



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA  
DE MÉXICO**

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**“ESTUDIO DE LA DEFORMACIÓN  
PLÁSTICA Y ANISOTROPÍA MECÁNICA  
DE LA ALEACIÓN MG-LI EN LAS ZONAS  
HIPOEUTÉCTICA, EUTÉCTICA E  
HIPEREUTÉCTICA”**

**T E S I S**

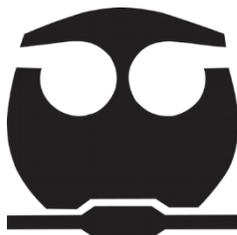
**P R E S E N T A**

MARA MORALES TOLEDO

**PARA OBTENER EL TÍTULO DE:  
INGENIERA QUÍMICA METALÚRGICA**

**DIRECTOR DE TESIS:**

Dr. GABRIEL ÁNGEL LARA RODRÍGUEZ



**CIUDAD UNIVERSITARIA, CD. MÉXICO, 2024**



Universidad Nacional  
Autónoma de México



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

## **JURADO ASIGNADO:**

<b>PRESIDENTE:</b>	Profesor: Balbina Ojeda Ramírez
<b>VOCAL:</b>	Profesor: Gabriel Ángel Lara Rodríguez
<b>SECRETARIO:</b>	Profesor: Ignacio Alejandro Figueroa Vargas
<b>1º SUPLENTE:</b>	Profesor: Jaime Francisco García Robledo
<b>2º SUPLENTE:</b>	Profesor: Luis Miguel Urbina Leonor

**SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:** Instituto de Investigaciones en Materiales. UNAM.

**ASESOR DEL TEMA:**

---

Dr. Gabriel Ángel Lara Rodríguez

**SUSTENTANTE:**

---

Mara Morales Toledo

## **Agradecimientos**

*Agradezco a los técnicos: Dr. Omar Novelo, Dr. Carlos Ramos, M. en C. Adriana Tejeda, M en C. Eliezer Hernández, Dra. Lourdes Bazán, Ing. Fernando Silvar, Ing. Eriseth Reyes, Fis. Raúl Reyes, M en C. Ana Bobadilla, M. en C. Francisca García, por el apoyo en las diferentes técnicas para el desarrollo de esta tesis. Al personal de la biblioteca del IIM, en especial a la Lic. Ma. Teresa Vázquez Mejía y a la Lic. Oralia Leticia Jiménez Álvarez.*

*Agradezco al Programa UNAM-PAPIME PE100622 por la beca otorgada para la realización de esta tesis.*

*Agradezco a la Universidad Nacional Autónoma de México por la formación profesional y personal que me brindó desde que comencé en la Escuela Nacional Preparatoria.*

*Agradezco a mi tutor y sinodales: Dr. Gabriel Ángel Lara Rodríguez, Dr. Ignacio Figueroa y la M. en C. Balbina Ojeda, por su paciencia, sus acertados comentarios y por su enseñanza a lo largo de mi estancia en la facultad.*

*Agradezco a mis padres: Jesús Morales y Anabel Toledo, a mi hermano, a mis tíos, tías, primas y primos por su apoyo incondicional.*

*Agradezco a mis mejores amigos: IQM Isaac Acosta, IQ Lilita Villegas y Lic. Fernanda Solís por creer en mí y acompañarme en todo el proceso de la realización de esta tesis.*

*A mis compañeras: IQM Cristina Viguera e IQM Iliana Sánchez por su ayuda y consejos durante la carrera.*

En memoria de el profesor Samuel Kuperstein Aportela, gracias por contagiarme su entusiasmo y pasión por la metalurgia y la filosofía.

## Contenido

I.	Introducción.....	X
II.	Estado del arte de la aleación Mg-Li .....	XI
i.	1800 Descubrimiento.....	XII
ii.	1850 Producción comercial .....	XII
iii.	1900 Desarrollo de aleaciones.....	XIII
iv.	2000 a la actualidad .....	XIII
III.	Hipótesis.....	XV
IV.	Objetivo general .....	XV
V.	Objetivos particulares.....	XV
1.	Capítulo 1. Marco teórico .....	16
1.1	Generalidades del Mg y sus aleaciones. ....	16
1.1.1	Materias primas para la producción del Mg .....	16
1.1.2	Propiedades del Mg Puro .....	16
1.1.3	Clasificación de las aleaciones de Mg .....	17
1.2	Aleación Mg-Li .....	21
1.2.1	Diagrama Binario Mg-Li .....	21
1.2.2	Generalidades de la aleación Mg-Li.....	23
1.2.3	Aleaciones comerciales Mg-Li .....	25
1.3	Generalidades del proceso de laminación.....	26
1.4	Anisotropía Mecánica .....	28
1.4.1	Maclado.....	31
1.4.2	Nucleación .....	32
1.4.3	Sistemas de deslizamiento .....	34

2. Capítulo 2. Desarrollo experimental.....	38
2.1 Fabricación de Aleaciones .....	38
2.2 Proceso de laminado .....	39
2.3 Propiedades mecánicas .....	40
2.3.1 Ensayo de Tensión .....	40
2.3.2 Prueba de Microdureza Vickers .....	42
2.4 Caracterización microestructural.....	43
2.4.1 Análisis Metalográfico .....	43
2.5 Difracción de Rayos X .....	43
3. Capitulo 3. Resultados y análisis .....	45
3.1 Caracterización estructural .....	45
3.1.1 Microscopía óptica .....	45
3.2 Deformación plástica .....	52
3.3 Propiedades mecánicas .....	54
3.3.1 Microdureza Vickers .....	60
3.4 Anisotropía mecánica .....	62
3.5 Difracción de Rayos X .....	63
4. Capítulo 4. Conclusiones .....	65
VI. Bibliografía .....	66
VII. Anexos .....	70

## **Índice de figuras**

<i>Figura 1.1 Celda unitaria, planos y direcciones del Mg.[13]</i>	<i>17</i>
<i>Figura 1.2 Direcciones de desarrollo de las aleaciones de Mg.[14]</i>	<i>18</i>
<i>Figura 1.3 Diagrama de fases binario Mg-Li.[14]</i>	<i>21</i>
<i>Figura 1.4 Microestructuras de las aleaciones de fundición: a) Mg-5Li-3Al-2Zn-0,2Y; b) Mg-8Li-3Al-2Zn-0,2Y; c) Mg-11Li-3Al-2Zn-0,2Y.[16]</i>	<i>24</i>
<i>Figura 1.5 Esquema de laminación.[17]</i>	<i>27</i>
<i>Figura 1.6 Deformación permante de un cristal bajo la carga de tensión, a) Deformación por deslizamiento y b) Deformación por maclado.</i>	<i>32</i>
<i>Figura 1.7 Esquema de los tres tipos de nucleación en el límite de grano y el crecimiento del núcleo (N) a expensas de los subgranos poligonizados.</i>	<i>34</i>
<i>Figura 1.8 Ilustración esquemática de las líneas y bandas de deslizamiento de un cristal bajo esfuerzo cortante.[18]</i>	<i>35</i>
<i>Figura 2.1 Horno de inducción del laboratorio de materiales metálicos y cerámicos del instituto de investigaciones en materiales, UNAM.</i>	<i>39</i>
<i>Figura 2.2 Proceso de laminado a) lingote sin ser laminado y b) laminado después de varios pasos de deformación.</i>	<i>40</i>
<i>Figura 2.3 Probetas de tensión en las distintas direcciones evaluadas.</i>	<i>41</i>
<i>Figura 2.4 a) Máquina Erkco de troquelado de probetas de tensión y b) diseño de probetas en lámina hipereutéctica.</i>	<i>41</i>
<i>Figura 2.5 Colocación del extensómetro de una probeta en la máquina universal SHIMADZU.</i>	<i>42</i>
<i>Figura 2.6 Medición de la huella del indentador de diamante del durómetro con una fuerza HV0.01(98.07 mN).</i>	<i>43</i>
<i>Figura 3.1 Micrografías de la aleación L7 extraídas del proceso de prueba y diseño: a) 30% de deformación, b) 50% de deformación y c) 80% de deformación. Imágenes tomadas a 20X.</i>	<i>46</i>
<i>Figura 3.2 Microestructura de Mg puro tomada a 20X.</i>	<i>47</i>

<i>Figura 3.3 Microestructura de la aleación L5 tomada a 20X: a) Obtenida de fundición, b) 30% de deformación y c) 50% de deformación.</i>	48
<i>Figura 3.4 Microestructura de la aleación L7 tomada a 20X: a) Obtenida de fundición, b) 30% de deformación, c) 50% de deformación y d) 80% de deformación.</i>	49
<i>Figura 3.5. Microestructura de la aleación L15 tomada a 20X: a) Obtenida de fundición, b) 30% de deformación, c) 50% de deformación y d) 80% de deformación.</i>	51
<i>Figura 3.6 Protocolo de laminación en distintos porcentajes: a) 0%, b) 15%, c) 30%, d) 45% y e) 60%.</i>	54
<i>Figura 3.7 Curvas de tensión–deformación de láminas: (a) L5, (b) L7 y (c) L15.</i>	56
<i>Figura 3.8 Probetas de tensión ensayadas: a) composición hipoeutética, composición eutética y c) composición hipereutética.</i>	57
<i>Figura 3.9 Propiedades mecánicas de las aleaciones: a) L5, b) L7 y c) L15.</i>	58
<i>Figura 3.10 Valores de % de elongación máxima a la rotura de las aleaciones: a) L5, b) L7 y c) L15.</i>	59
<i>Figura 3.11 Microdureza de las aleaciones: a) fase <math>\alpha</math>-Mg de la aleación L5, c) fases <math>\alpha</math>-Mg y <math>\beta</math>-Li de la aleación L7 y c) fase <math>\beta</math>-Li de la aleación L15.</i>	61
<i>Figura 3.12 Diagramas DRX de las aleaciones de fundición y laminadas: a) L5, b) L7 y c) L15.</i>	64
<i>Figura VII.1 Protocolo de laminación de las aleaciones: a) L5, b) L7 y c) L15.</i>	71

## **Índice de tablas**

<i>Tabla 1.1 Propiedades atómicas del Mg [7] .....</i>	<i>16</i>
<i>Tabla 1.2 Efectos de los elementos usados en aleaciones de Mg.[10], [14].....</i>	<i>20</i>
<i>Tabla 1.3 Datos de aleaciones Mg-Li [16] .....</i>	<i>25</i>
<i>Tabla 1.4 Composición nominal en wt% de las aleaciones más comerciales anterior a 1972.....</i>	<i>25</i>
<i>Tabla 1.5 Rango típico de valores promedio de anisotropía normal, laminas metálicas. [1].....</i>	<i>31</i>
<i>Tabla 2.1 Composición de las aleaciones estudiadas.....</i>	<i>38</i>
<i>Tabla 3.1 Valores de anisotropía mecánica normal. ....</i>	<i>62</i>
<i>Tabla 3.2. Valores de la anisotropía planar.....</i>	<i>63</i>
<i>Tabla VII.1 Protocolo de laminación de prueba para todas las aleaciones: L5, L7 y L15.....</i>	<i>70</i>
<i>Tabla VII.2 Protocolo de laminación de la composición hipoeutéctica... </i>	<i>72</i>
<i>Tabla VII.3 Protocolo de laminación de la composición eutéctica.....</i>	<i>73</i>
<i>Tabla VII.4 Protocolo de laminación de la composición hipereutéctica.. </i>	<i>74</i>

## **I. Introducción**

La literatura ha reportado que la adición de Li al Mg da como resultado una aleación ultraligera con excelentes propiedades. En este trabajo se estudió el efecto del contenido de Li sobre las propiedades mecánicas del Mg.

Debido a que no existe suficiente información sobre esta aleación y su comportamiento mecánico, se eligieron 3 composiciones representativas de cada una de las transformaciones más importantes en el diagrama de fases: la composición hipoeutéctica, eutéctica e hipereutéctica.

Se empleó el método de fundición mediante un Horno de inducción para 3 lotes: L5, L7, y L15, bajo una atmósfera controlada. Los lotes fueron caracterizados mediante Microscopio Óptico y Difracción de Rayos X (DRX) a muestras laminadas con porcentajes de deformación plástica del: 30%, 50% y 80%. Además, se realizaron pruebas de tracción de aleaciones laminadas para determinar un valor de anisotropía y sus propiedades mecánicas.

Por otra parte, para evaluar el endurecimiento de cada una de las fases se realizó una prueba de Microdureza Vickers a cada aleación. Por los resultados obtenidos, fue posible comparar las propiedades de las aleaciones denotando una variación en cada adición del elemento Li en donde fue evidente la influencia de la anisotropía mecánica en la deformación plástica. Además, fue notable la presencia del mecanismo de deformación por recristalización dinámica presente después de la deformación en frío únicamente en las aleaciones: L5 y L15.

## **II. Estado del arte de la aleación Mg-Li**

En la última década, los materiales estructurales ligeros han respondido a la necesidad de reducción de energía. Varios estudios han demostrado que las aleaciones de Mg pueden responder a esta necesidad debido a que estas aleaciones poseen una densidad baja y han demostrado disminuir las deficiencias mecánicas.

Existen diferentes líneas de investigación que han seguido algunos investigadores para el estudio de las aleaciones de Mg, principalmente la adición de otros elementos con tamaño atómico compatible, como lo son los elementos denominados como tierras raras además de procesos termomecánicos.

Con el fin de mejorar las propiedades mecánicas asociadas al Mg, en este trabajo se realizó el estudio de las zonas hipoeutéctica, eutéctica e hipereutéctica del diagrama Mg-Li, debido a que varios artículos han demostrado una mejora en la deformabilidad plástica del Mg con la adición del elemento Li [1], [2], [3]. Se estudiaron estas composiciones para comprender el comportamiento tanto del Mg como del Li con respecto a su conformabilidad mecánica, el Mg es un material frágil debido a su estructura cristalina HCP, y por el contrario el Li exhibe un comportamiento dúctil con su estructura BCC, lo que nos ayuda a conocer en conjunto qué es lo que sucede en cada una de las fases de esta aleación.

