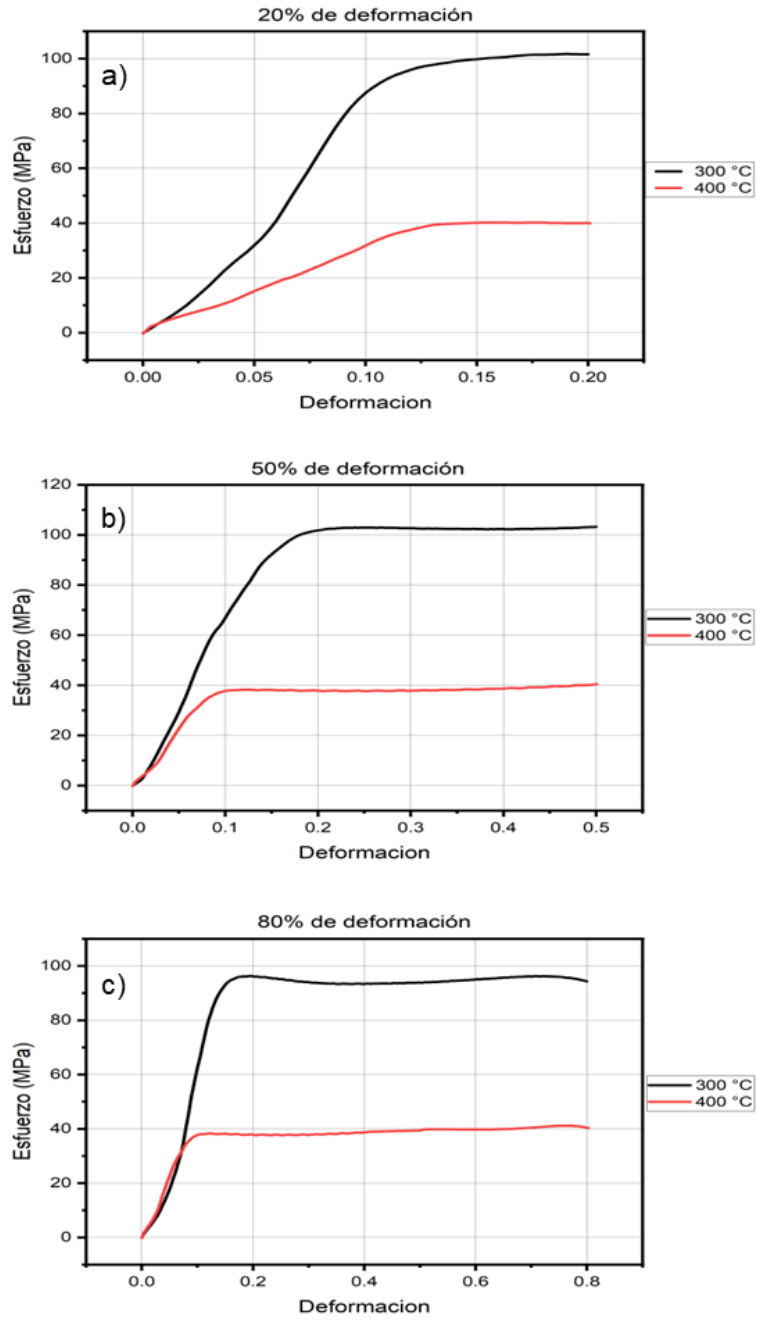


Figura 4.7. Curvas esfuerzo-deformación de la aleación secundaria Al-Zn-Mg obtenidas del ensayo de compresión estática: a) 20%, b) 50% y c) 80% de deformación.

El comportamiento observado se debe a la alta energía de fallas de apilamiento (SFE) característica del Al, del orden de 200 a 350 mJ/m<sup>2</sup> [48]. Una SFE elevada facilita la movilidad de las dislocaciones mediante mecanismos de cruzamiento de planos (cross-slip) y reordenamiento por trepado (climb), permitiendo la aniquilación progresiva de dislocaciones sin la formación de nuevos granos. Por ello, esta aleación experimenta mayormente recuperación dinámica continua (CDRV) o posiblemente una DDRX, como lo observado en el estudio de Shi [49].

Otro estudio analizó la deformación de la siguiente manera: Xiao [13] et al. describieron las curvas esfuerzo-deformación en compresión como una serie de tres etapas: la primera etapa denominada como endurecimiento por trabajo, la segunda recuperación dinámica y la última como estabilización, las cuales dependían directamente de la temperatura y la velocidad de deformación. A velocidades de deformación bajas ( $\approx 0.001 \text{ s}^{-1}$ ) y altas temperaturas, entre 400 y 500 °C, las aleaciones de Al presentan un decremento del esfuerzo entre la zona elástica y plástica, lo que se atribuye a una recrystalización dinámica, ya sea parcial o completa, debido a la alta energía que da lugar a un ablandamiento del material, en este estudio esto fue observado solamente a 80% de deformación a ambas temperaturas asumiendo una recrystalización parcial. Mientras que a 20 y 50% de deformación para ambas temperaturas este fenómeno no se mecanismo no se presentó.

Las curvas de la Figura 4.7 mostraron que a 20 y 50% de deformación no presentaron un comportamiento del mecanismo de recrystalización, sino el comportamiento de recuperación dinámica, lo que favorece el ablandamiento del material. Autores como Ming Li [14] mencionan que en aleaciones de Al se presenta mayormente el mecanismo de ablandamiento dinámico; es decir, la disminución de la densidad de dislocaciones durante el deformado en caliente, conocido como “*comportamiento dinámico de ablandamiento*”. Para aleaciones Al-Zn-Mg a altas temperaturas ( $> 400^\circ\text{C}$ ) y bajas velocidades de deformación ( $\approx 0.001 \text{ s}^{-1}$ ), presentan baja energía de activación (125.4 kJ/mol). En estas condiciones de conformado, se tienen una evolución microestructural acompañada de recuperación dinámica,

reduciendo la cantidad de subgranos y favoreciendo una microestructura con regiones de agrupaciones de granos más gruesos [50-52]. Por lo tanto, es requerido el análisis microestructural para observar lo antes mencionado.

#### 4.4 Evolución microestructural.

La Figura 4.8 muestra la evolución de las fases intermetálicas distribuidas sobre el límite de grano, transformando su morfología y distribución en función de la temperatura de compresión y el porcentaje de deformación. A 300 °C (Figura 4.8 (a-c)) y 20% de deformación se observan los intermetálicos  $Al_6(Fe,Mn)$  con bordes redondeados y parcialmente fragmentados, mientras que el  $Mg_2Si$  no presenta cambios en estas condiciones. La segunda fase  $Al_2Cu$  fue observada mediante MEB solo en estado de colada presentando una morfología típica de fibras, red o esqueleto [53]; para las condiciones de deformación (20, 50, 80%) el  $Al_2Cu$  desaparece debido a la disolución de sus constituyentes en la matriz de Al. Mientras que la fase  $Mg_2Si$  se observa en menor cantidad a 50 y 80% de deformación [20].

Para el caso de la condición de compresión en caliente a 400 °C (Figura 4.8 (e-f)), los mecanismos anteriores fueron repetidos; sin embargo, para deformaciones del 20 y 50% de deformación se observa menor cantidad de intermetálicos de  $Mg_2Si$ , mientras que la fase  $Al_6(Fe,Mn)$  a 80% de deformación presenta lo denominado “collar de perlas” [19], lo que es una agrupación de esta fase fragmentada y alineada al movimiento de los límites de grano deformado y con morfología redondeada.