El uso de aleaciones ligeras como lo son las de Mg-Li en la industria del transporte ha reducido el consumo de energía de los vehículos [4], y aunque, así como ésta hay más aplicaciones en las que las aleaciones han tomado gran relevancia, existe un factor que aún es complicado de mejorar, esto recae en la resistencia de las aleaciones de Mg-Li. Es por esto, que es importante el estudio del comportamiento de la adición del

elemento Li, para tener un panorama más amplio de lo que ocurre durante la deformación plástica y como repercute en la anisotropía mecánica.

Debido a que el ion Mg es el más abundante en el océano y que en la corteza terrestre se considera el octavo elemento más abundante en forma de magnesita ( $MgCO_3$ ) y dolomita ( $MgCO_3 \cdot CaCO_3$ ), se ha tomado en cuenta para su estudio y explotación durante las recientes décadas.[5], [6]

El Mg tiene una amplia gama de usos en la industria, para aplicaciones industriales, a menudo se usa con aluminio en forma de aleación.[6] Aunque recientemente ha tomado gran relevancia debido al potencial que muestra, pero anteriormente no fue así. A continuación, se muestra un resumen cronológico del Mg en la industria metalúrgica.

#### ***i. 1800 Descubrimiento***

En principio, el Mg fue descubierto y aislado por Sir Humphrey en 1808, pero pasaron aproximadamente 100 años para que desarrollara una demanda real. Los usos del Mg como material estructural fueron pocos, sin embargo, fue utilizado en aleaciones de aluminio, en la desoxidación del acero, la química y la pirotecnia.[7]

#### ***ii. 1850 Producción comercial***

La producción comercial de Mg comenzó en 1852, cuando Robert Bunsen llevó a cabo la electrólisis del cloruro de Mg fundido. No obstante, hoy en día, el Mg se extrae mediante dos procesos diferentes: la reducción a alta temperatura del MgO por Si y la electrólisis del cloruro de Mg; Con ambos procesos se puede alcanzar con éxito una pureza de más del 99%. En esta década se mantuvo en consideración la aplicabilidad del Mg en el área biomédica y principalmente en la fotografía. [7], [8], [9]

### **iii. 1900 Desarrollo de aleaciones**

En 1900, la industria automotriz mundial comenzó a utilizar Mg para fabricar una amplia gama de piezas, es decir, soportes, carcasas y bombas de aceite. En la década de 1930, se construyó el automóvil Bugatti Aerolithe, en el cual se fabricó la carrocería del automóvil utilizando una aleación de Mg en lugar de aleaciones de Al. Más tarde, continuaron utilizando estas aleaciones marcas como: Mercedes Benz (1955), Porsche (1971) y BMW (2005).[10]

Por su parte, desde 1935, el desarrollo de aleaciones de Mg-Li comenzaron a tomar interés para la comunidad científica, cuando se concedió una patente estadounidense para el uso de aleaciones de Mg-Li como recubrimiento de revestimiento de sacrificio.[11]

Sin embargo, no fue hasta después de la Segunda Guerra Mundial cuando el interés en las propiedades a granel de las aleaciones de Mg-Li creció rápidamente en los Estados Unidos y la antigua Unión Soviética debido a sus aplicaciones militares.[11]

### **iv. 2000 a la actualidad**

El Mg y sus aleaciones comerciales más utilizadas al principio de los 2000's fueron las de serie AZ y AM, a partir de estas se han puesto en la lupa de las investigaciones debido a que presentan algunas deficiencias. Ejemplos de estas propiedades son simplemente propiedades inferiores en comparación con las de las aleaciones de aluminio y los aceros.

A este respecto, la literatura reporta para estas aleaciones: un bajo módulo elástico, límite elástico y capacidad de deformación; respuesta lenta y deficiente al envejecimiento; e inferior resistencia a la fluencia y corrosión. Estas propiedades de ingeniería, a pesar de que pueden ser corregidas, al menos hasta cierto punto, y con la penalización de un

menor ahorro de peso final en la aplicación, constituyen unas de las problemáticas hoy en día.

Sin embargo, algunas otras propiedades se han visto como anomalías que requieren una comprensión profunda. Los estudios reportan las siguientes: la asimetría de tracción/compresión, comportamiento pseudoelástico, textura de deformación e ineficiencia de la recristalización para eliminarlo, y peculiaridades en el comportamiento de fatiga.

Por su parte, y retomando la aleación de estudio en cuestión, las aleaciones de Mg-Li son usadas principalmente para aplicaciones estructurales y potencialmente para reemplazar la tecnología de materiales actual utilizada en la industria automotriz y aeroespacial.

Las investigaciones recientes, muestran mejoras significativas para distintas propiedades mecánicas (módulo de Young, rigidez específica, ductilidad, entre otras) en comparación con el Mg puro.

Las aleaciones bifásicas ( $\alpha$ -Mg y  $\beta$ -Li) muestran una excelente ductilidad mayor al 80% de deformación por fractura. Se atribuye al mayor nivel de aleatorización en la textura debido al aumento en otros planos de deslizamiento, como el prismático y piramidal, luego de la reducción en el plano de deslizamiento basal.[12]

Debido a lo mencionado anteriormente y a que no existe suficiente información sobre qué ocurre con la anisotropía de la aleación, es imprescindible comprobar que si se promueve la deformación es probable que exista un aumento en el comportamiento anisotrópico para cada aleación.

### **III. Hipótesis**

El aumento del contenido de Li en la aleación Mg-Li promoverá la deformación plástica provocando que se presente un aumento en el grado de anisotropía por la orientación preferencial de las fases deformadas.

### **IV. Objetivo general**

Estudiar la deformación plástica en frío y la anisotropía mecánica de la aleación Mg-Li, evaluando el efecto de las fases presentes sobre las propiedades mecánicas para las composiciones hipoeutéctica, eutéctica e hipereutéctica.

### **V. Objetivos particulares**

1. Fabricar y evaluar la capacidad de deformación plástica en la aleación Mg-Li, en las composiciones hipoeutéctica, eutéctica e hipereutéctica.
2. Caracterizar microestructuralmente las aleaciones en fundición y posterior al proceso de deformación plástica.
3. Estimar un valor de anisotropía planar mediante ensayos de tensión en las aleaciones.
4. Evaluar la microdureza en las fases presentes en función del porcentaje de deformación.

## 1. Capítulo 1. Marco teórico

### 1.1 Generalidades del Mg y sus aleaciones.

#### 1.1.1 Materias primas para la producción del Mg

Existen seis fuentes de materias primas para la producción de Mg: magnesita, dolomita, bischofita, carnalita, serpentina y agua de mar. Estas fuentes difieren en el contenido de Mg, en los métodos de producción y en su origen. Estas materias primas pueden ser extraídas de minas, algunos en minería abierta, otros se originan en varios procesos realizados en agua de mar y lagos salados, y otro material se origina a partir de los residuos del proceso de producción de amianto.[5], [7]

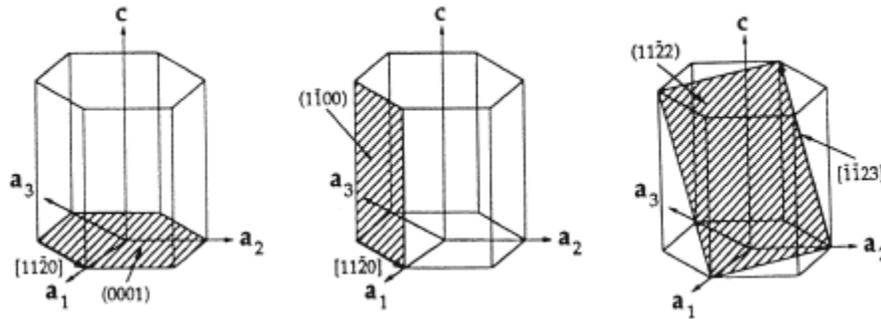
#### 1.1.2 Propiedades del Mg Puro

El Mg se encuentra clasificado en la tabla periódica como un elemento alcalinotérreo, en el grupo 3, posee una estructura electrónica similar a los elementos Be, Ca, Sr, Ba y Rd. A continuación, en la Tabla 1.1 se puede observar algunas de las propiedades atómicas más representativas del Mg.

*Tabla 1.1 Propiedades atómicas del Mg [7]*

<b>Número Atómico</b>	12
<b>Peso Atómico</b>	24.3050
<b>Diámetro Atómico</b>	0.320 nm
<b>Volumen Atómico</b>	14.0 cm <sup>3</sup> /mol

Se caracteriza por tener una estructura hexagonal (HCP); la celda unitaria, planos  $(11\bar{2}2)$  y direcciones  $[1\bar{1}00]$ , se ilustran en la Figura 1.1. [13]:



*Figura 1.1 Celda unitaria, planos y direcciones del Mg. [13]*

Los parámetros de Mg estimado a temperatura ambiente son:  $a=0.32092$  nm y  $c=0.52105$  nm. La relación  $c/a$  es 1.6236 el cual es cercano al valor ideal 1.633, por lo que es considerado como un cristal perfectamente cerrado/empaquetado.

### 1.1.3 Clasificación de las aleaciones de Mg

Las aleaciones de Mg fundido siempre han predominado sobre las aleaciones forjadas, especialmente en Europa, donde, tradicionalmente, han representado entre el 85 y el 90% de todos los productos. Los primeros elementos de aleación utilizados comercialmente fueron el aluminio, el zinc, el manganeso y el sistema Mg-Al-Zn, el cual sigue siendo el más utilizado para las piezas fundidas. La primera aleación forjada fue Mg-1.5Mn que se produjo como láminas, extrusiones y piezas forjadas, pero este material ha sido reemplazado en gran medida. En la Figura 1.2 se pueden observar las principales aleaciones de Mg y el potencial de las propiedades para cada una. [14]

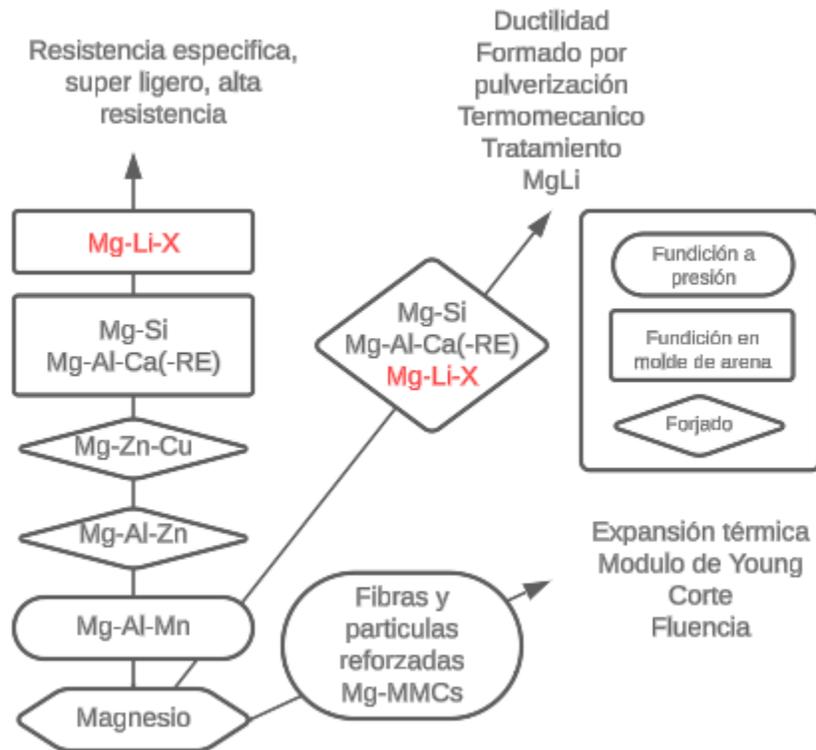


Figura 1.2 Direcciones de desarrollo de las aleaciones de Mg.[14]

- Denominación de las aleaciones de Mg

No existe un código internacional para designar las aleaciones de Mg, pero ha sido adoptado el método utilizado por la Sociedad Americana de Pruebas de Materiales (ASTM). En este sistema, las dos primeras letras indican los principales elementos de aleación de acuerdo con el siguiente código:

<b>A</b> -aluminio	<b>E</b> -tierras raras	<b>J</b> -estroncio	<b>N</b> -níquel
<b>B</b> -bismuto	<b>F</b> -hierro	<b>K</b> -circonio	<b>P</b> -plomo
<b>C</b> -cobre	<b>G</b> -magnesio	<b>L</b> -litio	<b>Q</b> -plata
<b>D</b> -cadmio	<b>H</b> -torio	<b>M</b> -manganeso	<b>R</b> -cromo
			<b>S</b> -silicio

**T**-estaño

**X**-calcio

**Z**-zinc

**W**-itrio

**Y**-antimonio

**V**-gadolinio

La letra correspondiente al elemento presente en mayor cantidad en la aleación se usa primero, y si son iguales en cantidad, las letras son ordenados alfabéticamente. Las dos letras (o una) van seguidas de números que representan las composiciones nominales de estos principales elementos de aleación en % en peso, redondeadas al número entero más cercano, por ejemplo, AZ91 indica la aleación Mg-9Al-1Zn, los rangos de composición reales son 8.3-9.7Al y 0.4-1Zn.

- *Principales elementos de aleación*

Los elementos más usados en las aleaciones de Mg reportan algunas ventajas y desventajas para la mejora de sus propiedades que se en listan en la Tabla 1.2 Efectos de los elementos usados en aleaciones de Mg.[10], [14].

Tabla 1.2 Efectos de los elementos usados en aleaciones de Mg.[10],

[14]

<b>Elemento aleante</b>	<b>Propiedades mecánicas y tecnologías</b>	<b>Características de fundición</b>
<i>Ag</i>	Promueve la tensión a temperaturas elevadas y propiedades de fluencia en presencia de REs <sup>1</sup> .	
<i>Al</i>	Provoca endurecimiento de la solución, precipitación a bajas temperaturas. Mejora la resistencia y ductilidad en aproximadamente un 6%.	Promueve la colabilidad y tiende a la microporosidad.
<i>Ca</i>	Promueve propiedades de fluencia, ideal para el desarrollo de biomateriales.	Refina el grano, ligera supresión de la oxidación en el metal fundido
<i>Li</i>	Endurecimiento de la solución sólida a temperatura ambiente, reduce la densidad y la resistencia, pero aumenta la ductilidad. Las constantes elásticas han denotado mejoría.	Incrementa la evaporación y combustión, la fundición debe realizarse únicamente en hornos cerrados.
<i>Mn</i>	Aumenta el límite elástico y mejora la resistencia a la corrosión del agua salada.	
<i>REs</i>	Solución sólida y precipitación por endurecimiento a temperatura ambiente y a altas temperaturas, promueve la tensión y la fluencia a altas temperaturas.	Promueve la colabilidad, reduce la porosidad.

<sup>1</sup> REs: Elementos denominados como tierras raras (por sus siglas en ingles Rare Earth)

## 1.2 Aleación Mg-Li

El sistema Mg-Li ha atraído la atención durante muchos años como una posible base para láminas y placas muy ligeras. El Li, con una densidad relativa de  $0.53 \text{ g/cm}^3$ , es el más ligero de todos los metales y el diagrama de fase Mg-Li (Figura 1.3) muestra que este elemento tiene una amplia solubilidad sólida en Mg.

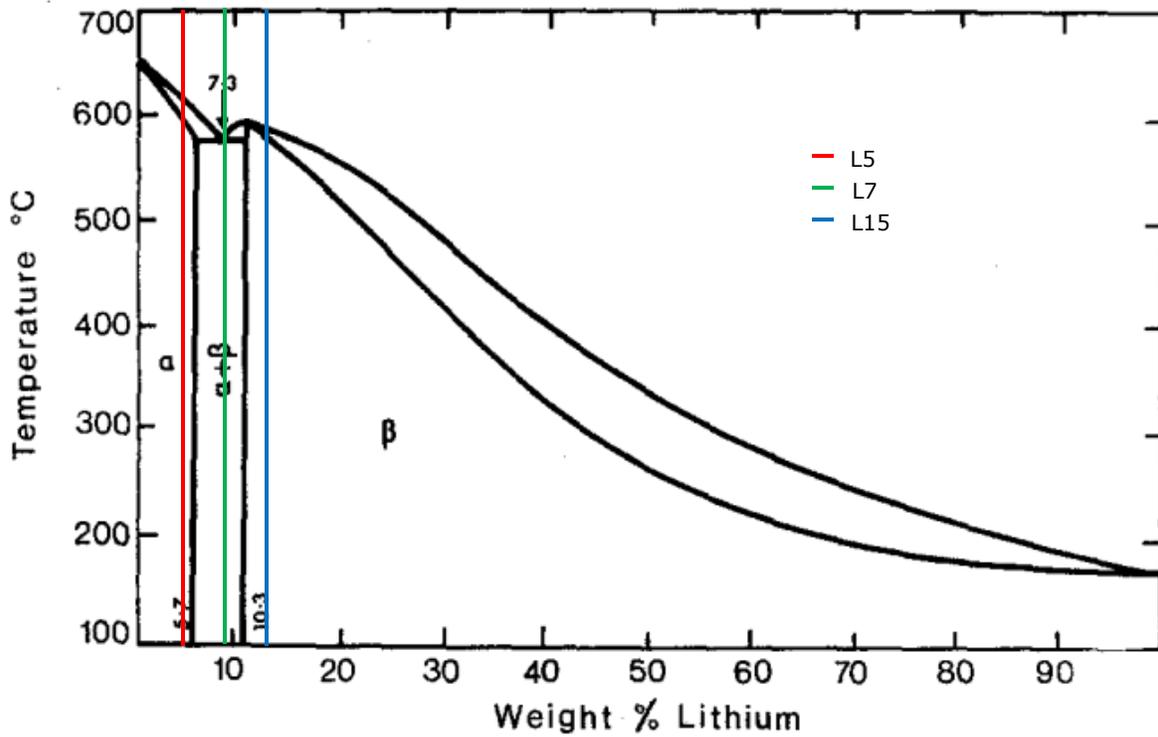


Figura 1.3 Diagrama de fases binario Mg-Li.[14]

### 1.2.1 Diagrama Binario Mg-Li

El Li es el único elemento de aleación que disminuye la densidad del Mg. El diagrama de fases muestra un eutéctico a  $588^\circ\text{C}$  con un límite de solubilidad del Li en Mg del 5,5% en masa, que se retiene en gran medida a temperaturas más bajas. La segunda fase  $\beta$ , BCC, también es estable hasta la temperatura ambiente, lo que abre la posibilidad de producir aleaciones viables  $\alpha + \beta$  y  $\beta$ . Al observar la Figura 1.3 se observa que solo se necesita alrededor del 11% de Li para formar una nueva fase  $\beta$ , que

tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC), lo que ofrece la perspectiva de una amplia conformabilidad en frío. La pendiente del límite de fase  $(\alpha+\beta)/\beta$  sugiere que las composiciones seleccionadas pueden mostrar endurecimiento por envejecimiento. Se ha logrado una mayor estabilidad mediante la adición de otros elementos y una composición LA141 (Mg-14Li-1Al), aleación que fue desarrollada en los Estados Unidos y es soldable, ha sido utilizada para placas de blindaje y para componentes aeroespaciales. La estabilidad de la temperatura elevada también se puede mejorar mediante la adición de un 0,5% de Si. En Rusia se desarrollaron varias aleaciones forjadas, incluidas dos designadas MA18 y MA21 que se registraron en 1983.[14]

Dependiendo del contenido de aleación, existen dos razones principales para la activación de planos de deslizamiento adicionales:

- En el caso de aleaciones homogéneas (hasta aproximadamente un 7 % de Li), el Li, con su radio atómico similar, está integrado en la red cristalina hexagonal de Mg. En esta solución sólida hexagonal la proporción c/a será menor. Esto conduce a la activación de planos de deslizamiento adicionales.
- Otro punto es la buena solubilidad del Mg en Li. Esto explica por qué son posibles las aleaciones a base de Mg con la estructura BCC del Li.

En este caso se activan más planos de deslizamiento. Estos dos mecanismos son la razón de la mejora de la ductilidad y formabilidad del Mg mediante adiciones de Li. A veces se consigue una conformabilidad muy buena, anómala para el Mg. Por tanto, estas aleaciones están predestinadas para su uso como aleaciones forjadas. Sin embargo, la resistencia de las aleaciones puras de Mg-Li es relativamente baja, especialmente en el caso de contenidos elevados de Li. Esto se debe a la

recuperación dinámica (deslizamiento cruzado de dislocaciones y procesos de fluencia).

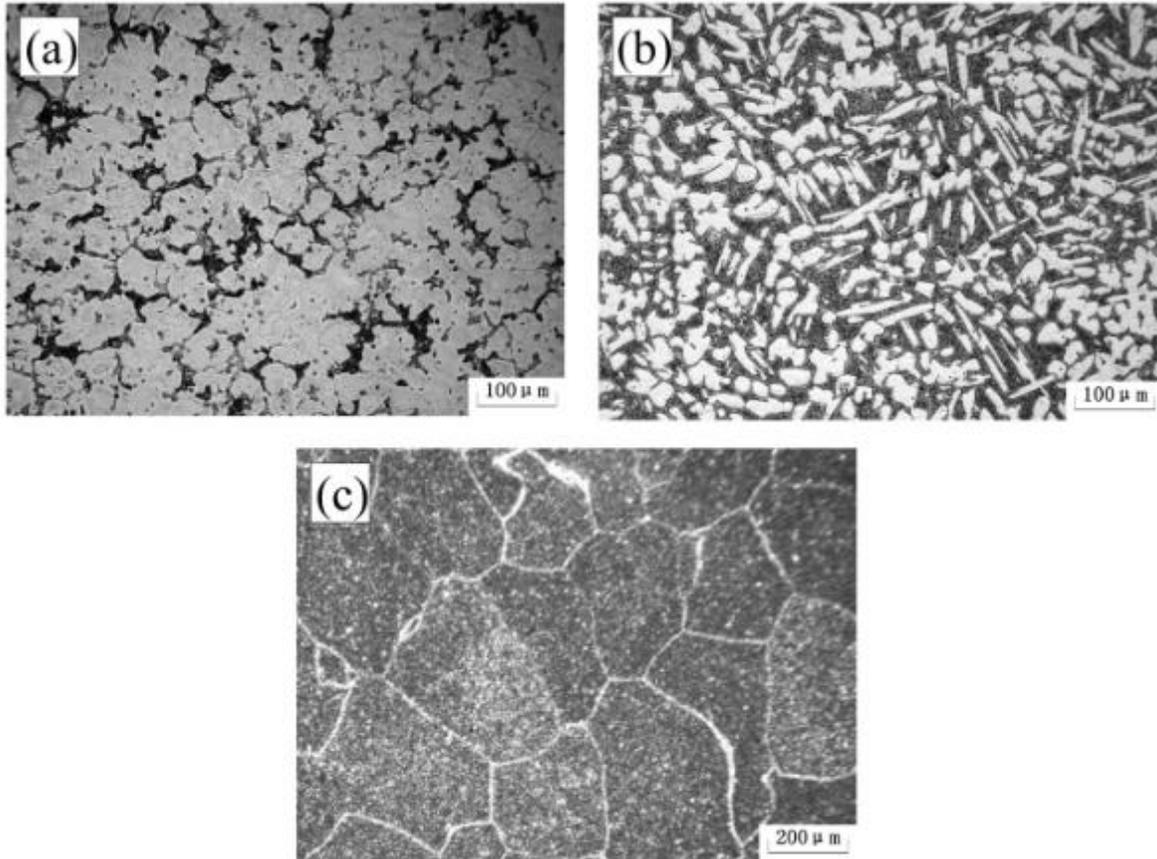
### 1.2.2 Generalidades de la aleación Mg-Li.

Las aleaciones fundidas poseerán granos grandes y defectos como porosidad, orificios de soplado, etc. Los métodos de endurecimiento por trabajo se utilizan para reducir los defectos. El refinamiento del grano tiene lugar durante la deformación. Esto mejorará las propiedades de la aleación. Las adiciones de Li mejoran la ductilidad, pero reducen la fuerza. Para una aleación bifásica, es posible una ductilidad con muy alta probabilidad de activar sistemas de deslizamiento. El refinamiento del grano se puede realizar con trabajo en caliente. La recristalización dinámica tiene lugar durante la extrusión y, por lo tanto, aumenta la ductilidad.[15]

De acuerdo con el diagrama de fase binario de Mg-Li, la temperatura eutéctica de la aleación de Mg-Li es de 588 °C, cuando una aleación se solidifica a 588 °C, se producirá una reacción eutéctica, mientras tanto, la aleación ( $\text{Li} < 5.7\%$ ) revelará principalmente la fase  $\alpha$ , la aleación ( $5.7\% < \text{Li} < 10.3\%$ ) revelará principalmente  $\alpha + \beta$ , una estructura de doble fase y ( $\text{Li} > 10.3\%$ ) revelará principalmente  $\beta$  estructura de fase, esta fase es menos fuerte que la HCP. Por lo tanto, da como resultado una reducción en la fuerza en comparación con aleaciones con presencia de la fase  $\alpha$ . [15]

En la Figura 1.4 se puede observar mediante un estudio de microscopía óptica, la microestructura obtenida de las aleaciones: (a) Mg-5Li-3Al-2Zn-0.2Y; (b) Mg-8Li-3Al-2Zn-0.2Y; (c) Mg-11Li-3Al-2Zn-0.2Y. En donde fueron utilizados elementos aleantes adicionales al Li, aunque no se ha encontrado información representativa sobre la microestructura en la aleación base Mg-Li, las microestructuras son representativas para cada

composición estudiada en este trabajo. Se puede observar a continuación las microestructuras obtenidas de la literatura (Figura 1.4) y en la Tabla 1.3 algunos datos relevantes reportados sobre las aleaciones Mg-Li:



*Figura 1.4 Microestructuras de las aleaciones de fundición: a) Mg-5Li-3Al-2Zn-0,2Y; b) Mg-8Li-3Al-2Zn-0,2Y; c) Mg-11Li-3Al-2Zn-0,2Y.[16]*

Tabla 1.3 Datos de aleaciones Mg-Li [16]

Li %wt	Temperatura de recocido (°C)	Tamaño de grano (mm)	Microdureza Vickers	Gravedad específica	Estructura cristalina
<b>0</b>	400	0.05	36	1.74	HCP
<b>1.2</b>	300	0.03	36	1.71	HCP
<b>4.2</b>	300	0.03	37	1.59	HCP
<b>8.4</b>	300	0.03	45	1.48	HCP+BCC
<b>12.5</b>	100	0.14	36	1.35	BCC

### 1.2.3 Aleaciones comerciales Mg-Li

Los primeros esfuerzos de desarrollo en las décadas de 1940 y 1950 se embarcaron en un vasto esfuerzo para comprender los efectos fortalecedores y estabilidad de los elementos de aleación en aleaciones de Mg-Li. Las aleaciones comerciales anteriores al año 1972 se presentan en la Tabla 1.4 Composición nominal en wt% de las aleaciones más comerciales anterior a 1972.[11]

Tabla 1.4 Composición nominal en wt% de las aleaciones más comerciales anterior a 1972.

Designación	Origen	Li	Al	Zn	Mn	Otro	Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	Radio Mg/Li
<b>Forja</b>								
LA141A	USA	13-15	0.75-1.3	-	0.15	-	1.35	5.6-6.6
LA136	USA	13-15	5-7	-	0.1-0.3	-	1.64	5.2-6.3
MA18	USSR	10-11.5	2.0-2.5	2.0-2.5	0.1-0.4	0.1-0.3 Ce	1.48	7.3-8.7
<b>Fundición</b>								
LS141	USA	14	-	5	-	0.5 Si	1.33	6.1
LZQ1453	USA	14	-	5	-	3 Ag	1.48	5.6
LZQS1452	USA	14	-	5	-	3 Ag, 2 Si	1.51	5.4
IMV3	USSR	14	-	5	-	-	1.38	5.8

### **1.3 Generalidades del proceso de laminación**

Por lo general, se requiere que el proceso de laminado de las aleaciones de Mg se lleve a cabo en varias etapas, y las velocidades de extrusión son de cinco a diez veces más lentas de lo que es posible con las aleaciones de aluminio. Estudios demuestran algunas observaciones generales sobre la forma en que las propiedades varían en diferentes direcciones en los productos finales [14]:

1. Dado que el módulo elástico no muestra mucha variación en las diferentes direcciones del cristal de Mg, la orientación preferida tiene relativamente poco efecto sobre el módulo de los productos forjados.