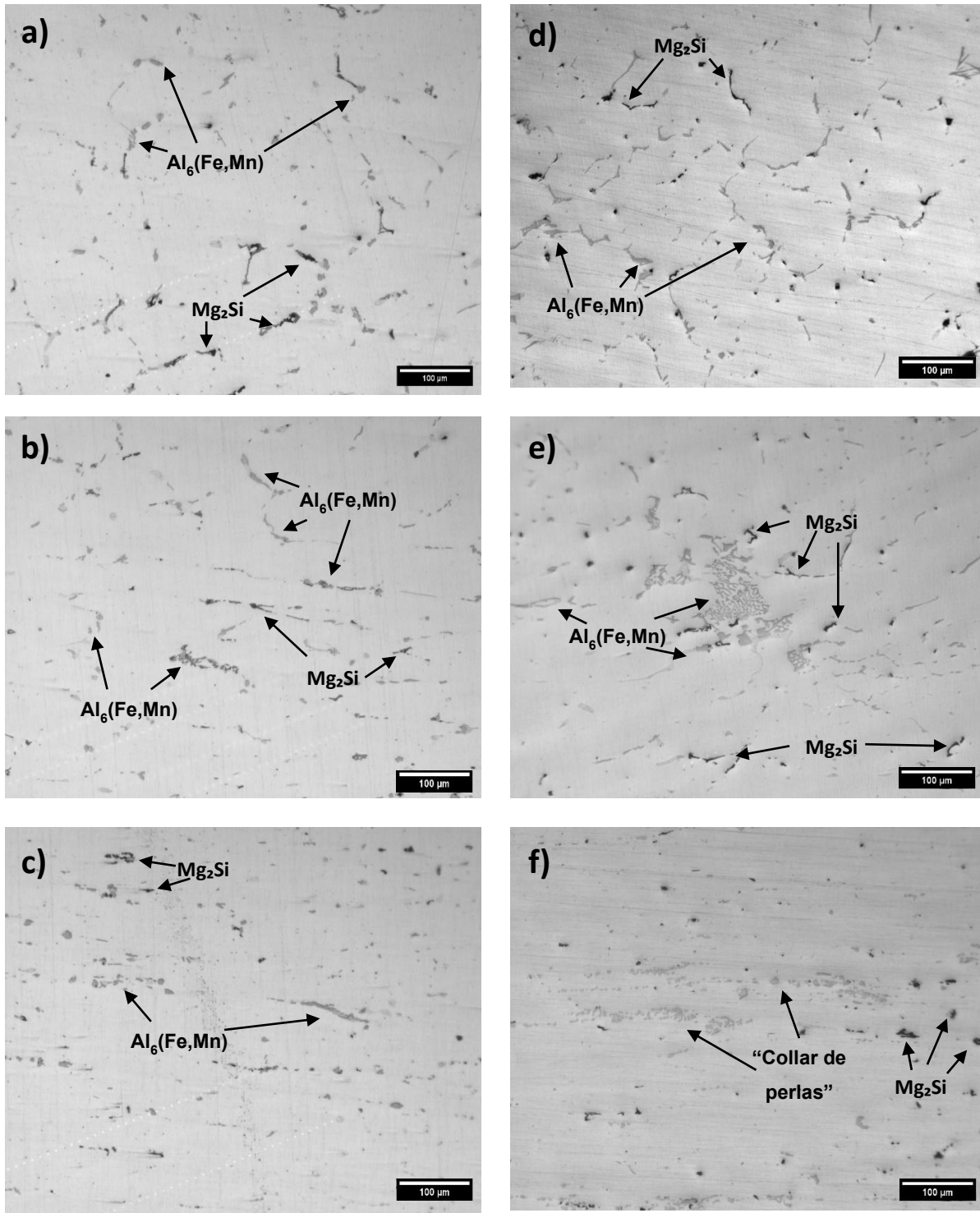


Figura 4.8. Micrografías ópticas (MO) a 100x de las muestras sometidas a compresión estática a 300 °C (a, b y c) y 400 °C (d, e y f). Las micrografías (a) y (d) corresponden a un 20 % de deformación, (b) y (e) a un 50 %, y (c) y (f) a un 80 %.

Complementariamente, mediante el análisis por MEB-EDS de las fases intermetálicas  $Al_6(Fe,Mn)$  y  $Mg_2Si$ , se obtuvo la composición química en porcentaje en peso de los principales elementos constituyentes bajo diferentes condiciones de temperatura y deformación. Este análisis permitió correlacionar la composición elemental con la morfología observada en las microestructuras, como se muestra en la Figura 4.9. Se identificó que la fase  $Al_6(Fe,Mn)$ , bajo efecto del tratamiento termomecánico a una temperatura de 400 °C, disminuye el porcentaje de Fe y Mn, lo que permitió una disminución en tamaño de la fase intermetálica (fragmentación) y disolución parcial debido a la difusión de los átomos de Fe hacia la matriz de Al; así mismo, el  $Mg_2Si$  presentó una difusión de los átomos de Mg a la matriz en ambas temperaturas del proceso termomecánico.

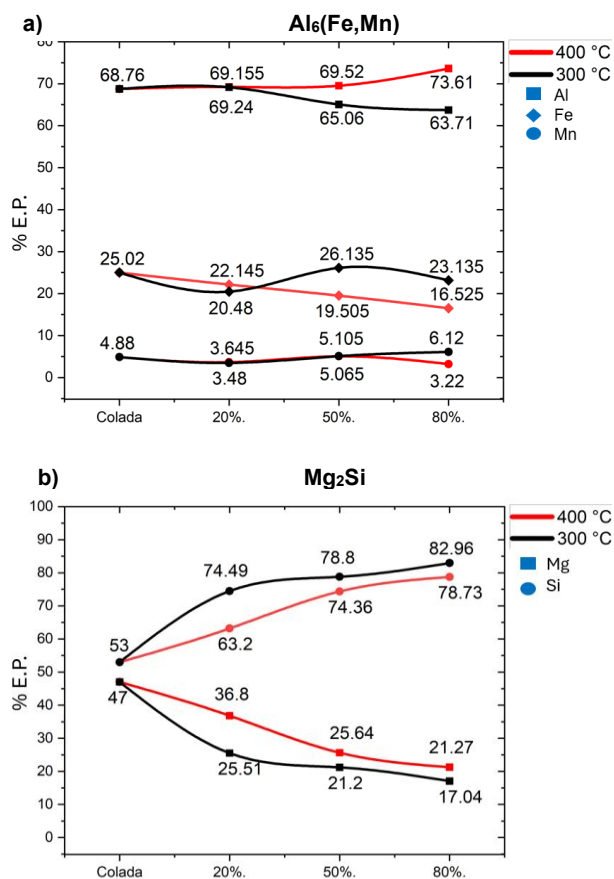
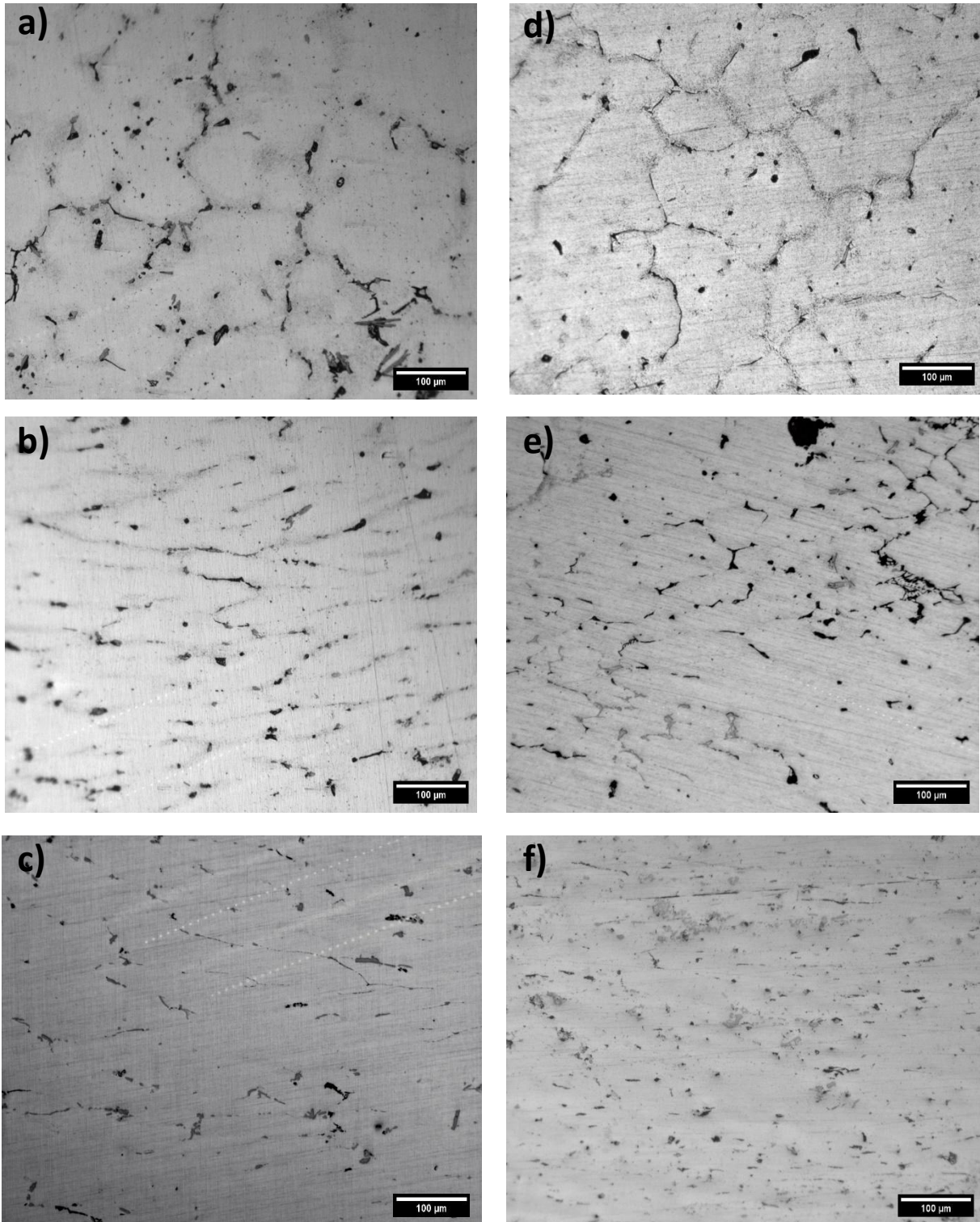


Figura 4.9 Resultados del promedio de la composición elemental obtenidos mediante MEB-EDS del a)  $Al_6(Fe,Mn)$  y b)  $Mg_2Si$ .

Debido a que estas fases son ubicadas en los límites de grano, y a los cambios que sufre el grano con el proceso termomecánico, se propuso realizar un ataque electroquímico utilizando ácido tetrafluobórico 5% como solución, un acero inoxidable como cátodo y la aleación Al-Zn-Mg como ánodo.