2. El laminado tiende a orientar los planos basales paralelos a la superficie de la muestra laminada con las direcciones  $\langle 1010 \rangle$  en la dirección de laminación. La extrusión a temperaturas relativamente bajas tiende a orientar los planos basales y también las direcciones  $\langle 1010 \rangle$  aproximadamente paralelas a la dirección de extrusión.

3. Debido a que el proceso de maclaje ocurre fácilmente cuando las tensiones de compresión son paralelas al plano basal, las aleaciones de Mg tienden a mostrar valores más bajos de tensión de prueba longitudinal en compresión que en tensión. La relación puede estar entre 0.5 y 0.7 y dado que el diseño de estructuras ligeras implica propiedades de pandeo que, a su vez, dependen en gran medida de la resistencia a la compresión, la relación es una característica importante en este tipo de aleaciones. El valor varía con las diferentes aleaciones y se incrementa al promover el tamaño de grano fino porque la contribución de los límites de grano a la resistencia general se vuelve proporcionalmente mayor.

4. El refuerzo de los productos mediante laminación en frío, en el que se alternan la tensión y la compresión, puede provocar un amplio maclaje a

través de la compresión, con una marcada reducción de las propiedades de tracción.[14]

El fundamento físico para el proceso de laminación esta dado por variables distintas (Figura 1.5). Mientras una muestra es laminada se ve en cualquier punto de la superficie dos fuerzas: una es la fuerza radial  $P_R$  y la otra es la fuerza de corte debido a la fricción  $F$ . La fuerza de laminación está definida como la componente vertical de  $P_R$ , esta es la fuerza con la que el metal es comprimido por los rodillos.

Entre el punto neutro (la velocidad superficial del material y los rodillos es igual) y el plano de entrada, el comportamiento de la laminación es lenta en la superficie del rodillo lo que reside en que la fuerza de fricción  $F$  impulse al material hacia el interior de la garganta. Por otro lado, entre el punto de salida y el punto neutro la lámina se mueve más rápido que la superficie del rodillo, la dirección de la fuerza de fricción se invierte y se opone a la salida de la lámina de los rodillos.[17]

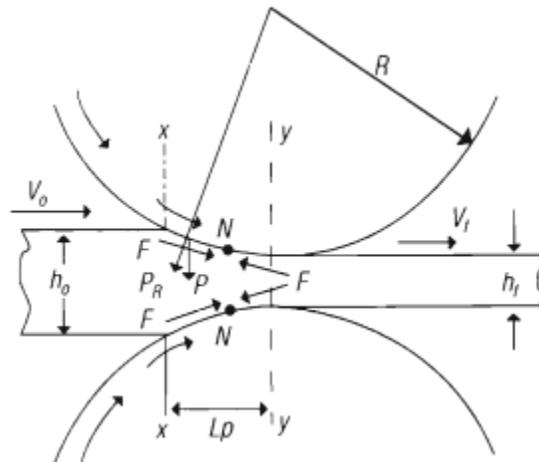


Figura 1.5 Esquema de laminación.[17]

#### **1.4 Anisotropía Mecánica**

La anisotropía mecánica en los materiales está relacionada con respecto a la textura en los procesos de transformación como lo son: solidificación, deformación, recristalización y transformaciones de fase. Esto, debido a que la respuesta que presenta un material al realizar algún proceso de transformación permite el desarrollo de una textura cristalográfica y morfológica. Se dice entonces que un material es anisotrópico cuando las propiedades mecánicas presentadas en cualquier dirección son diferentes en sus 3 dimensiones.

Como resultado de la deformación plástica, los granos en una pieza de metal se alargan en una dirección y se contraen en la otra. El comportamiento del metal se ha vuelto anisótropo, por lo que sus propiedades en la dirección vertical son ahora diferentes de las de la dirección horizontal. El grado de anisotropía depende de cuán uniformemente se deforma el metal. [18]

Hay dos tipos generales de anisotropía en los metales:

- **Orientación preferencial.** También llamada anisotropía cristalográfica, se puede describir mejor haciendo referencia a la Figura 1.6. Se debe de tomar en cuenta que cuando un cristal metálico se somete a tensión, los bloques deslizantes giran hacia la dirección de tracción; por lo tanto, los planos de deslizamiento y las bandas deslizantes tienden a alinearse con la dirección de la deformación. Del mismo modo, para un agregado policristalino, con granos en varias orientaciones, todas las direcciones de deslizamiento tienden a alinearse con la dirección de tracción. Por el contrario, bajo compresión, los planos de deslizamiento tienden a alinearse en una dirección perpendicular a la dirección de compresión.

- **Fibras mecánicas.** Resulta de la alineación de impurezas, inclusiones y huecos en el metal durante la deformación. Dado que las impurezas debilitan los límites del grano, el material tenderá a ser débil y menos dúctil cuando se prueba en la dirección vertical que en la horizontal. Una analogía con este caso sería la madera contrachapada, que es fuerte en tensión a lo largo de sus direcciones planas, pero se despega fácilmente cuando se prueba en tensión en su dirección del espesor.

Para evaluar esta propiedad se relaciona una reducción en el ancho del material y la resistencia al adelgazamiento bajo las tensiones de tracción longitudinales. La anisotropía normal es una relación entre la deformación de anchura y la deformación de espesor, la ecuación que relaciona los conceptos anteriores es la Ecuación 1.1:

*Ecuación 1.1 Anisotropía mecánica normal [18]*

$$R = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} = \frac{\ln\left(\frac{w_0}{w_f}\right)}{\ln\left(\frac{t_0}{t_f}\right)} \quad \text{ó} \quad \frac{\ln\left(\frac{w_0}{w_f}\right)}{\ln\left(\frac{w_f l_f}{w_0 l_0}\right)}$$

El valor de R indica la resistencia relativa del material a la deformación en diferentes direcciones. Por otro lado, existe un valor de anisotropía planar la cual es determinada para evaluar si las láminas causan el borde ondulado. El número de ondulaciones producidas u orejas puede ser dos, cuatro u ocho, dependiendo de la historia de procesamiento y la microestructura de la hoja. Si ésta es más fuerte en la dirección de laminación que en la dirección transversal y la resistencia varía de manera uniforme con respecto a la orientación, entonces se formarán dos ondulaciones.

Si la hoja tiene resistencia elevada en diferentes orientaciones, entonces se formarán más ondulaciones. La anisotropía planar de la hoja se denota mediante R. Ésta se define en términos de valores R direccionales a partir de la Ecuación 1.2:

*Ecuación 1.2 Anisotropía planar [18]*

$$\Delta R = \frac{R_0 - 2R_{45} + R_{90}}{2}$$

Cuando  $\Delta R=0$ , no se forman ondulaciones. La altura de las ondulaciones aumenta cuando se incrementa R.

Las aleaciones de Mg-Li son conocidas por exhibir una alta anisotropía mecánica. La anisotropía en estas aleaciones se debe principalmente a la estructura cristalina hexagonal compacta (HCP) del Mg puro. En estas aleaciones, se manifiesta en varias propiedades mecánicas, como la resistencia a la tracción, la ductilidad y la resistencia a la fatiga. Estas propiedades varían dependiendo de la dirección en la que se aplican las fuerzas o se somete la aleación a deformación.

En general, las aleaciones de Mg-Li son más resistentes y rígidas en la dirección paralela a la dirección de laminación o extrusión (dirección longitudinal) que en la dirección perpendicular (dirección transversal). Esto se debe a la presencia de láminas o placas de diferentes fases, como las fases de precipitación y la matriz de Mg-Li, que se alinean en la dirección longitudinal durante el procesamiento.[18]

Además, la anisotropía mecánica también puede afectar la deformación plástica y la fractura de las aleaciones de Mg-Li. La deformación plástica tiende a ser más favorable en la dirección longitudinal, donde las láminas de las fases pueden deslizarse más fácilmente, mientras que la dirección transversal puede exhibir mayor resistencia a la deformación.

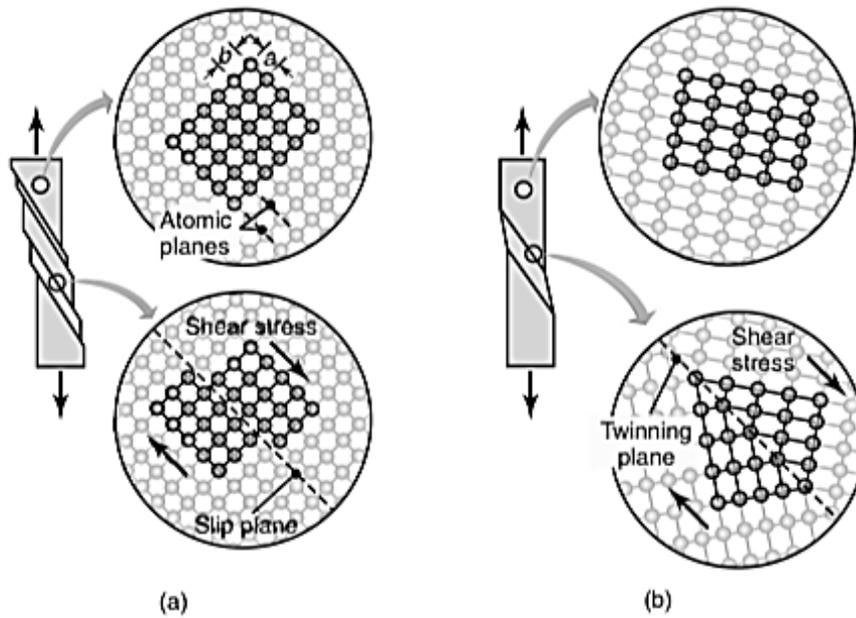
Algunos de los valores promedio de anisotropía normal medidos experimentalmente en láminas metálicas se muestran en la Tabla 1.5.

*Tabla 1.5 Rango típico de valores promedio de anisotropía normal, laminas metálicas.*

<i>Material</i>	$\bar{R}$
<i>Aleaciones de Zinc</i>	0.4 – 0.6
<i>Acero rolado en caliente</i>	0.8 – 1.0
<i>Aleaciones de aluminio</i>	0.6 – 0.8
<i>Cobre y latón</i>	0.6 – 0.9
<i>Aleaciones de titanio</i>	3.0 – 5.0
<i>Acero inoxidable</i>	0.9 – 1.2

#### 1.4.1 Maclado

Es uno de los mecanismos más comunes de deformación, en el cual una porción del cristal forma una imagen espejo de si mismo atravesando el plano de reflejo. Granos reflejados se forman abruptamente y son causados cuando un grano es deformado a temperatura ambiente. Comunmente ocurre en estructuras HCP y BCC por la deformación plástica.[18]



*Figura 1.6 Deformación permanente de un cristal bajo la carga de tensión, a) Deformación por deslizamiento y b) Deformación por maclado.*

- a) Deformación por deslizamiento. El radio  $b/a$  influye en la magnitud del esfuerzo cortante requerido para causar el deslizamiento, los planos tienden a alinearse por sí mismos en la dirección de la tracción.
- b) Deformación por maclado, implica la generación de un grano idéntico alrededor de la línea de simetría sometido bajo un esfuerzo, se observa que la carga por la tensión resulta en un esfuerzo cortante en el plano que se observa en la Figura 1.6.

#### 1.4.2 Nucleación

Debido a la microestructura altamente no homogénea de un metal trabajado plásticamente en frío, los núcleos de recristalización son los sitios preferidos. Los ejemplos de sitios de nucleación preferidos incluyen los límites de grano originales; los límites entre bandas de deformación dentro de un cristal o grano; las intersecciones de maclas, tales como

bandas de Neumann en cristales cúbicos centrados en el cuerpo; los límites de doble banda distorsionados; y las regiones de bandas de cizallamiento.

La recristalización limitada también puede ocurrir por el crecimiento de granos nucleados en partículas de inclusiones grandes y duras.

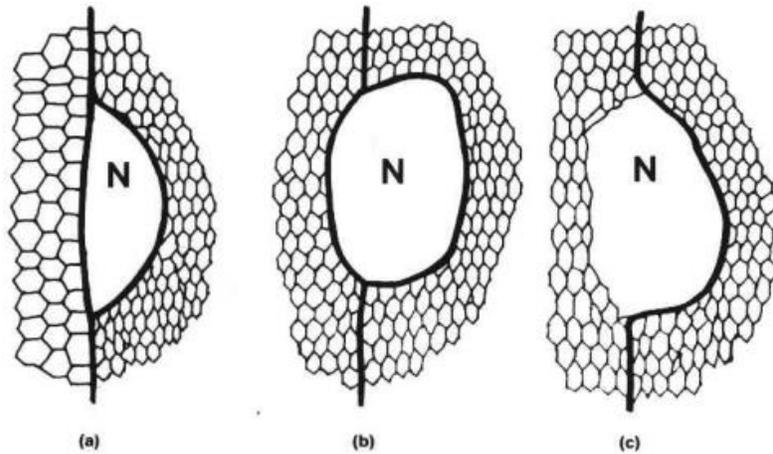
En general, los sitios de nucleación preferidos son regiones de volumen relativamente pequeño donde la red está altamente distorsionada (que tiene una alta curvatura de la red). En tales regiones, las dimensiones de la subestructura son finas y el gradiente de orientación es alto.

Por lo tanto, el tamaño crítico para que se forme un núcleo estable en estas regiones es relativamente pequeño y, por lo tanto, se puede lograr más fácilmente. Además, el núcleo solo necesita formar un límite de ángulo alto con la matriz.

La nucleación del límite de grano por el "abombamiento" de la sección de un límite inicial desde la región de bajo contenido de dislocación hacia una referencia de alto contenido de dislocación, se observa con frecuencia en materiales con tamaño de grano grande deformados a tensiones bajas y medias. Este mecanismo de construcción de nucleación para la recristalización es una consecuencia de la migración límite inducida por tensión.

Se ha observado que dicha nucleación del límite de grano tiene tres tipos de detalles estructurales. El núcleo puede formarse mediante el crecimiento de subgranos a la derecha del límite de grano original (Figura 1.7 a)), mediante la migración del límite del grano hacia la derecha y el crecimiento del subgrano hacia la izquierda formando un nuevo límite de ángulo alto (Figura 1.7 b)), y por migración del límite del grano hacia la

derecha y crecimiento del subgrano hacia la izquierda, pero sin formar un nuevo límite de ángulo alto (Figura 1.7 c))



*Figura 1.7 Esquema de los tres tipos de nucleación en el límite de grano y el crecimiento del núcleo (N) a expensas de los subgranos poligonizados.*

#### 1.4.3 Sistemas de deslizamiento

La combinación de un plano de deslizamiento y su dirección es conocido como sistema deslizamiento. En general, metales que cuentan con más de 5 sistemas de deslizamiento son dúctiles, de lo contrario, si el material se encuentra por debajo de este número se considera frágil. Cada patrón de arreglo atómico tendrá diferente número de sistemas de deslizamiento posible [18].

1. En los cristales BCC, hay 48 sistemas de deslizamiento posibles; Por lo tanto, la probabilidad es alta de que un esfuerzo cortante aplicado externamente opere en uno de los sistemas y cause deslizamiento. Sin embargo, debido a la relación  $b/a$  relativamente alta, el esfuerzo cortante requerido es alto.
2. El cristal HCP tiene tres sistemas de deslizamiento y, por lo tanto, tiene una baja probabilidad de deslizamiento; sin embargo, más

sistemas se activan a temperaturas elevadas. Los metales con estructuras HCP son generalmente frágiles.

(a) Las porciones del cristal que se deslizan giran desde su posición angular original hacia la dirección de la fuerza de tracción, y (b) el deslizamiento tiene lugar a lo largo de ciertos planos solamente. Con el uso de la microscopía electrónica, se ha demostrado que lo que parece ser un solo plano de deslizamiento es en realidad una banda de deslizamiento, que consiste en una serie de planos de deslizamiento como puede verse en la Figura 1.8.[18]

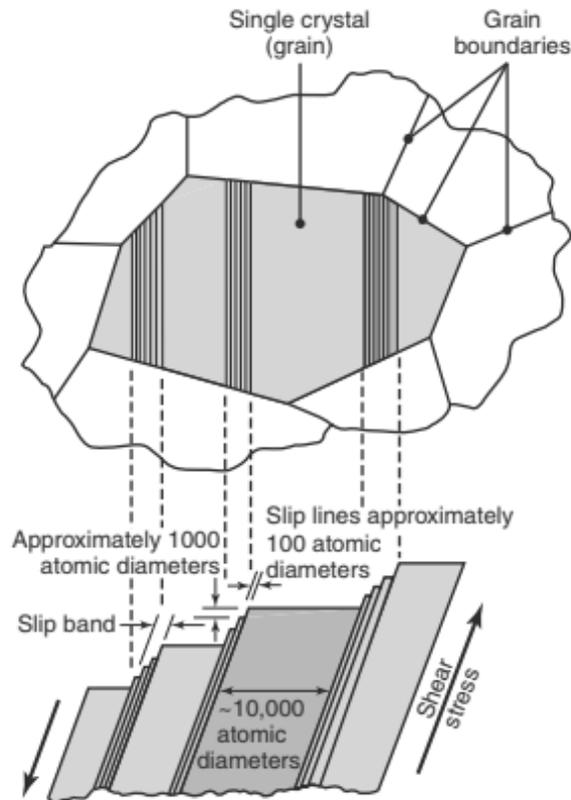


Figura 1.8 Ilustración esquemática de las líneas y bandas de deslizamiento de un cristal bajo esfuerzo cortante.[18]

Una banda de deslizamiento consiste en un número de planos de deslizamiento. El cristal en el centro de la figura anterior es un grano individual rodeado por otros granos, en el cual se representa la microestructura de este tipo de deformación.[18]

Para preparar materiales con las propiedades mecánicas requeridas, es muy importante comprender los mecanismos que determinan tanto el endurecimiento elástico como el endurecimiento por deformación de los policristales. Según von Mises<sup>2</sup> deben operar más de 5 sistemas de deslizamiento independientes para que los policristales se deformen uniformemente y sin fallas en los límites de los granos.

El Mg es un material hexagonal compacto y no hay cinco sistemas de deslizamiento independientes disponibles. Por tanto, el número de sistemas de deslizamiento basal independientes es menor que el necesario. Es necesario que se activen otros sistemas de deslizamiento no basales o que se produzca una deformación por maclas. La fragilidad del Mg a bajas temperaturas puede ser el resultado del número restringido de sistemas de deslizamiento independientes y fáciles de operar.

El CRSS<sup>3</sup> de Mg-7,5 at. el % de Li medido a temperatura ambiente es aproximadamente la mitad que el del Mg puro. Un análisis de la dependencia de la tensión de la tasa de endurecimiento por trabajo podría ayudar a comprender el comportamiento de deformación de las aleaciones de Mg policristalino.

Este análisis del comportamiento de endurecimiento en función de la temperatura aún está por realizarse. El comportamiento macroscópico de

---

<sup>2</sup> La Teoría de Von Mises establece que el valor de tensión equivalente basado en la energía de distorsión para decidir si un material dúctil fallará (fluencia o fractura) bajo una condición de carga dada es igual o mayor que el límite elástico del mismo material bajo una prueba de tensión uniaxial simple.[23]

<sup>3</sup> Esfuerzo crítico cortante (por sus siglas en inglés critical resolved shear stress).

endurecimiento por trabajo es el resultado de la suma de dos efectos microscópicos: almacenamiento y aniquilación de dislocaciones. Se puede considerar los procesos de almacenamiento de dislocaciones como bosques de dislocaciones y obstáculos impenetrables sin dislocaciones (como partículas pequeñas, precipitados, límites de granos). Según las observaciones bajo el método de TEM, se considera que el proceso de recuperación dominante es el deslizamiento cruzado de segmentos de dislocación de tornillo. La actividad del deslizamiento cruzado aumenta con el aumento de la temperatura.

A temperaturas más altas, la fuerte disminución en la velocidad de endurecimiento por deformación puede ser causada por la operación de procesos de recuperación adicionales además del deslizamiento cruzado, muy probablemente por un ascenso de dislocación ayudado por la difusión.[7]

## 2. Capítulo 2. Desarrollo experimental

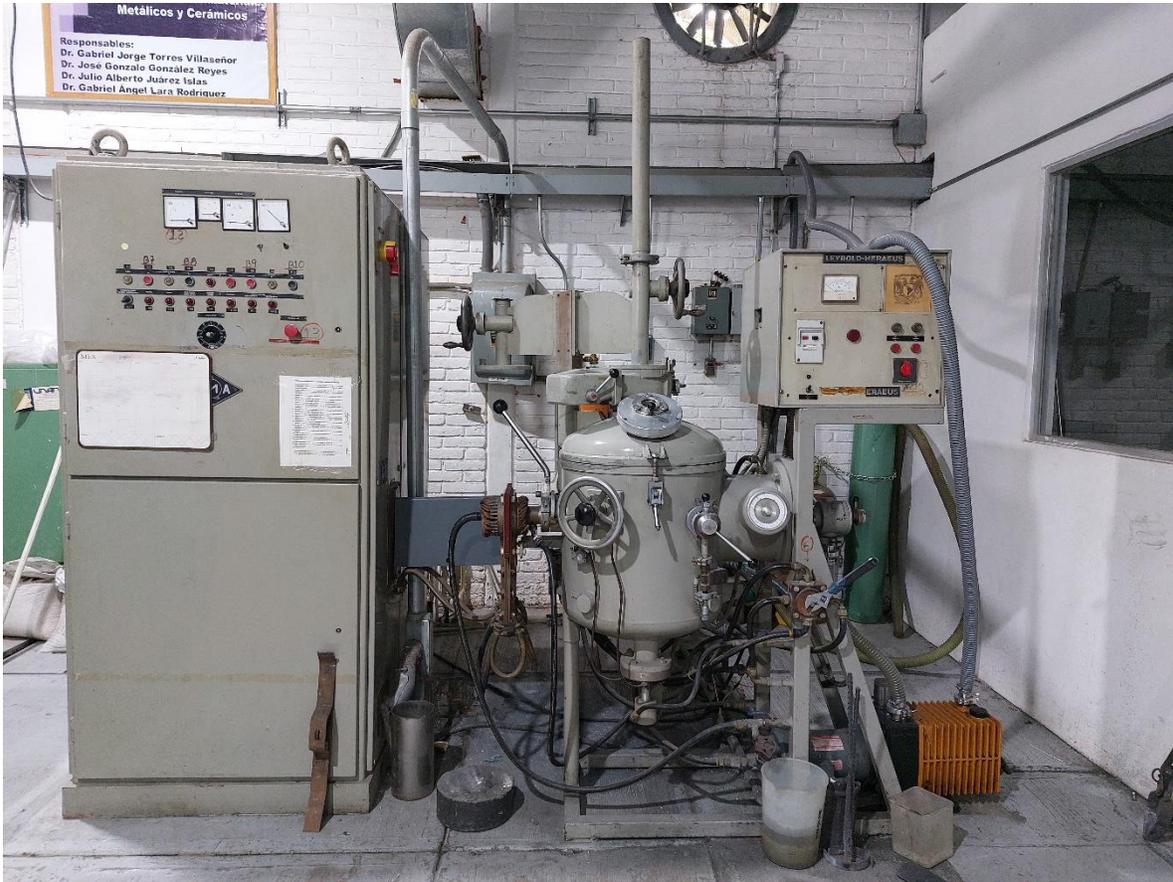
### 2.1 Fabricación de Aleaciones

1. Fueron creados tres tipos de aleaciones de Mg-Li: "L5" (5.15wt% Li-15.98 at% Li), "L7" (7.9 wt% Li-23.11 at% Li) y "L15" (15 wt% Li-38.21 at% Mg).
2. Se fundieron lingotes con dimensiones de 14 cm x 12.5 cm X 1.5 cm, se usó Mg puro (99.98%) y Li puro (99.97%).
3. Los materiales fueron cargados en un crisol de grafito y fundidos dentro de una atmosfera controlada de argón de alta pureza en un horno de inducción Marca Leybol Heraus de 40 KVA (Figura 2.1).

A continuación, se desarrolla en la Tabla 2.1 una descripción breve que contiene el nombre de cada aleación obtenida, el símbolo que se usa para cada una en este trabajo y la composición química respectiva.

*Tabla 2.1 Composición de las aleaciones estudiadas.*

<b>Denominación</b>	<b>Simbología</b>	<b>Mg [wt%]</b>	<b>Li [wt%]</b>
<i>Hipoeutéctica</i>	L5	94.85	5.15
<i>Eutéctica</i>	L7	92.10	7.90
<i>Hipereutéctica</i>	L15	85.00	15.00

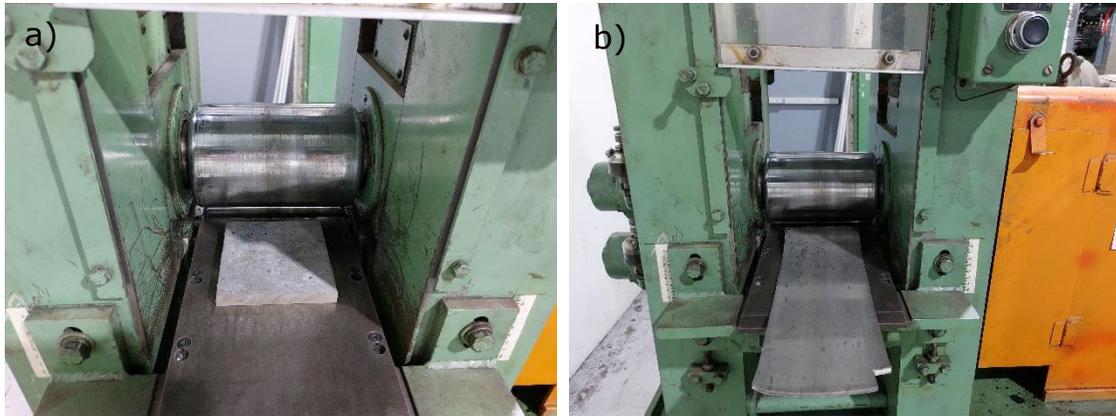


*Figura 2.1 Horno de inducción del laboratorio de materiales metálicos y cerámicos del instituto de investigaciones en materiales, UNAM.*

## **2.2 Proceso de laminado**

Se diseñó un protocolo para cada una de las composiciones (Anexo 1 ) dependiendo del comportamiento exhibido.

El proceso de laminación se realizó con rodillos de 5 pulgadas de diámetro, a una velocidad de laminación promedio de 5 mpm y se tomaron muestras para evaluar la microestructura de las aleaciones L7 y L15 al 30%, 50% y 80% por ciento de deformación. Para la aleación L5 únicamente se tomaron muestras al 30% y 50% debido a que no logró deformarse hasta el 80%. En la Figura 2.2 se observa el proceso de laminación del lingote antes y después de la deformación plástica.



*Figura 2.2 Proceso de laminado a) lingote sin ser laminado y b) laminado después de varios pasos de deformación.*

## **2.3 Propiedades mecánicas**

### **2.3.1 Ensayo de Tensión**

La respuesta mecánica fue evaluada con probetas de geometría y dimensiones adecuadas a una lámina tomando como referencia la norma ASTM E 345-98 (Figura 2.3) [19], partiendo de la pieza de llegada, se seleccionaron tres direcciones: 0°, 45° y 90°, ensayando tres réplicas de cada una. Los ensayos se efectuaron mediante un equipo SHIMADZU AGS-X 10 kN con una velocidad de deformación ( $\epsilon \approx 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ), a temperatura ambiente.

Para la obtención de las probetas de tensión que se muestran en la Figura 2.3 y en la Figura 2.4, se midieron y obtuvieron con una maquina Erkco. Además, se observa de igual manera la colocación de las probetas en la Figura 2.5.