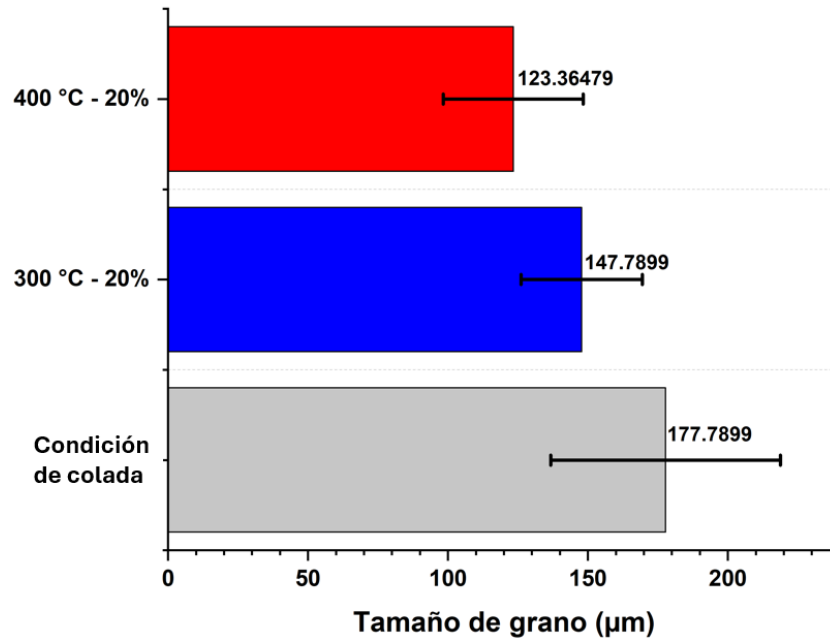
Después del ataque, y usando el software *ImageJ*<sup>®</sup>, se estableció la escala de 100  $\mu\text{m}$  para la cuantificación del tamaño de grano en diferentes campos de las muestras, conforme a los lineamientos establecidos en la norma ASTM E112-13. La Figura 4.10 muestra la evolución del tamaño de grano en función de la temperatura y el porcentaje de deformación aplicada. Sin embargo, dicha norma especifica que la medición del tamaño de grano debe realizarse en microestructuras de granos equiaxiales y homogéneos. De manera general, se observa una disminución progresiva del tamaño de grano conforme aumenta la deformación; mostrando en la Figura 4.10 a) y d) granos equiaxiales, por lo que fue medido su tamaño. A 300 °C y 50% de deformación (Figura 4.10 b)) la muestra presenta granos elongados, por lo que no fue posible obtener una medición promedio representativa. De la misma manera, se impide la medición del tamaño de grano para la muestra deformada a 400 °C y 50% de deformación por tener granos deformados (Figura 4.10 e)). Además, a un 80% de deformación en ambas temperaturas, los límites de grano no son claramente distinguibles, debido a que los compuestos intermetálicos presentes se encuentran con morfologías muy pequeñas, redondeadas y dispersas homogéneamente en la matriz. Esta condición impide la delimitación precisa de los límites de granos mediante esta técnica de análisis.



*Figura 4.10 Micrografías de MO a 100x con ataque electroquímico de las muestras con compresión estática: 300 °C (a, b y c) y a 400 °C (d, e, f). Las micrografías (a) y (d) corresponden a un 20 % de deformación, (b) y (e) a un 50 %, y (c) y (f) a un 80 %.*

Los valores promedio del tamaño de grano obtenidos para el 20% de deformación con granos equiaxiales se presentan en la Figura 4.11; los resultados muestran que se tuvo un cambio en el tamaño de grano de 178  $\mu\text{m}$  (estado de colada) a 148 y 123  $\mu\text{m}$  en condición de 20% de deformación a 300 y 400  $^{\circ}\text{C}$ , respectivamente. Esto se debe a que la aleación se encuentra en la etapa de endurecimiento por trabajo, relacionado con el movimiento de dislocaciones y disminución del tamaño de grano lo cual es observado con respecto a la condición de colada. Autores como Prasad et al. [54] indican que, a bajas temperaturas (300  $^{\circ}\text{C}$ ), la energía térmica disponible en aleaciones con amplias variaciones composicionales, presencia de intermetálicos gruesos o precipitados incoherentes resulta insuficiente para promover la nucleación de nuevos granos. Bajo estas condiciones, las aleaciones tienden a conservar una microestructura mixta, compuesta por granos parcialmente deformados, subgranos en formación y un número reducido de nuevos núcleos recrystalizados, lo que resulta en un tamaño de grano heterogéneo y aparentemente más grueso.

Mientras que, a 400  $^{\circ}\text{C}$ , se activa con mayor intensidad el mecanismo de recuperación debido a la mayor energía térmica disponible, lo que favorece la reducción de la densidad de dislocaciones y conduce a la formación de subgranos más estables. Estos subgranos actúan posteriormente como sitios de nucleación para nuevos granos distribuidos de manera uniforme. Este mecanismo promueve la generación de un mayor número de granos nuevos sin embargo su crecimiento inicial puede estar limitado por la presencia de fases intermetálicas, dando como resultado microestructuras más finas [55].



*Figura 4.11. Resultados del promedio del tamaño de grano de la aleación Al-Zn-Mg de acuerdo con los parámetros de compresión uniaxial.*

#### 4.4.1 Análisis de los resultados de microdureza

El análisis estadístico inferencial es una herramienta esencial para comprender los patrones y relaciones de los datos, especialmente cuando se trata de la microdureza obtenida después del proceso termomecánico y un tratamiento de envejecido artificial. Debido a esto, realizar un análisis inferencial permite obtener conclusiones significativas sobre las propiedades obtenidas evaluando la influencia de las múltiples variables involucradas.

La microdureza depende de varios factores relacionados con el proceso, como las condiciones del procesamiento y el tratamiento de envejecido. Este análisis considera las siguientes variables: temperatura, porcentaje de deformación y tiempo de envejecido. La inclusión de un número de datos es crucial para garantizar la validez y la fiabilidad del análisis; un bajo número de datos daría a estimaciones poco precisas. La cantidad de los resultados de microdureza, tomando todas las variables involucradas, se presenta en la Figura 4.12.

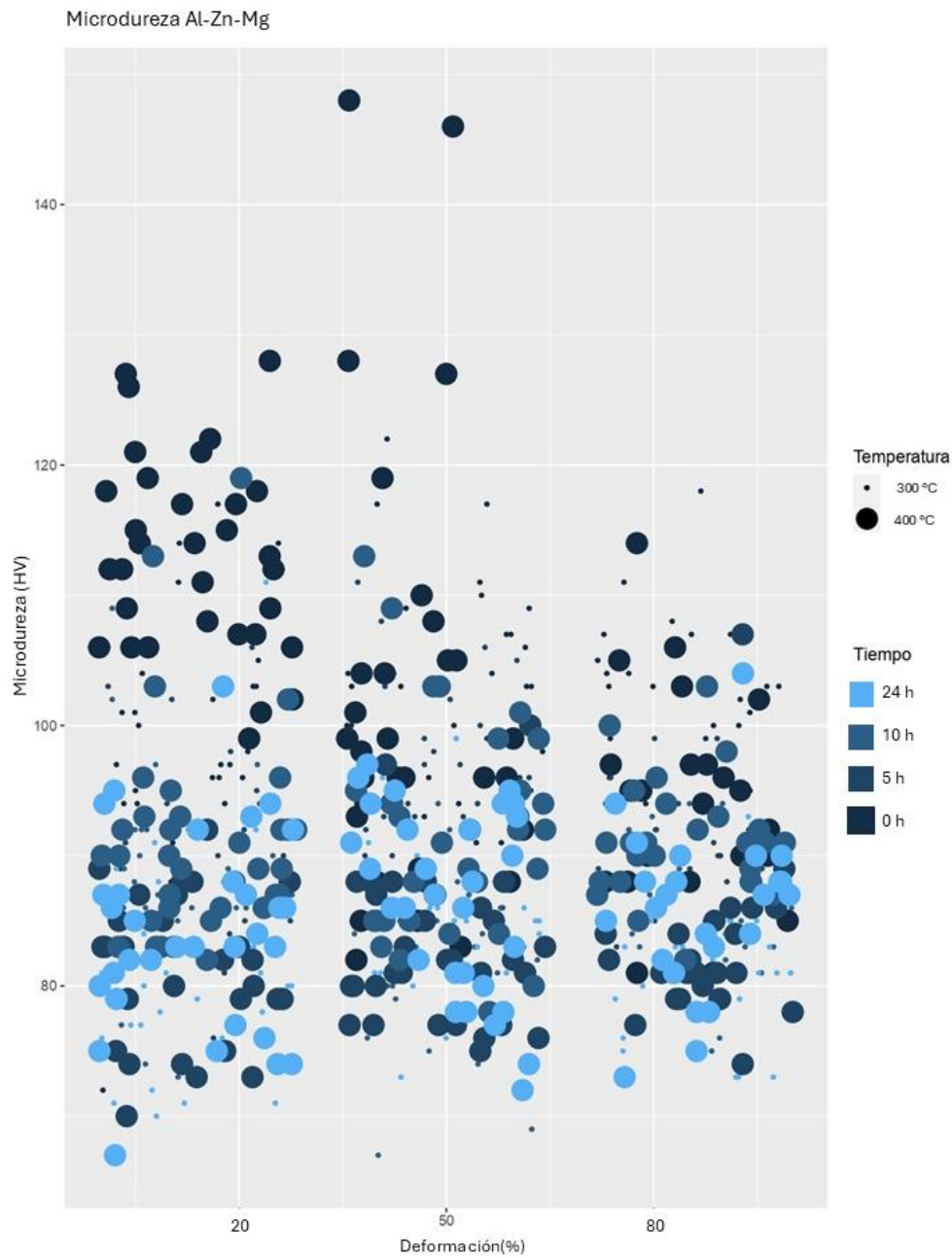
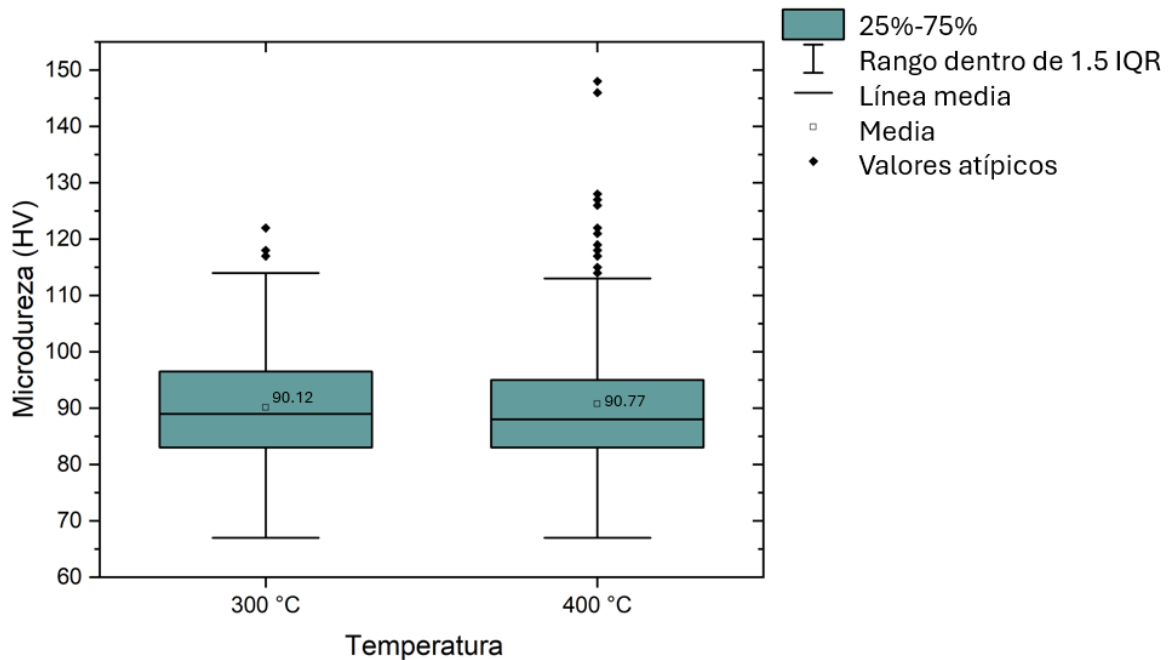