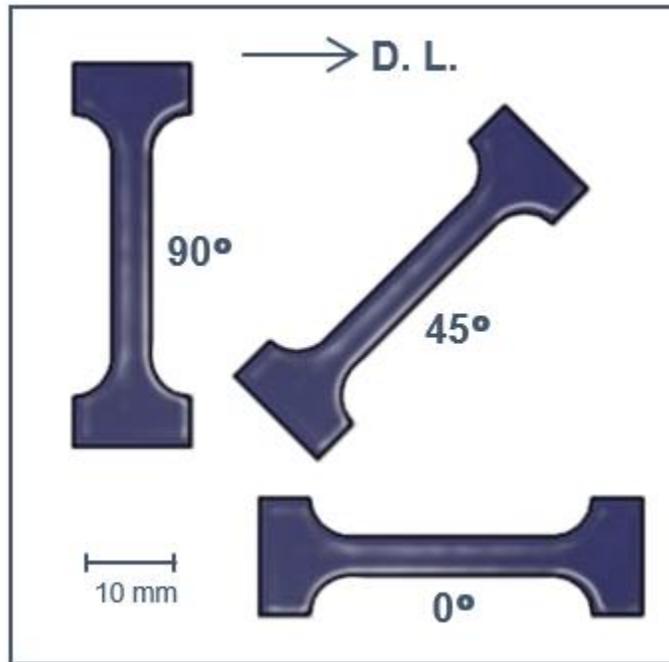


Figura 2.3 Probetas de tensión en las distintas direcciones evaluadas.

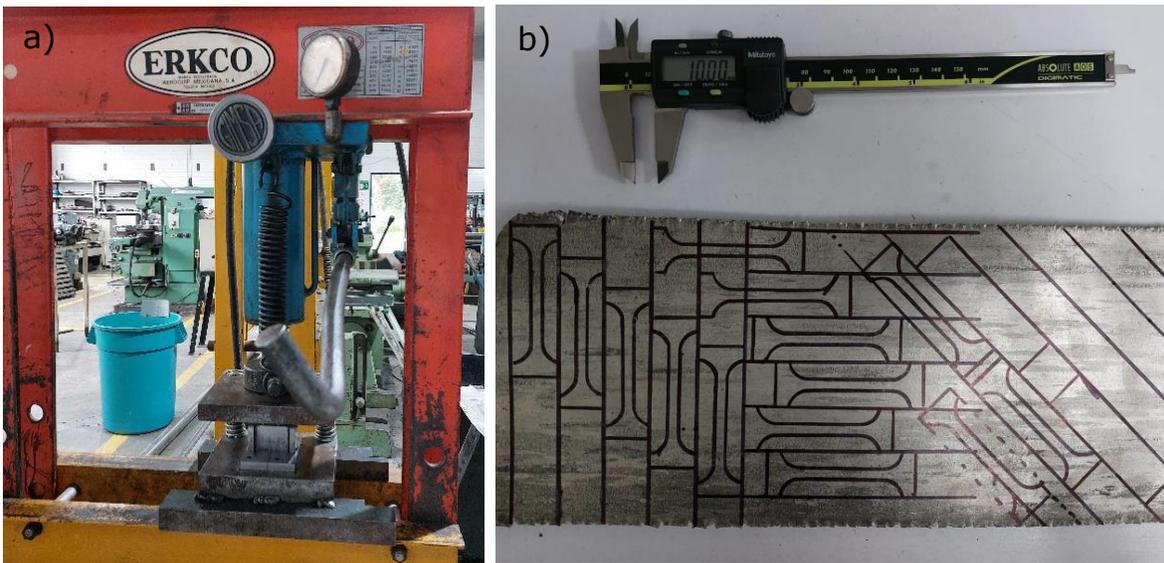


Figura 2.4 a) Máquina Erkco de troquelado de probetas de tensión y b) diseño de probetas en lámina hipereutética.



*Figura 2.5 Colocación del extensómetro de una probeta en la máquina universal SHIMADZU.*

### 2.3.2 Prueba de Microdureza Vickers

La prueba de microdureza Vickers se realizó con la máquina SHIMADZU HMV-G 21 DT, de cada muestra se tomaron 3 indentaciones para reportar un valor representativo de cada una de las mediciones. Las mediciones se tomaron de la siguiente forma: para la composición L5, se evaluó la microdureza en la única fase presente  $\alpha$ -Mg, en la composición L7 se tomaron mediciones en las dos fases  $\alpha$ -Mg y  $\beta$ -Li, por último, para la composición L15, se midió la dureza en la única fase presente  $\beta$ -Li.

En la Figura 2.6 puede verse la toma de huella como muestra de la medición de microdureza Vickers.



lámpara de Cu (WL: 1.541874 Angstrom) con las siguientes condiciones de medición:

-Intervalo 2-theta: 30°-90°

-Tamaño de paso de escaneo: 0.02°

-Velocidad de escaneo: 0.8°/min

### **3. Capítulo 3. Resultados y análisis**

#### **3.1 Caracterización estructural**

##### **3.1.1 Microscopía óptica**

- *Etapa de prueba y diseño del protocolo de laminación*

Para la etapa de prueba, previo a la laminación (con un porcentaje de deformación del 10% acumulado). Se obtuvieron micrografías para L7 evaluadas en 3 porcentajes: 30%, 50% y 80% (Figura 3.1). Para L5 y L15 se puede consultar la sección 3.2.

A continuación, en las tres muestras de la aleación L7 se observan las dos fases  $\alpha$ -Mg (fase clara) y  $\beta$ -Li (fase oscura) (Figura 3.1 a), b) y c)).

En la Figura 3.1 a), la aleación L7 fue deformada al 30%, en la cual se logra ver que los granos de las dos fases presentes comienzan a alinearse en dirección de la laminación, los granos que se formaron en la pieza colada tienden a deformarse hacia el centro de la pieza. La estructura de la fase  $\beta$ -Mg exhibe una deformación perpendicular a la dirección del laminado mientras que la fase  $\alpha$ -Li se alinea horizontalmente al plano de la deformación.

Por otro lado, debido a que entre el paso de deformación del 50% al 80%, las muestras comienzan a agrietarse y fracturarse (Figura 3.1 b) y c)), se modificó el protocolo de laminación bajando el porcentaje de deformación por paso, para disminuir estas imperfecciones y tener la capacidad de laminar el material hasta llegar a 1 mm de espesor.

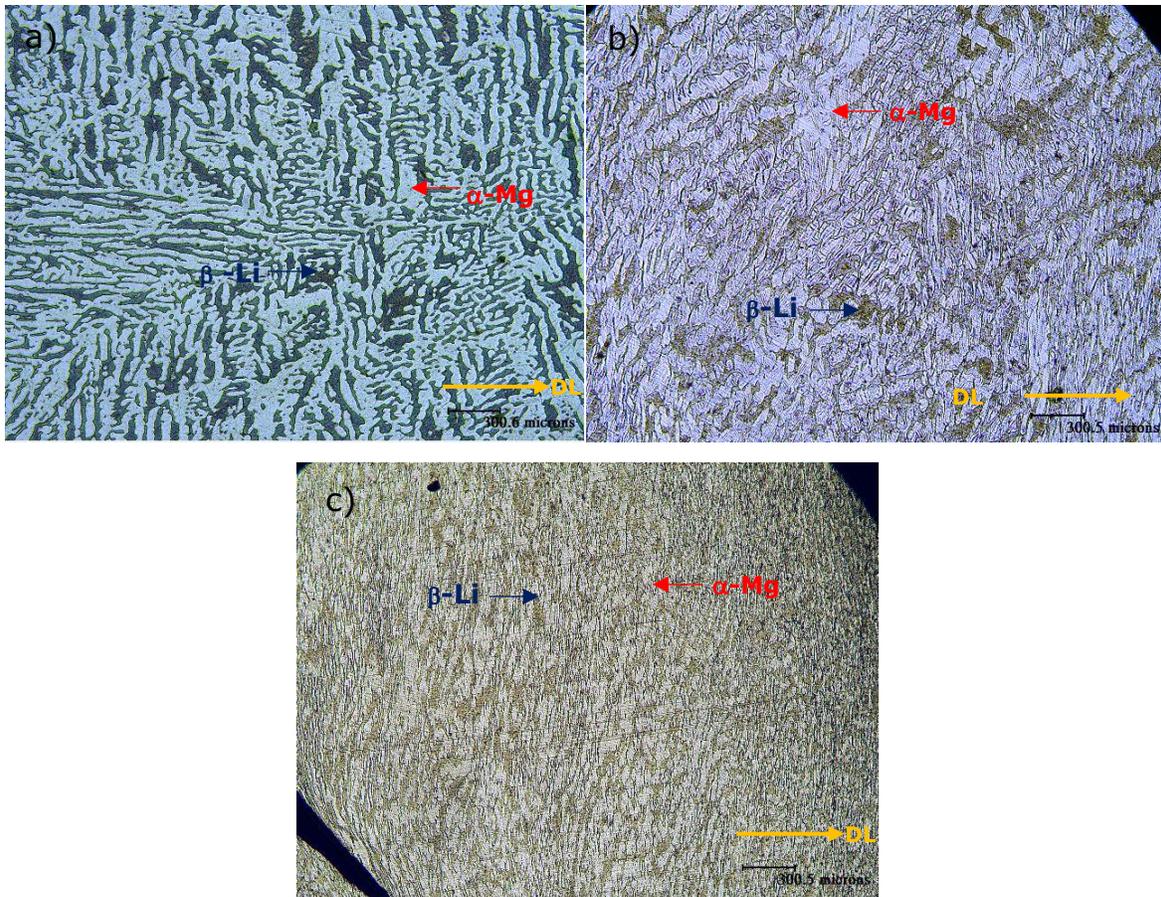


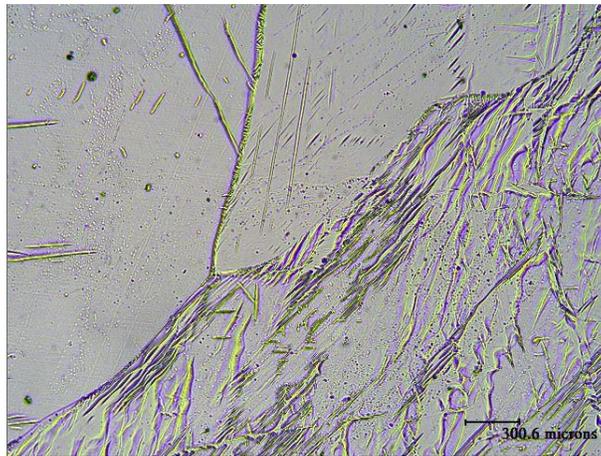
Figura 3.1 Micrografías de la aleación L7 extraídas del proceso de prueba y diseño: a) 30% de deformación, b) 50% de deformación y c) 80% de deformación. Imágenes tomadas a 20X.

- *Etapas de laminación*

Se obtuvieron micrografías correspondientes a las secciones longitudinales de L5; una muestra de fundición, una a 30% y una a 50% de deformación. Para la aleación L7 y L15 se tomaron muestras de fundición y a: 30%, 50% y 80% de deformación.

Para comenzar con la discusión es importante tener presente la microestructura del Mg como punto inicial de comparación. Por lo que, se tomó una sección del lingote utilizado para la preparación de las fundiciones, se hizo una preparación metalográfica y la micrografía obtenida se observa en la Figura 3.2, la muestra presenta Mg puro, la

microestructura se encuentra casi libre de impurezas, sin deformación, además de la presencia de maclas.



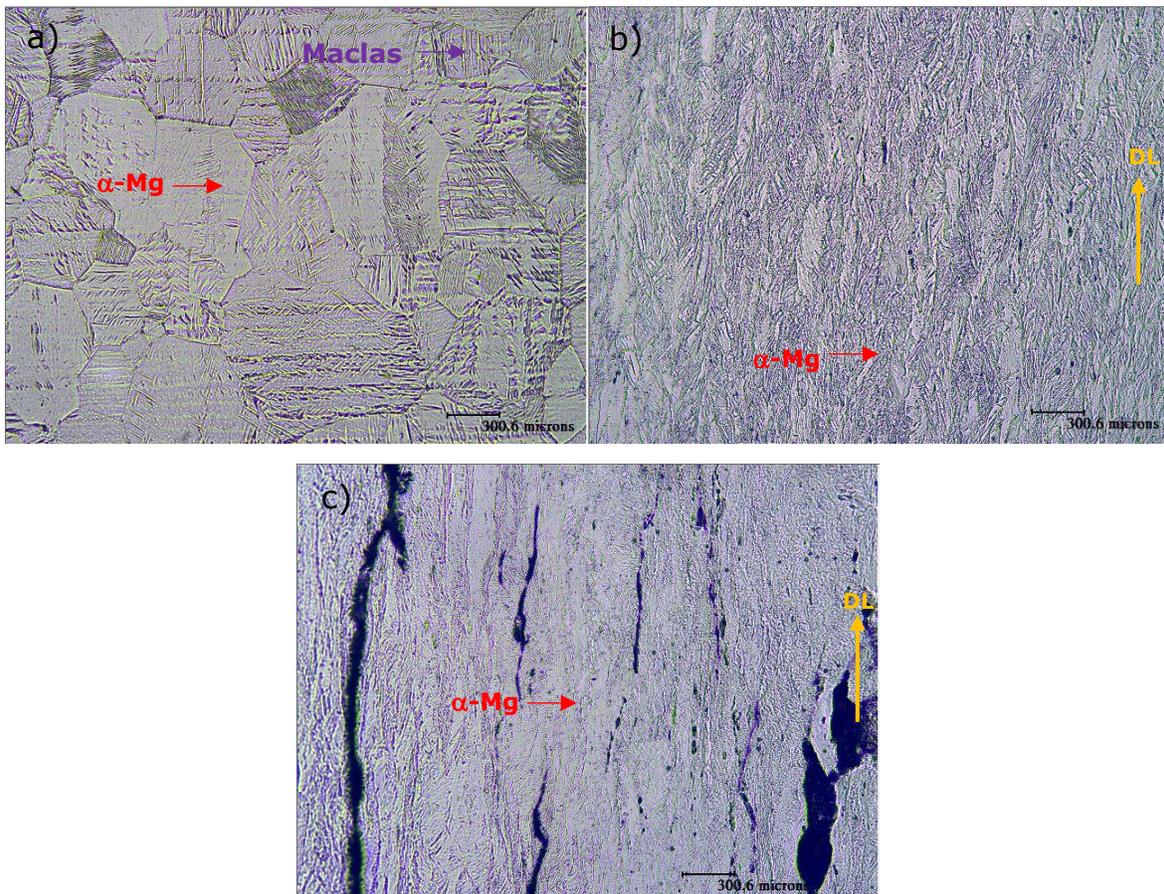
*Figura 3.2 Microestructura de Mg puro tomada a 20X.*

Siguiendo con la microestructura de la aleación L5, se observan características similares a las del Mg puro, en donde se denota la presencia de maclas. En la Figura 3.3 a) los granos exhiben la estructura representativa del Mg puro, debido a que esta aleación tiene únicamente la presencia de una sola fase:  $\alpha$ -Mg. Se debe tomar en cuenta que, para esta composición, se llevó a cabo una laminación en caliente hasta llegar al 50% de deformación.

Una vez que se llegó a este porcentaje los pasos de deformación posteriores se realizaron en frío y se tomaron las muestras presentadas en las Figuras 3.3 b) y c), en donde es evidente observar la reducción del tamaño de grano a medida que aumentó la deformación plástica, si bien, pudiese ser notable una textura importante en el material, debido a la orientación de los granos en dirección de la laminación, comportamiento característico de las aleaciones de Mg como lo reporta la literatura, a medida que se somete mayor deformación en la laminación, se promueve a la alineación

de impurezas, inclusiones y huecos en el metal que debilitan los límites del grano, por lo que el material tenderá a ser débil [14].

Pudiese ser que se presente una recristalización de la fase  $\alpha$ -Mg porque se exhibe una nucleación del límite de grano y crecimiento del núcleo a expensas de los subgranos poligonizados (obsérvese Figura 1.7) [20], los cuales son alargados y de menor tamaño como se puede corroborar en la Figura 3.3 b).



*Figura 3.3 Microestructura de la aleación L5 tomada a 20X: a) Obtenida de fundición, b) 30% de deformación y c) 50% de deformación.*

La muestra de fundición de la aleación eutética (L7) representada en la Figura 3.4 a), es una microestructura típica de una aleación eutética, aunque la estructura que se observa puede clasificarse como un eutético

irregular [20]. El eutéctico, en este caso consiste en granos  $\beta$ -Li de forma angular (fase oscura), sobre una matriz de  $\alpha$ -Mg (fase clara).

En las Figura 3.4 b), c) y d), a medida que la deformación es mayor, la morfología de la fase  $\beta$ -Li se va alargando en la dirección de laminación y las maclas de fase  $\alpha$ -Mg se observa que se reacomodan en la misma dirección.

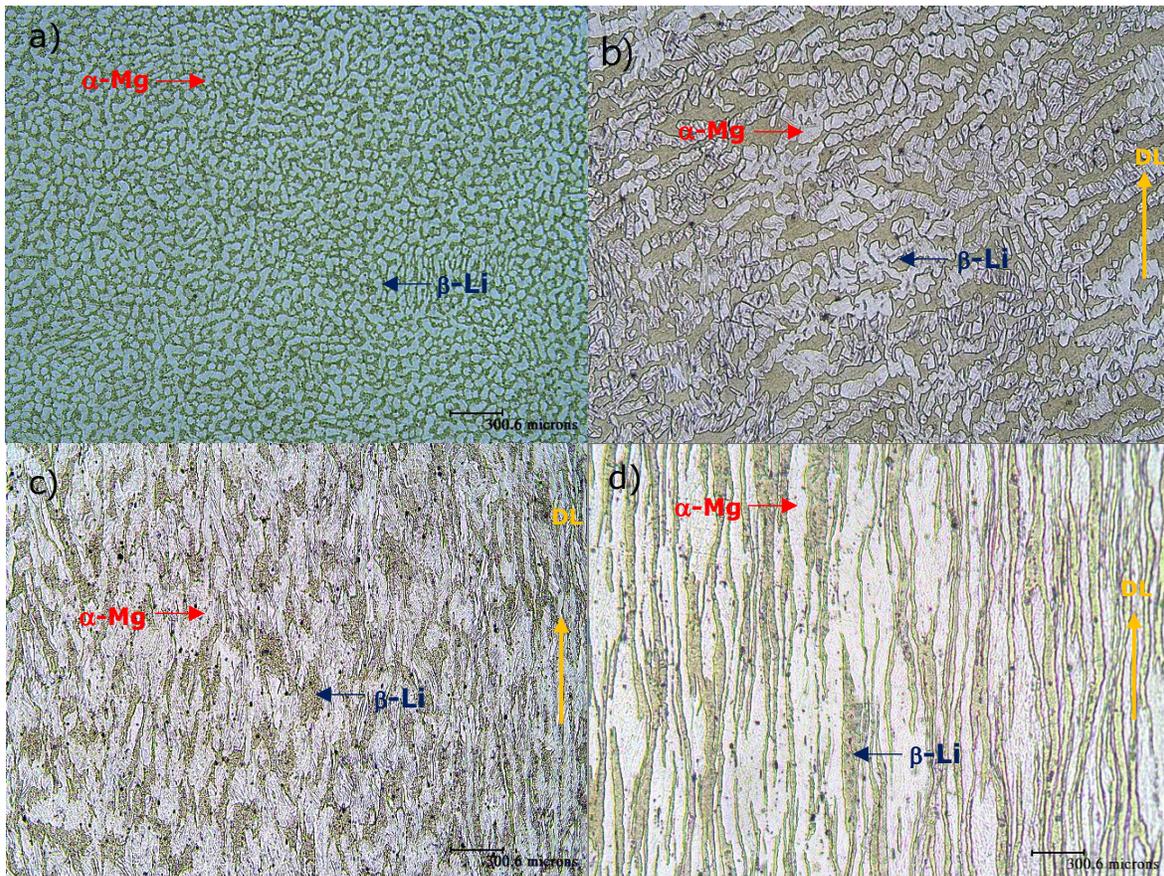


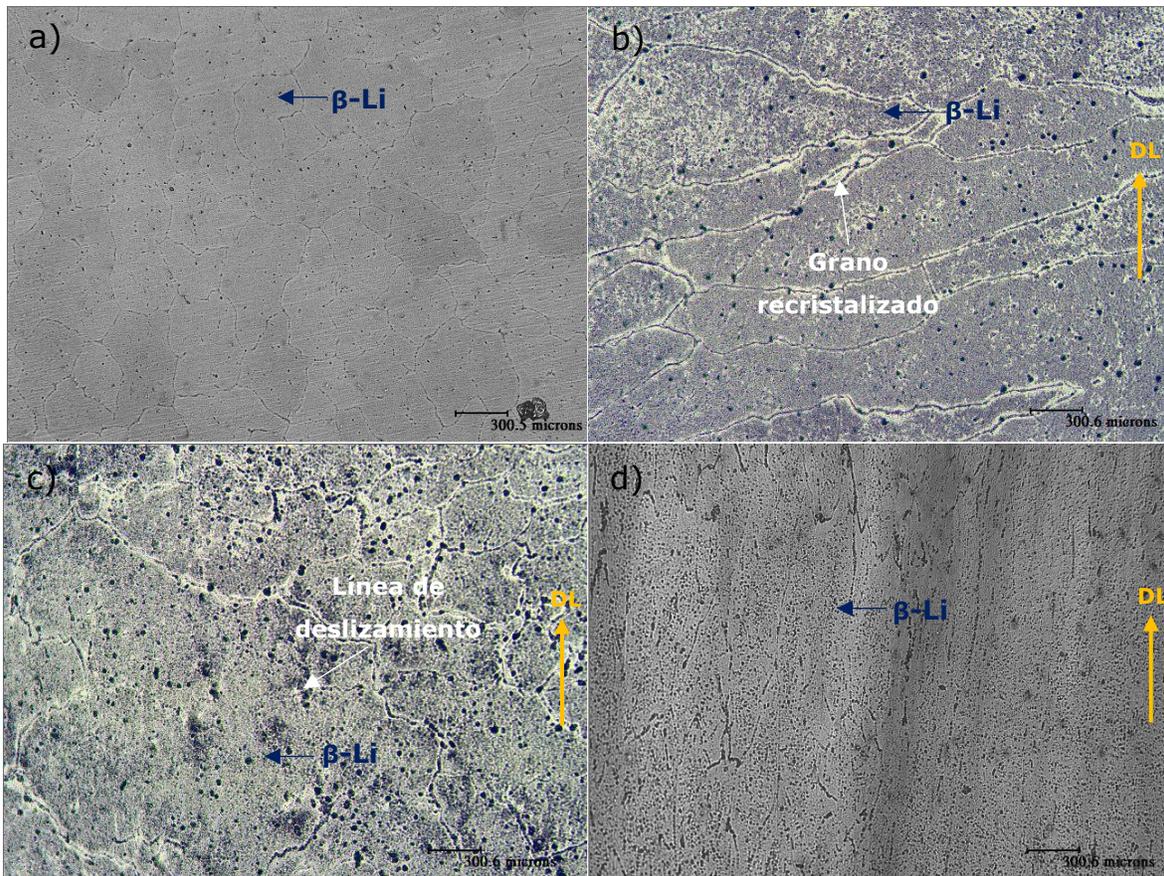
Figura 3.4 Microestructura de la aleación L7 tomada a 20X: a) Obtenida de fundición, b) 30% de deformación, c) 50% de deformación y d) 80% de deformación.

La Figura 3.5 muestra la micrografía óptica de la aleación de L15 obtenida de fundición. El tamaño de grano de la aleación se estima en un valor de entre 500-600  $\mu\text{m}$ , siendo en esta composición el tamaño de grano con mayor valor a comparación de las otras composiciones evaluadas. Después del tercer paso del laminado en frío (30% de deformación), la aleación de L15 consiste en granos equiaxiales, como se muestra en la Figura 3.5 b).

La microestructura característica deformada desaparece y se observan decremento en el tamaño del grano, lo que indica que pueda deberse a la presencia de un proceso de recristalización en esta aleación. En comparación con el estado de fundición, el tamaño de grano del estado laminado aumenta significativamente. Además, como se puede observar en la Figura 3.5 c), el tamaño de grano de la aleación incrementa lo que puede que sea desfavorable para la resistencia, aunque la aleación puede llegar a poseer una excelente ductilidad debido a líneas de deslizamiento. Por lo tanto, la mejora de la resistencia de la aleación mediante un mayor refinamiento del grano es de mucha importancia.

La microestructura de la aleación laminada se compone de tiras delgadas y granos alargados a lo largo de la dirección de laminación, como se muestra en la Figura 3.5 d) se puede observar la microestructura característica recristalizada. Por lo tanto, podría decirse que existen indicios de una recristalización dinámica en donde se pueden observar nuevos granos con contornos de grano limpios y una distribución más uniforme de los mismos. Sin embargo, cada uno de los granos que se observan sin deformación, aumentaron de tamaño en las primeras dos deformaciones y en la última deformación se observa un grano alargado, sin embargo, se denota que el límite del grano parece más delgado, el

espesor de este límite de grano es menor en comparación de los que se formaron en las deformaciones anteriores.



*Figura 3.5. Microestructura de la aleación L15 tomada a 20X: a) Obtenida de fundición, b) 30% de deformación, c) 50% de deformación y d) 80% de deformación.*

En el análisis microestructural en general de las láminas se observó la aparición de bandas de deformación y maclas en los tres materiales. En L7 (obsérvese Figura 3.4), las bandas de deformación están homogéneamente distribuidas, a diferencia de L5 donde las bandas de deformación se extienden a lo largo del espesor. Adicionalmente, se observó que la cantidad de granos recristalizados aumenta de acuerdo con el grado de deformación en frío.

En la Figura 1.4 se presentan las microestructuras de las tres aleaciones de fundición tomadas de la literatura [16], en las que se puede observar una similitud entre las microestructuras obtenidas de fundición. Para L5, ambas microestructuras (Figura 1.4 a) y Figura 3.3) consisten en únicamente granos de  $\alpha$ -Mg sin alcanzar a precipitar aún la fase  $\beta$ -Li. Para L7, está constituida principalmente en  $\alpha$ -Mg (fase blanca) y  $\beta$ -Li (forma de red discontinua de color gris oscuro).

Entonces, se puede observar que cuando el contenido de Li aumenta hasta un 8%, el  $\alpha$ -Mg original se transforma en una estructura de doble fase  $\alpha+\beta$ . La forma blanca en forma de aguja es la fase  $\alpha$  y la forma en bloque gris oscuro es la fase  $\beta$ , como se muestra en la Figura 3.4 a) y Figura 1.4 b). Con un aumento de Li al 15%, la matriz consiste principalmente en fase  $\beta$  que son granos de mayor tamaño en forma de bloques como se muestra en la Figura 1.4 c) y Figura 3.5 a). La fase  $\alpha$  es una solución sólida a base de Mg que posee una estructura HCP y  $\beta$  fase es una solución sólida a base de Li que posee una estructura BCC.

### **3.2 Deformación plástica**

A partir de los lingotes de 15 mm de espesor, se realizó un protocolo de prueba para observar el comportamiento de las tres composiciones. De acuerdo con la Tabla VII.1 (consultar Anexo 1), la deformación propuesta a cada paso fue del 15% para todas las composiciones. Sin embargo, en el análisis metalográfico exhibido anteriormente, la composición eutéctica mostró que el porcentaje de deformación fue muy severo debido a que se fracturó de manera prematura y no se observó claramente el comportamiento de deformación, indicando que la velocidad de deformación es una variable importante a considerar, para cada aleación se puede decir lo siguiente:

- a) L5, mostró grietas al 30% de deformación.

- b) L7, mostró grietas al 50% de deformación.
- c) L15, no tuvo problemas al deformarse, pero exhibió grietas cuando se llegó al 80% de deformación.