Figura 4.12. Distribución completa de las mediciones de microdureza Vickers (HV) para las muestras Al-Zn-Mg sometidas a diferentes porcentajes de deformación (20, 50 y 80 %), temperaturas de deformación (300 °C y 400 °C) y tiempos de envejecimiento (0, 5, 10 y 24 h).

Para un mejor entendimiento de la gran cantidad de resultados, se presentan las siguientes Figuras (4.13-4.16). En la Figura 4.13 se compara la distribución de los valores de microdureza de la aleación Al-Zn-Mg tratada a 300 °C y 400 °C. En ambos casos, la media de la microdureza es similar, con valores de 90.12 HV para 300 °C y 90.77 HV para 400 °C, lo que indica que la temperatura de deformación no genera diferencias significativas en la microdureza promedio del material.

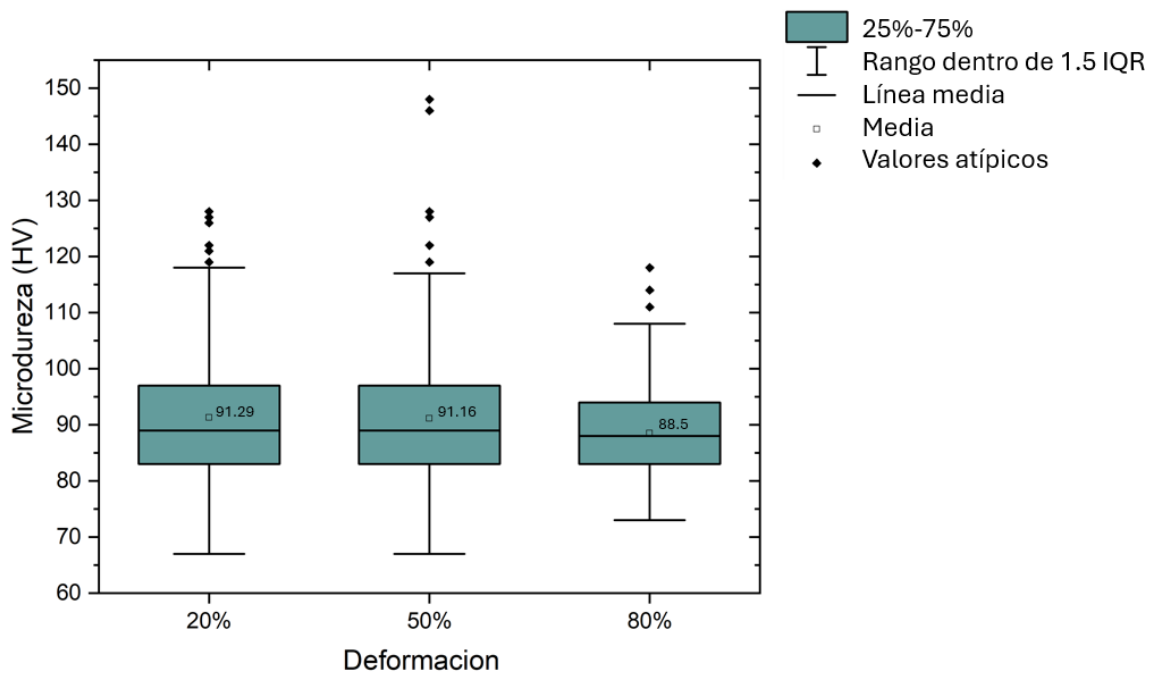


*Figura 4.13. Distribución de los valores de microdureza de la aleación Al-Zn-Mg en función de la temperatura (300 y 400 °C).*

En la Figura 4.14 presenta la distribución de los valores de microdureza de la aleación Al-Zn-Mg en función del porcentaje de deformación aplicado (20 %, 50 % y 80 %). En términos generales, las medias obtenidas para cada condición son similares, con valores de 91.29 HV para 20 %, 91.16 HV para 50 % y 88.5 HV para 80 %, lo que indica que el incremento en la deformación no genera variaciones significativas en la microdureza promedio del material. Este comportamiento sugiere

que, dentro del rango evaluado, la deformación no induce un efecto suficientemente considerable como para reflejarse de manera evidente en los valores de microdureza.

El IQR muestra una dispersión comparable entre las tres condiciones, lo que indica que la variabilidad interna del material se mantiene relativamente constante, independientemente del nivel de deformación. Sin embargo, a medida que aumenta el porcentaje de deformación, se observa una ligera disminución de la microdureza promedio, para el 80 % de deformación, lo cual podría asociarse a un alivio de tensiones internas o a la recuperación dinámica generada durante la deformación en caliente, que reduce la densidad de dislocaciones efectivas para el endurecimiento.



*Figura 4.14. Distribución de los valores de microdureza de la aleación Al-Zn-Mg en función del porcentaje de deformación aplicado (20 %, 50 % y 80 %).*

En la Figura 4.15 muestra la distribución de los valores de microdureza de la aleación Al-Zn-Mg en función del tiempo de tratamiento térmico (0, 5, 10 y 24 h). En general, se observa una disminución progresiva de la microdureza conforme

aumenta el tiempo de envejecimiento. La condición de temple después del termomecanizado (0 h) presenta la mayor microdureza, con una media cercana a 102 HV; además, la dispersión del IQR es mayor, lo que indica una variabilidad elevada en las mediciones, posiblemente asociada a heterogeneidades iniciales o a esfuerzos ocasionados por el temple previo al tratamiento térmico de envejecido. En contraste, a 5 h la microdureza disminuye significativamente hasta 87.56 HV. A las 10 h se mantiene una microdureza similar (88.53 HV), lo que sugiere una estabilización del comportamiento. Asimismo, tanto a 5 como a 10 h el IQR se reduce, lo que indica que el tratamiento térmico de envejecido promueve una microestructura más uniforme y una relajación de los esfuerzos ocasionados en el temple. Finalmente, a 24 h la microdureza continúa reduciéndose hasta 83.54 HV, lo que evidencia un sobre-envejecido del material. Este comportamiento es característico en aleaciones endurecidas por precipitación, donde el crecimiento y la coalescencia de los precipitados disminuyen su capacidad para bloquear el movimiento de dislocaciones, reduciendo así la resistencia del material.

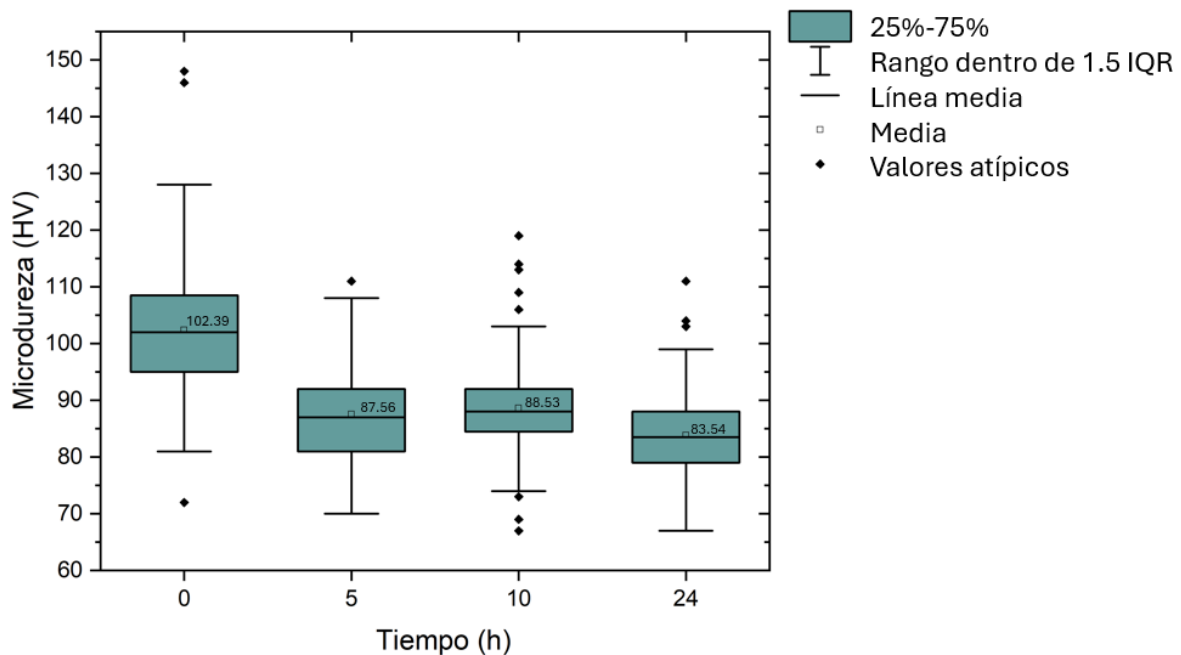


Figura 4.15. Distribución de los valores de microdureza de la aleación Al-Zn-Mg en función del tiempo de envejecido aplicado (0, 5, 10, 24 h).

La Figura 4.16 presenta las curvas de densidad correspondientes a los valores de microdureza de la aleación Al-Zn-Mg, comparando simultáneamente los efectos de la temperatura (300 °C y 400 °C), el tiempo de tratamiento de envejecido (0, 5, 10 y 24 h) y los niveles de deformación (20 %, 50 % y 80 %). En conjunto, estas distribuciones permiten visualizar con mayor detalle cómo se desplazan y modifican los valores predominantes de microdureza bajo cada condición:

- A 0 h, las distribuciones muestran que la microdureza inicial es mayor y más dispersa en ambas temperaturas. A 300 °C las curvas se muestran más compactas y con picos más definidos, en comparación con las curvas a 400 °C donde se observa un mayor desplazamiento de los picos y un mayor rango de las curvas con valores amplios de microdureza (>130 HV) reflejando una respuesta más heterogénea.
- A 5 h ocurre un desplazamiento notorio hacia valores más bajos de microdureza, manifestándose en todas las deformaciones y temperaturas. Las curvas se vuelven más estrechas y los picos principales se centran aproximadamente entre 95 y 85 HV, indicando una homogenización microestructura
- A 10 h, tanto a 300 °C como a 400 °C las distribuciones muestran mayor estrechamiento y una clara concentración de valores alrededor de 90 HV, lo cual sugiere una homogeneidad microestructural para estas condiciones. Las diferencias entre los niveles de deformación se reducen notablemente,
- Finalmente, a 24 h se observa un desplazamiento general hacia valores menores de microdureza en ambas temperaturas, especialmente marcado para el caso de 300 °C. Las curvas adquieren formas más asimétricas, con un rango de valores bajos de microdureza, lo cual es indicativo de sobre-envejecimiento.

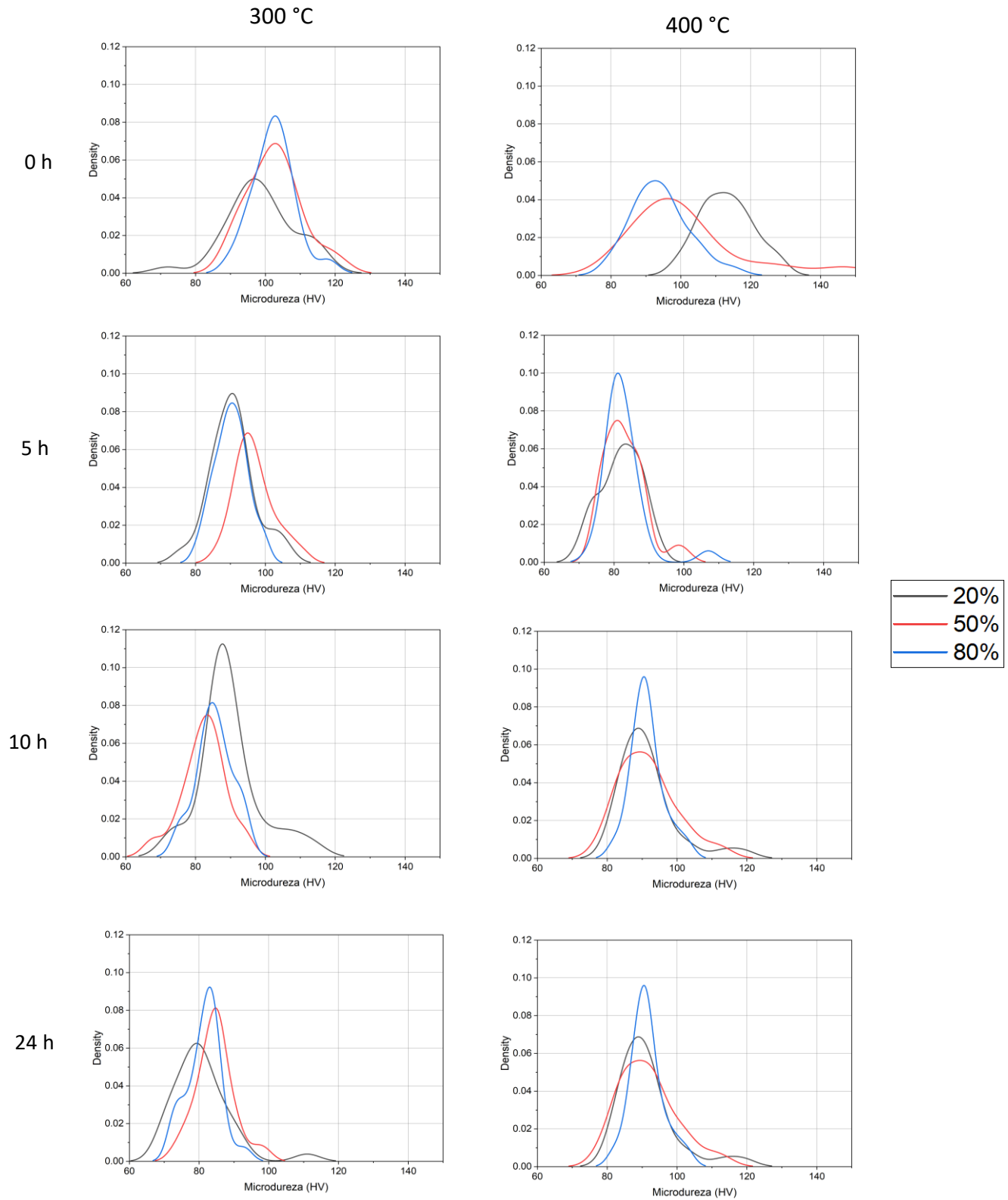


Figura 4.16 Comportamiento de la microdureza en función de las variables de trabajo.

Tomando los datos obtenidos anteriormente, se puede realizar una covarianza, como se observa en la Figura 4.17, donde, desde un punto de vista estadístico, el tiempo de envejecido es el factor dominante en la variación de la microdureza. Las interacciones, especialmente entre el tiempo y otras variables, también tienen un efecto notable, pero mucho más reducido. Las interacciones de segundo orden tienen cierta relevancia, aunque mucho menor que el tiempo por sí solo. Esto indica que las interacciones entre estas variables afectan la microdureza, pero su influencia es más moderada. Las interacciones de mayor orden (3 o más variables) tienen una contribución casi nula, indicando que el efecto de las variables combinadas no es significativo. tratamiento térmico de envejecido a una temperatura de 120 °C.

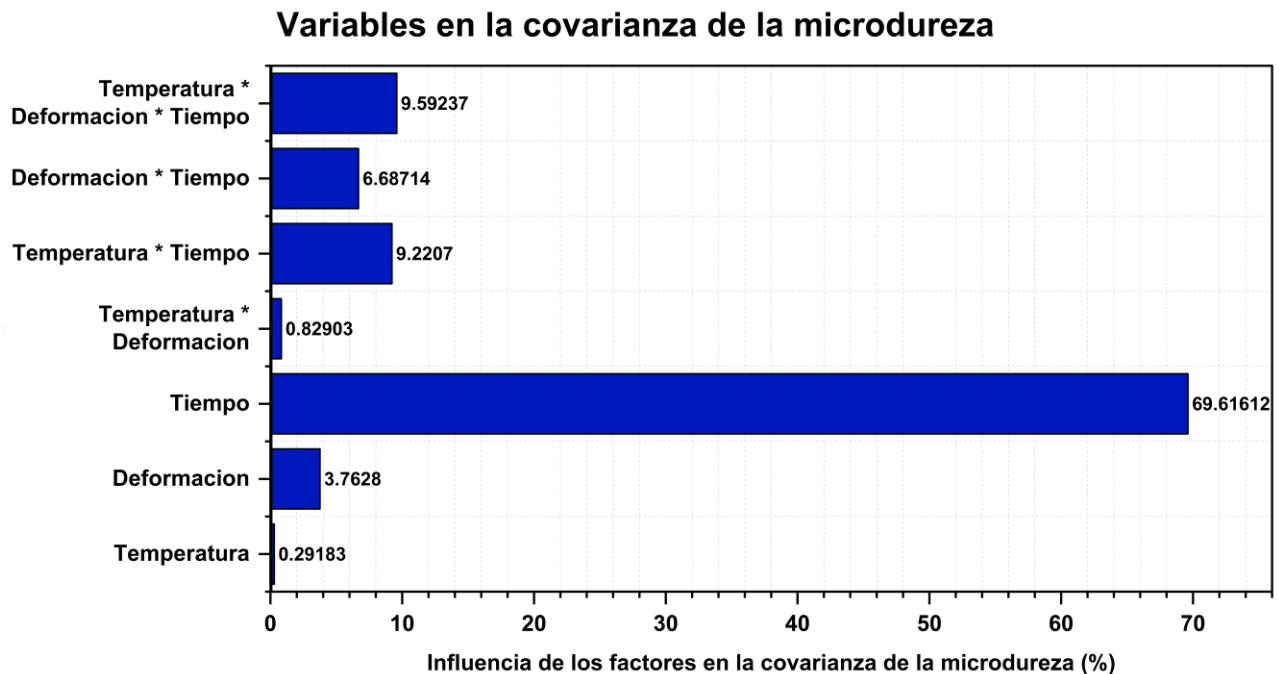


Figura 4.17 Resultados del análisis de covarianza sobre la microdureza.

El ensayo de microdureza se realizó para las muestras deformadas y templadas sin tratamiento térmico de envejecido, correspondiente a los resultados en la Figura 4.18 a 0 h y posteriormente se obtuvo una moda para las muestras con tratamiento térmico de envejecido a una temperatura de 120 °C.

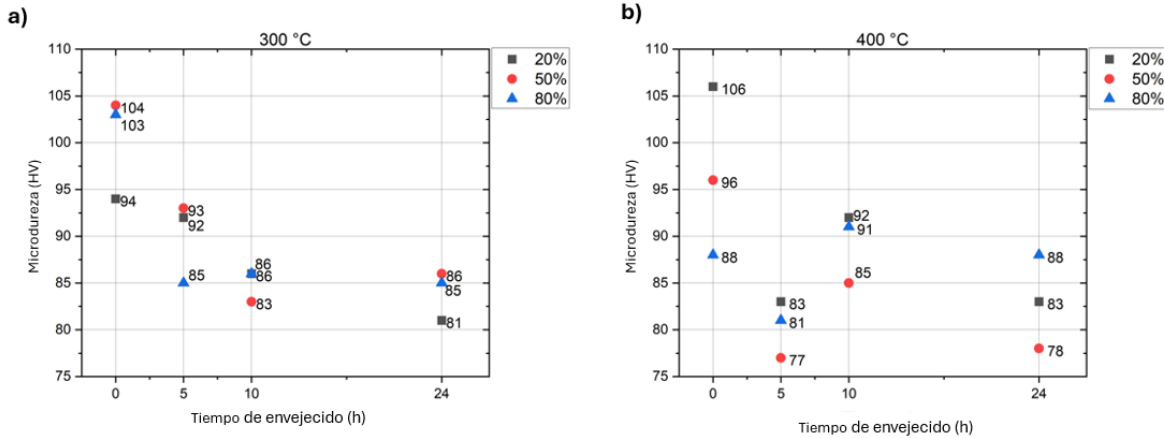


Figura 4.18. Moda de la microdureza de la aleación deformada y envejecida: a) 300 °C, b) 400 °C.

El comportamiento de la microdureza en función del tiempo de envejecido muestra que la aleación experimentó sobre-envejecido después de 10 horas. Por consiguiente, el rango efectivo de endurecimiento por precipitación fue entre 5 y 10 horas. Sin embargo, se puede apreciar que los valores máximos de microdureza son inferiores a los alcanzados con deformación y temple. Este comportamiento puede ser debido a la presencia de las fases intermetálicas de Fe que pueden limitar la disolución de solutos durante el tratamiento de solución y/o inhibir la precipitación de la fase  $\eta'$ , derivado de la heterogeneidad en la composición química de la aleación secundaria. Esto ha sido observado en otros sistemas, y los autores han coincidido que en aleaciones con alto contenido de Fe ( $>0.15\%$ ) es más sencillo formar fases de equilibrio, sin embargo, se complica la formación de fases precipitadas [56, 57].

El objetivo principal del presente trabajo fue analizar el efecto de los parámetros del proceso termomecánico sobre las características microestructurales de la aleación

secundaria Al-Zn-Mg. Adicionalmente, el tratamiento de envejecido permitió evaluar la evolución de la microdureza posterior al conformado. La disminución de la microdureza con el tratamiento térmico de envejecido puede favorecer a operaciones posteriores como el estampado, donde se requiere una buena formabilidad. No obstante, este comportamiento plantea el desafío de incrementar las propiedades mecánicas, para que la aleación tenga una aplicación potencial en estructuras automotrices.

## 5. CONCLUSIONES

La aleación secundaria Al-Zn-Mg evidenció una relación Mg:Zn $\approx$ 1:1, característica de las aleaciones de la serie 7xxx, aunque con contenidos de Fe, Mn y Si superiores a los rangos comerciales. Mediante MEB-EDS y simulaciones termodinámicas con JMatPro<sup>®</sup> se confirmó que la microestructura está constituida por una matriz  $\alpha$ -Al con fases Al<sub>6</sub>(Fe,Mn), Mg<sub>2</sub>Si y Al<sub>2</sub>Cu, cuya evolución se identificó desde la condición de colada hasta los tratamientos térmicos.

El comportamiento mecánico presentó una clara dependencia con la temperatura. A 300 °C se alcanzaron valores mayores de esfuerzo debido al efecto del endurecimiento por deformación; mientras que, a 400 °C la resistencia disminuyó significativamente, atribuida a la activación de mecanismos de ablandamiento dinámico y recuperación, esto demuestra la alta sensibilidad térmica del material y su posible aplicación en procesos de conformado en caliente.

A nivel microestructural, se evidenció la influencia de la temperatura en el proceso de compresión en caliente. A 300 °C se observó una reducción del tamaño de grano y disolución parcial de la fase Mg<sub>2</sub>Si, mientras que la fase intermetálica Al<sub>6</sub>(Fe,Mn) permaneció estable. A 400 °C se detectó fragmentación y disolución parcial de las fases intermetálicas, así como la formación de subgranos, resultado del mecanismo de la recuperación dinámica.

Las muestras deformadas a un 80% sin tratamiento de envejecido presentaron microdurezas promedio de 103 HV a 300 °C y 88 HV a 400 °C, lo que confirma la relación de los parámetros de temperatura y deformación en la homogeneidad microestructural de material y la respuesta mecánica. En relación con el termomecanizado y el tratamiento térmico de envejecimiento artificial, el tiempo de envejecido fue el parámetro que mostró mayor influencia sobre la microdureza. Donde el tratamiento de envejecido realizado a 120 °C y 10 h alcanzó los valores máximos: 86 HV para las muestras deformadas a 300 °C y 91 HV para aquellas deformadas a 400 °C. Sin embargo, para tiempos de envejecido más prolongados se presentó el proceso de sobre-envejecimiento, atribuyendo este resultado a la

presencia de intermetálicos de Fe que inhiben la formación de precipitados, ya que, a 400 °C, estos intermetálicos pueden restringir la movilidad de los límites de grano y evitar la recrystalización, lo que se conoce como efecto de pinzamiento (Zener pinning). Mientras que, a 300 °C, se acumula el efecto de la baja energía térmica y la presencia de segundas fases intermetálicas, promoviendo heterogeneidad del tamaño de grano y la nula recrystalización por deformación en la aleación.

Por lo tanto, la aleación secundaria Al-Zn-Mg mostró, a nivel laboratorio, baja resistencia mecánica pero alta ductilidad debido a que a deformaciones cercanas al 80 %, la presencia de un marcado abarilamiento y la ausencia total de agrietamiento indican una alta ductilidad del material, traducido en una buena respuesta al conformado aun con tratamiento de envejecido, lo que evidencia su potencial para aplicaciones en componentes automotrices.

## ANEXOS

### MEMORIAS DEL CONGRESO INTERNACIONAL DE METALURGIA Y MATERIALES



TECNOLÓGICO NACIONAL DE MÉXICO

ISSN: 2007-9540

NOVIEMBRE 2024

43 CIMM

SALTILLO COAH. MEXICO



**Educación**  
Secretaría de Educación Pública



TECNOLÓGICO  
NACIONAL DE MÉXICO



### **Simulación termodinámica en aleaciones de aluminio recuperado para el sector automotriz empleando el Software JMatPro**

**A. Buendía-Carrillo<sup>1</sup>, R.M. Ochoa-Palacios<sup>1\*</sup>, J.M. Prado-Lázaro<sup>2</sup>, I. Aguilera-Navarrete<sup>3</sup>, G. Altamirano-Guerrero<sup>1</sup>, P.J. Reséndiz-Hernández<sup>1</sup>, J. Acevedo-Dávila<sup>4</sup>**

<sup>1</sup>División de Estudios de Posgrado e Investigación, Tecnológico Nacional de México Campus Saltillo

<sup>2</sup>Universidad Michoacana de San Nicolás Hidalgo

<sup>3</sup>División de Estudios de Posgrado e Investigación, Tecnológico Nacional de México Campus Morelia

<sup>4</sup>Centro de Investigación en Geociencias Aplicadas, Universidad Autónoma de Coahuila, Unidad Norte, Nueva Rosita 26830, México

Autor de correspondencia: Tel: 844 4389600, [rocio.op@saltillo.tecnm.mx](mailto:rocio.op@saltillo.tecnm.mx)

#### **RESUMEN**

El aluminio y sus aleaciones por sus propiedades entre ellas su densidad son fundamentales en el sector automotriz. Actualmente, hay un auge por impulsar el uso de aluminio secundario para reducir costos y minimizar el impacto ambiental, lo que está cambiando de manera drástica producción. Sin embargo, persisten desafíos técnicos en el procesamiento y reciclaje, que requieren soluciones innovadoras y herramientas avanzadas, como los softwares de simulación. El presente estudio emplea el programa computacional JMatPro para analizar tres aleaciones recicladas de componentes automotrices (AC, AF y ACF) y una fabricada a partir de latas y ánodos de pilas (AS). Los resultados mostraron que las aleaciones recicladas presentan alta espontaneidad y reacciones exotérmicas en la mayoría de sus fases, según los valores de energía libre y entalpía. En términos de propiedades mecánicas, las aleaciones de colada (AC), secundarias (AS) y de mezcla de aleaciones de colada-forja (ACF) incrementaron los valores en propiedades de microdureza, esfuerzo de cedencia (YS) y resistencia a la tracción (UTS) en comparación con las aleaciones de forja (AF), mayormente usada para aplicaciones automotrices, lo que afectará los procesos de manufactura de este sector. No obstante, las propiedades termodinámicas indican que, con una adecuada combinación de parámetros de procesamiento, estas características podrían modificarse debido a la alta espontaneidad de las fases presentes en las aleaciones.

**Palabras clave:** simulación JMatPro, propiedades termodinámicas, aluminio secundario, chatarra automotriz.



**EDUCACIÓN**  
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



**EL TECNOLÓGICO NACIONAL DE MÉXICO  
A TRAVÉS DEL INSTITUTO TECNOLÓGICO DE SALTILLO**

OTORGA EL PRESENTE

## **RECONOCIMIENTO**

A:

**Alexandro Buendía Carrillo**

POR SU VALIOSA PARTICIPACIÓN COMO CONFERENCISTA EN EL  
**"43 CONGRESO INTERNACIONAL DE METALURGIA Y MATERIALES"**  
CELEBRADO LOS DÍAS 6, 7 Y 8 DE NOVIEMBRE DEL PRESENTE AÑO.

SALTILLO, COAHUILA, A 8 DE NOVIEMBRE DE 2024

M.I.D. ANIA GUADALUPE SÁNCHEZ RUIZ  
DIRECTORA





**EDUCACIÓN**  
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



TECNOLÓGICO  
NACIONAL DE MÉXICO

Instituto Tecnológico de Morelia  
Subdirección Académica  
División de Estudios de Posgrado e Investigación  
Maestría en Ciencias en Metalurgia

Morelia, Michoacán, **10/mayo/2024**  
Circular No. 33/2024

**DRA. ZULLY MATAMOROS VELOZA**  
**COORDINADORA DEL PROGRAMA DE MAESTRIA**  
**EN CIENCIAS DE LOS MATERIALES**  
**PRESENTE**

Por este medio, se hace constar que el alumno **Alexandro Buendía Carrillo**, estudiante del Posgrado en Ciencias de los Materiales, del Instituto Tecnológico de Saltillo **HA CONCLUIDO** satisfactoriamente su **ESTANCIA EXPERIMENTAL**, en el período comprendido del 08 de abril al 10 de mayo 2024, realizado en las instalaciones del Posgrado en Ciencias en Metalurgia del TecNM Campus Morelia, bajo la supervisión directa del Dr. Israel Aguilera Navarrete quien le suministró los consumibles para desarrollar su trabajo experimental durante la estancia.

Se extiende la presente para los fines administrativos que al interesado convengan.

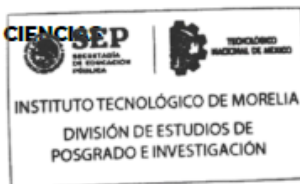
**ATENTAMENTE**

Excelencia en Educación Tecnológica  
"Técnica, Progreso y México"

**PEDRO GARNICA GONZÁLEZ**  
**COORDINADOR DE LA MAESTRÍA EN CIENCIAS**  
**EN METALURGIA**

ccp. Archivo

PGG



Av. Tecnológico #1500 Col. Lomas de Santiaguito, C.P. 58120 Morelia, Michoacán. Tel. 443 312 1570 Ext. 300 e-mail: posgrado.metalurgia@morelia.tecnm.mx tecnm.mx | morelia.tecnm.mx





TEXAS A&M UNIVERSITY

Center for Sport Management  
Research & Education

**Dextreza**

# Certificate of Program Completion

This certifies that **ALEXANDRO BUENDIA CARRILLO**  
has completed the Dextreza English Program  
level B2 CEFR

**Dextreza**

Firmado digitalmente por  
DEXTREZA  
Ubicación: San Pedro Garza García,  
Nuevo León, México.  
ID: CertDxP01-202506-0008  
Fecha: 2025.06.06 12:08:18 -06'00'



**EDUCACIÓN**  
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



EL TECNOLÓGICO NACIONAL DE MÉXICO  
A TRAVÉS DEL INSTITUTO TECNOLÓGICO DE SALTILLO

OTORGA EL PRESENTE

**RECONOCIMIENTO**

A

**ALEXANDRO BUENDIA CARRILLO**

En virtud de haber acreditado en la Coordinación de Lenguas Extranjeras de este instituto el nivel B2 del idioma inglés de acuerdo con el marco común europeo de referencia para las lenguas.

SALTILLO, COAHUILA, AGOSTO 2025

M.I.D. ANIA GUADALUPE SANCHEZ RUIZ  
DIRECTORA





TECNOLOGICO  
NACIONAL DE MEXICO.

SEMA 2023  
MATERIALES  
COMPUESTOS

CEMAV

El Capítulo Estudiantil de Materiales Avanzados otorga el presente  
reconocimiento a:

**Alexandro Buendía Carrillo**

por su participación en el concurso de pósters del

VIII SEMINARIO DE  
**SEMA**  
MATERIALES AVANZADOS

**llevado a cabo el 25 y 26 de Octubre del 2023**

  
**Patricia Abigail Vázquez García**  
Presidenta del Capítulo Estudiantil de Materiales Avanzados

  
**Dr. Oswaldo Burciaga Díaz**  
Asesor del Capítulo Estudiantil de Materiales Avanzados

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Li, Shupeng & Zhang, Tingan. (2022). The Development Scenarios and Environmental Impacts of China's Aluminum Industry: Implications of Import and Export Transition. *Journal of Sustainable Metallurgy*. 8. 10.1007/s40831-022-00582-0.
- [2] Li, Yun & Yue, Qiang & He, Junhao & Zhao, Feng & Wang, Heming. (2020). When will the arrival of China's secondary aluminum era? *Resources Policy*. 65. 101573. 10.1016/j.resourpol.2019.101573.
- [3] D'Errico, Fabrizio & Mattavelli, D. (2017). Secondary Aluminum Alloys Processed by Semisolid Process for Automotive Application. 10.1007/978-3-319-51541-0\_31.
- [4] Zhang, Lifeng & Gao, Jianwei & Damoah, Lucas & Robertson, David. (2012). Removal of Iron from Aluminum: A Review. *Mineral Processing & Extractive Metallurgy Review*. 33. 99-157. 10.1080/08827508.2010.542211.
- [5] Krall, Patrick & Weissensteiner, Irmgard & Pogatscher, Stefan. (2024). Recycling aluminum alloys for the automotive industry: Breaking the source-sink paradigm. *Resources Conservation and Recycling*. 202. 107370. 10.1016/j.resconrec.2023.107370.
- [6] Das, Subodh & Green, J. & Kaufman, J. (2007). The development of recycle-friendly automotive aluminum alloys. *JOM: the journal of the Minerals, Metals & Materials Society*. 59. 47-51. 10.1007/s11837-007-0140-2.
- [7] Modaresi, Roja & Løvik, Amund & Müller, Daniel. (2014). Component- and Alloy-Specific Modeling for Evaluating Aluminum Recycling Strategies for Vehicles. *JOM: the journal of the Minerals, Metals & Materials Society*. 66. 10.1007/s11837-014-0900-8.

- [8] Yang, Qi & Wojcik, Tomasz & Kozeschnik, Ernst. (2024). Continuous Dynamic Recrystallization and Deformation Behavior of an AA1050 Aluminum Alloy during High-Temperature Compression. *Metals*. 14. 889. 10.3390/met14080889.
- [9] Teeuwen, Tobias & Baru, Naveen Krishna & Bailly, D. & Hirt, Gerhard. (2023). Investigation on evolution of microstructure and mechanical properties of heat-treatable 6010-S aluminium alloy during gas-based hot sheet metal forming process. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 1284. 012005. 10.1088/1757-899X/1284/1/012005.
- [10] Grydin, Olexandr & Stolbchenko, Mykhailo & Nürnberger, Florian & Schaper, Mirko. (2014). Influence of Hot Deformation on Mechanical Properties and Microstructure of a Twin-Roll Cast Aluminium Alloy EN AW-6082. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 23. 10.1007/s11665-013-0816-4.
- [11] Choi, Yumi & Moon, Chanmi & Lee, Myoung-Gyu. (2019). Experimental study on the mechanical properties of 7xxx aluminium alloy sheet under different heat treatment conditions. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 651. 012080. 10.1088/1757-899X/651/1/012080.
- [12] Zhiping, Wang & Li, Keneng & Luo, Tai & Xia, Peikang & Geng, Jiwei & 李宇罡, Yugang & Chen, Danwen & Li, Xianfeng & Sha, Gang & Wang, Haowei. (2024). Hot deformation mechanism of a rapidly-solidified Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 31. 10.1016/j.jmrt.2024.06.216.
- [13] Xiao, Zhengbing & Wang, Qiang & Huang, Yuanchun & Hu, Jiawei & Li, Ming. (2021). Hot Deformation Characteristics and Processing Parameter Optimization of Al-6.32Zn-2.10Mg Alloy Using Constitutive Equation and Processing Map. *Metals*. 11. 360. 10.3390/met11020360.
- [14] Li, Ming & Li, Yong & Liu, Yu & Xiao, Zhengbing & Huang, Yuanchun. (2023). Hot Deformation Behavior and Dynamic Softening Mechanism in 7B50 Aluminum Alloy. *Materials*. 16. 5590. 10.3390/ma16165590.

- [15] Li, Guisheng & Rui, Wenliang & Xu, Gaoshan & Zhang, Mingya & Li, Jinghui. (2022). Hot deformation behavior and dynamic softening mechanism for extreme-cooled 7055 aluminum alloy. *Applied Physics A*. 128. 10.1007/s00339-022-05345-y.
- [16] Tao, Kai & Xu, Jingbo & Zhang, Aimin & Su, Guang & Zhang, Jishan. (2023). Effect of Final Thermomechanical Treatment on the Mechanical Properties and Microstructure of T Phase Hardened Al-5.8Mg-4.5Zn-0.5Cu Alloy. *Materials*. 16. 3062. 10.3390/ma16083062.
- [17] Ouhiba, Saoussen & Nicolaÿ, Alexis & Boissonnet, Laurent & Bernacki, Marc & Bozzolo, Nathalie. (2022). Formation of Coarse Recrystallized Grains in 6016 Aluminum Alloy During Holding After Hot Deformation. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 53. 1-24. 10.1007/s11661-022-06672-8.
- [18] Uttarasak, Kanokwan & Chongchitnan, Wanchai & Matsuda, Kenji & Chairuangsi, Torranin & Kajornchaiyakul, Julathap & Banjongprasert, Chaiyasit. (2019). Evolution of Fe-containing Intermetallic Phases and Abnormal Grain Growth in 6063 Aluminum Alloy during Homogenization. *Results in Physics*. 15. 102535. 10.1016/j.rinp.2019.102535.
- [19] Radetic, T. & Popović, Miljana & Novaković, Mirjana & Rajić, Vladimir & Romhanji, Endre. (2023). Identification of Fe-bearing phases in the as-cast microstructure of AA6026 alloy and their evolution during homogenization treatment. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*. 59. 28-28. 10.2298/JMMB230611028R.
- [20] Gomes, Caio & da Silva Antunes, André. (2023). Effects of Mn Concentration on Grain Boundary Pinning of 5083 Aluminum Alloy. *Materials Research*. 26. 10.1590/1980-5373-mr-2022-0585.
- [21] Jia, Xiangdong & Rongjuan, Yuan & Liuyang, He & Miaoyan, Cao & Rui, Wang & Changcai, Zhao. (2020). Plastic deformation behavior of 5a02 aluminum alloy sheet at high temperature. *Rare metal materials and engineering*. 49. 2189-2197.

- [22] Stemper, Lukas & Tunes, Matheus & Dumitraschkewitz, Phillip & Mendez-Martin, Francisca & Tosone, Ramona & Marchand, Daniel & Curtin, William & Uggowitzer, Peter & Pogatscher, Stefan. (2020). Giant Hardening Response in AlMgZn (Cu) Alloys. SSRN Electronic Journal. 10.2139/ssrn.3683513.
- [23] Xu, Congchang & He, Hong & Xue, Zhigang & Li, Luoxing. (2021). A detailed investigation on the grain structure evolution of AA7005 aluminum alloy during hot deformation. Materials Characterization. 171. 110801. 10.1016/j.matchar.2020.110801.
- [24] Gupta, R.K. & V, Anil Kumar & Krishnan, A. & Niteshraj, J.. (2019). Hot Deformation Behavior of Aluminum Alloys AA7010 and AA7075. Journal of Materials Engineering and Performance. 28. 10.1007/s11665-019-04231-8.
- [25] Koch, Susanne & Antrekowitsch, Helmut. (2007). Study of the precipitation kinetics in AlMgZn alloys by using DSC. Proceedings - European Metallurgical Conference, EMC 2007. 4.
- [26] Alcántara, Victor. (2022). A Critical Review of Age Treatment Hardening Mechanisms in Aluminum Alloys. Volume 19. 32-51. 10.9790/1684-1906013251.
- [27] ASM Handbook Series on Heat Treating Expands to Four Volumes. (2013). Metallography, Microstructure, And Analysis, 2(6), 399-403. <https://doi.org/10.1007/s13632-013-0107-3>
- [28] George E Dieter., 1988, Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill Book Company-London
- [29] Budynas, R. G., & Nisbett, J. K. (2012). Diseño en ingeniería mecánica de Shigley, novena edición.
- [30] Mott, R. L. (2004).
- [31] Fitzgerald, R. W. (1982). Mechanics of Materials. Addison Wesley Publishing Company.

- [32] Ruiz, Diego Hernán. (2006) Fundamentos y ensayos en materiales metálicos, coordinado por Juan Manuel Kirschenbaum. - 1a ed. - Buenos Aires: Ministerio de Educación, Ciencia y Tecnología de la Nación. Instituto Nacional de Educación Tecnológica.
- [33] King, F. (1992). El aluminio y sus aleaciones. Editorial Limusa S.A. De C.V.
- [34] Horynová, Miroslava & Zapletal, J. & Doležal, Pavel & Gejš, Pavel. (2014). Evaluation of fatigue life of AZ31 magnesium alloy fabricated by squeeze casting. Materials and Design. 45. 253–264. 10.1016/j.matdes.2012.08.079.
- [35] Minerals, M. A. M. S. N. M. C. (1991). Hot Deformation of Aluminum Alloys: Proceedings of a Symposium by the Non-Ferrous Metals Committee of the Minerals, Metals and Materials Society, Detroit, Michigan, October 8-10, 1990.
- [36] Totten, G. E., & MacKenzie, D. S. (2003). Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes. CRC Press.
- [37] Altenpohl, D. G. (1998). Aluminum: Technology, Applications and Environment: A Profile of a Modern Metal Aluminum from Within. Wiley.
- [38] El Wahabi, M. Caracterización termomecánica de aceros inoxidables austeníticos AISI-304. Tesis doctoral, UPC, Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica, 2003. ISBN 8468823430. DOI 10.5821/dissertation-2117-93350.
- [39] J.G. Lenard, M. Pietrzyk, L. Cser, Chapter 6 - Microstructure Evolution and Mechanical Properties of the Final Product, Editor(s): J.G. Lenard, M. Pietrzyk, L. Cser, Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products, Elsevier Science Ltd, 1999, Pages 151-236, ISBN 9780080427010, <https://doi.org/10.1016/B978-008042701-0/50006-1>.  
(<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780080427010500061>)

- [40] Alaneme, Kenneth & Okotete, Eloho. (2018). Recrystallization Mechanisms and Microstructure Development In Emerging Metallic Materials: A Review. 10.1016/j.jsamd.2018.12.007.
- [41] Chinella JF, Guo Z (2011) Computational Thermodynamics Characterization of 7075, 7039, and 7020 Aluminum Alloys Using JMatPro. U.S Army Research Lab.
- [42] Montgomery, D. C. (2005). Diseño y análisis de experimentos. Editorial Limusa S.A. De C.V.
- [43] Bruce, P., Bruce, A., & Gedeck, P. (2020). *Practical statistics for data scientists: 50+ Essential concepts using R and python* (2a ed.). O'Reilly Media.
- [44] Chen, Liang & Yuan, Shengwei & Li, Zhigang & Zheng, Wei & Zhao, Guoqun & Zhang, Cunsheng. (2020). Influence of homogenization treatment on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg alloy extruded by porthole die. Materials Characterization. 161. 110148. 10.1016/j.matchar.2020.110148.
- [45] Ji, Shouxun & Yang, Wenchao & Gao, Feng & Watson, Douglas & Fan, Zhongyun. (2012). Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si diecast alloys. Materials Science and Engineering A. 564. 130–139.
- [46] Mohamed, A.M.A & Samuel, Ehab & Zedan, Yasser & Samuel, A. & Doty, H. & Samuel, Fawzy. (2022). Intermetallics Formation during Solidification of Al-Si-Cu-Mg Cast Alloys. Materials. 15. 1335. 10.3390/ma15041335.
- [47] JMatPro the Materials Property Simulation Package. Public Release Version 7.0.0.
- [48] Ruano, Oscar & Orozco-Caballero, Alberto & Álvarez, Marta & Carreno, Fernando. (2023). Influence of Solid Solutions on the Al<sub>2024</sub> High-Temperature Deformation Behavior. Materials. 16. 10.3390/ma16186251.

- [49] Shi, Cangji & Lai, Jing & Chen, X.-Grant. (2014). Microstructural Evolution and Dynamic Softening Mechanisms of Al-Zn-Mg-Cu Alloy during Hot Compressive Deformation. *Materials*. 7. 244-264. 10.3390/ma7010244.
- [50] Feng, Di & Zhang, X.M. & Liu, Sd & Deng, Yunlai. (2014). Constitutive equation and hot deformation behavior of homogenized Al–7.68Zn–2.12Mg–1.98Cu–0.12Zr alloy during compression at elevated temperature. *Materials Science and Engineering: A*. 608. 63–72. 10.1016/j.msea.2014.04.055.
- [51] Feng, Di & Zhang, X. & Liu, Shuang & Han, N.. (2016). Effect of Grain Size on Hot Deformation Behavior of a New High Strength Aluminum Alloy. *RARE METAL MATERIALS AND ENGINEERING*. 45. 2104-2110.
- [52] Feng, Di & Xu, Rui & Li, Jichen & Huang, Wenjie & Wang, Jing Tao & Liu, Ying & Zhao, Linxiang & Li, Chengbo & Zhang, Hao. (2022). Microstructure Evolution Behavior of Spray-Deposited 7055 Aluminum Alloy during Hot Deformation. *Metals*. 12. 1982. 10.3390/met121119
- [53] Li, Ruiqing & Dong, Fang & Zhang, Yun & Chen, Pinghu & Li, Xiaoqian. (2022). Eutectic Phase Characterization and Mechanical Properties of Al-Cu Alloy Ingot Solidified with Ultrasonic Treatment. *Materials*. 15. 1067. 10.3390/ma15031067.
- [54] Prasad, N. E., & Wanhill, R. J. H. (2017). *Aerospace Materials and Material Technologies: Volume 1: Aluminum Alloys*. Springer
- [55] Marioara, C. D., Andersen, S. J., et al. (2001). The influence of temperature and composition on precipitate formation in 7xxx Al alloys. *Acta Materialia*, 49, 321–332.
- [56] Zhi Zhu, Yikun Fang, Wei Wu, Bo Zhao, Meng Zheng, Ming Lei and Jiashuo Zhang. (2025). Effect of Fe Content on Phase Behavior of Sm–Co–Fe Alloys During Solidification and Aging. *Materials*. 18. 1854.10.3390/ma18081854.
- [57] Munzali Musa, Xianglong Zhou, Xin Song, Tao Yuan, Wentao Jia, Jingdong Wang, Tianyu Ma. (2021). Fe Content influence on the microstructure of solution-treated Sm-Co-Fe-Cu-Zr alloys. *Intermetallics*. 129, 107049.10.3390/ma18081854.