Por lo que, debido al comportamiento anterior se eligió que para la aleación con mayor contenido de Li (L15) el protocolo diseñado se haría a temperatura ambiente, es decir, la laminación se realizó en frío. Sin embargo, para la aleación con menos contenido de Li (L5), se eligió laminar en caliente hasta alcanzar 3 mm (equivalente al 80% de reducción del espesor total) de espesor de deformación debido a que el material no permitió una deformación homogénea en frío. Esto mismo se realizó para la aleación eutéctica, sin embargo, el límite de permisibilidad de deformación se observó al 50% de deformación. Una vez analizadas las características de cada aleación se diseñó el protocolo adecuado para cada una.



Figura 3.6 Protocolo de laminación en distintos porcentajes: a) 0%, b) 15%, c) 30%, d) 45% y e) 60%.

### 3.3 Propiedades mecánicas

Es interesante notar que en todas las direcciones de la aleación L5 se demuestra una curva de deformación-tensión dentada en todas las direcciones estudiadas, que también se conoce como flujo/efecto dentado o inestabilidad plástica [21]. Mientras tanto, para la aleación L7 esta deformación dentada es más pausada en todas las direcciones estudiadas, y en la aleación L15 no hay signos de un fenómeno similar en ninguna de las direcciones. Este fenómeno puede ser explicado debido a la interacción que ocurre entre los límites de los granos de las maclas y las bandas deslizantes, las cuales están presentes únicamente en las composiciones que tiene presente la fase  $\alpha$ -Mg [21].

Para la aleación de doble fase (aleación L7), la ductilidad debería presentarse como una combinación de ambas fases. Generalmente, la estructura HCP de la fase  $\alpha$ -Mg presenta dos sistemas de deslizamiento independientes a temperatura ambiente, y esta fase es reacia a cumplir con el criterio de Von Mises, requiriendo cinco sistemas de deslizamiento independientes para deslizamientos.

Mientras que, la estructura BCC de la fase  $\beta$ -Li posee al menos doce sistemas de deslizamiento independientes y, a menudo, presenta una alta ductilidad. Se deduce naturalmente que la deformación ocurre principalmente en la fase  $\beta$ -Li, ya que la fase  $\beta$ -Li posee una menor resistencia, así como una mayor ductilidad, que la fase  $\alpha$ -Mg [21]. Por lo tanto, para la aleación de doble fase, L7, una alta fracción de fase  $\beta$ -Li significa una alta plasticidad de la aleación, al menos en dirección  $0^\circ$  y  $45^\circ$  (Figura 3.7 c)) [22]. Sin embargo, los valores obtenidos no presentan dicho comportamiento, las propiedades mecánicas son menores a las obtenidas para L5 y L15, esto pueda ser debido a que L7 es la única composición que no presentó indicios de una recristalización dinámica como se pudo observar en el capítulo 3.1.

Es bien sabido que el proceso de recristalización conduce a la disminución de la resistencia y a la mejora de la elongación, características que presentan las aleaciones L7 y L15.

A continuación, se muestran las curvas esfuerzo-deformación obtenidas para cada aleación a  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  y  $90^\circ$  en referencia a la dirección de laminación, obsérvese Figura 3.7.

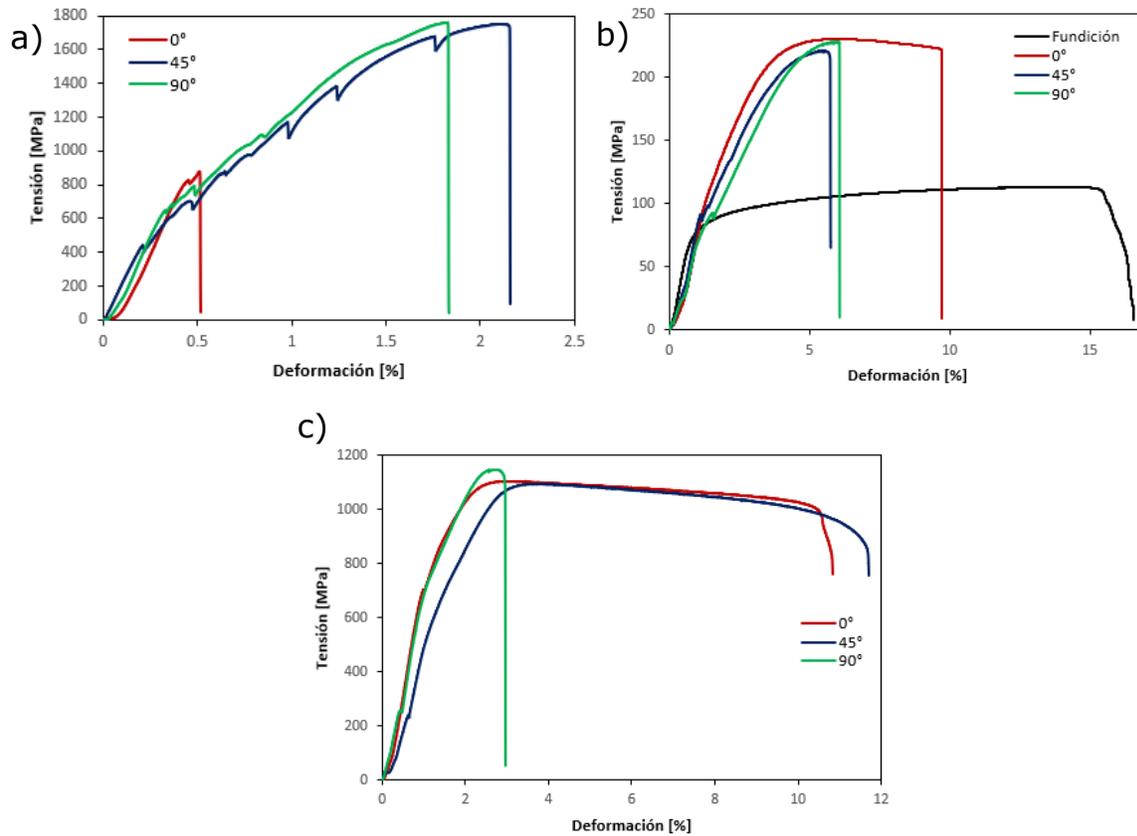
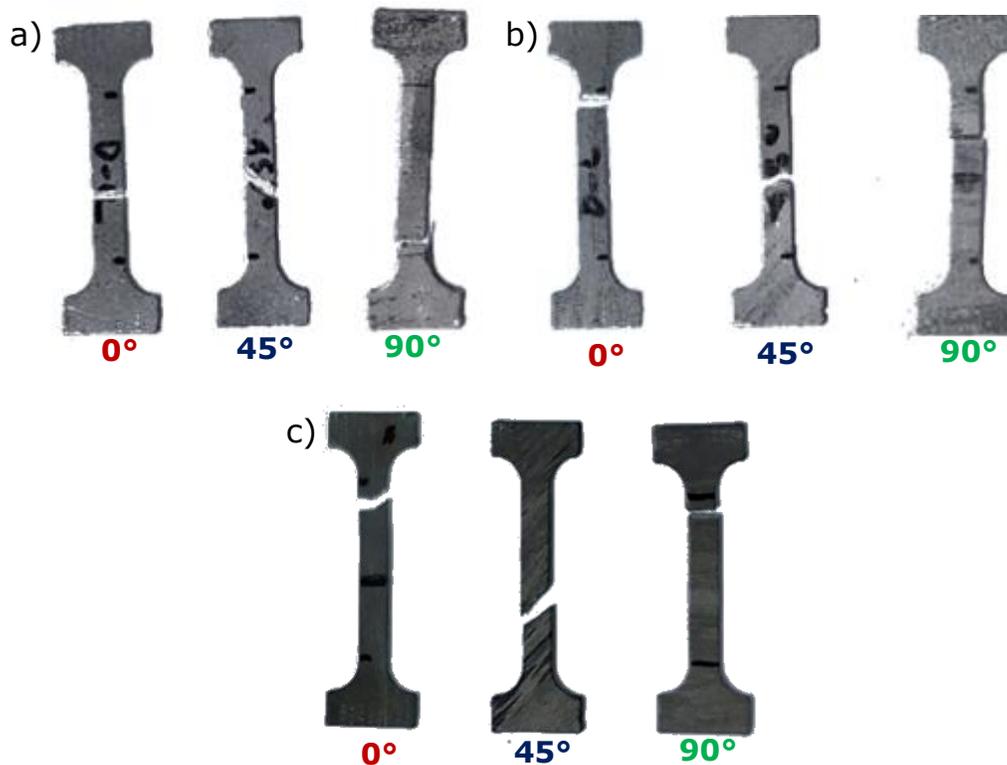


Figura 3.7 Curvas de tensión–deformación de láminas: (a) L5, (b) L7 y (c) L15.

Con el fin de mostrar más aspectos del comportamiento a la fractura de estas tres aleaciones, se examinan las probetas de tensión ensayadas para cada aleación (Figura 3.8). Se observa una tendencia interesante en la probeta que se realizó en dirección a 45° su fractura es a 45° en todas las aleaciones. Mientras tanto, en dirección 0° y a 90° la fractura es perpendicular a la sección transversal de la probeta.



*Figura 3.8 Probetas de tensión ensayadas: a) composición hipoeutética, composición eutética y c) composición hipereutética.*

En la Figura 3.9 se pueden observar los valores de límite elástico y resistencia a la ruptura para las distintas aleaciones evaluadas. Las gráficas presentadas muestran valores más altos de resistencia para L5 y L15, pero para L7 ocurre lo contrario, esto pueda ser debido a la recristalización que existe tanto en L5 como en L15, debido a que cuando existe un fenómeno de recristalización los defectos cristalinos tienden a disminuir porque existen nuevos granos.

Un comportamiento interesante es que en la dirección de laminación ( $0^\circ$ ), la resistencia es mucho mayor a comparación de las demás direcciones ( $45^\circ$  y  $90^\circ$ ), este cambio de valores en las propiedades a cada dirección conlleva a que en todas las aleaciones se presenta un comportamiento anisotrópico del material.

En la microestructura de la composición eutéctica L7, en comparación de las aleaciones L5 y L15, presenta una microestructura definida al estar compuesta de dos fases ( $\alpha$ -Mg y  $\beta$ -Li), se ha demostrado que este tipo de microestructuras compuesta por dos fases contienen otras características distintas a las de las fases por separado.

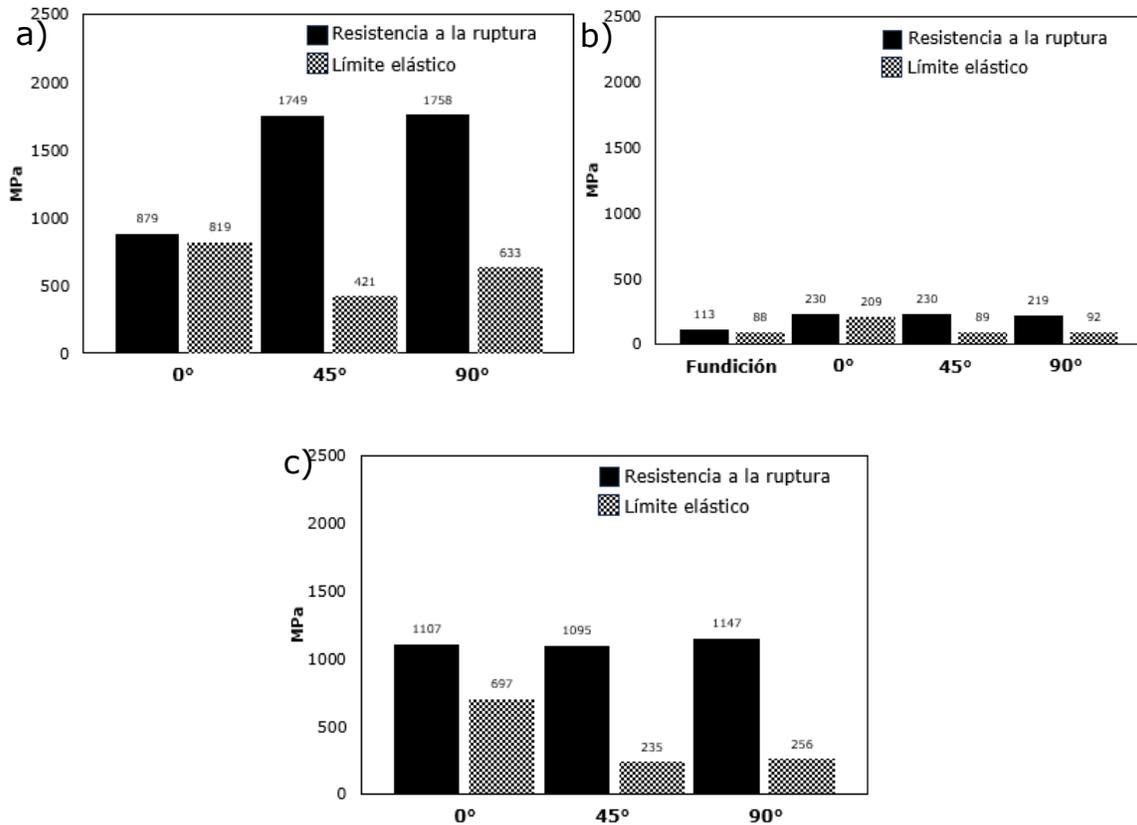


Figura 3.9 Propiedades mecánicas de las aleaciones: a) L5, b) L7 y c) L15.

En la Figura 3.10 se puede observar el porcentaje de elongación máxima a la rotura de cada una de las aleaciones. Es notable que la ductilidad de la aleación con menor porcentaje de Li, es decir, la aleación que contiene únicamente la fase  $\alpha$ -Mg presenta muy baja elongación en comparación de las aleaciones L7 y L15.

Además, se observa que la ductilidad depende de la dirección en las que fueron tomadas las probetas para el ensayo de tensión, la dirección en la que se obtuvieron valores con menos elongación fue a 90°, lo que podría indicar que, relacionando la metalografía en la que se observan granos alargados, estos están siendo sometidos a tensión en dirección perpendicular a la laminación. Otra observación importante es, que a mayor porcentaje de la fase  $\beta$ -Li mayor será la ductilidad de la aleación como se muestra claramente en las gráficas de cada aleación.

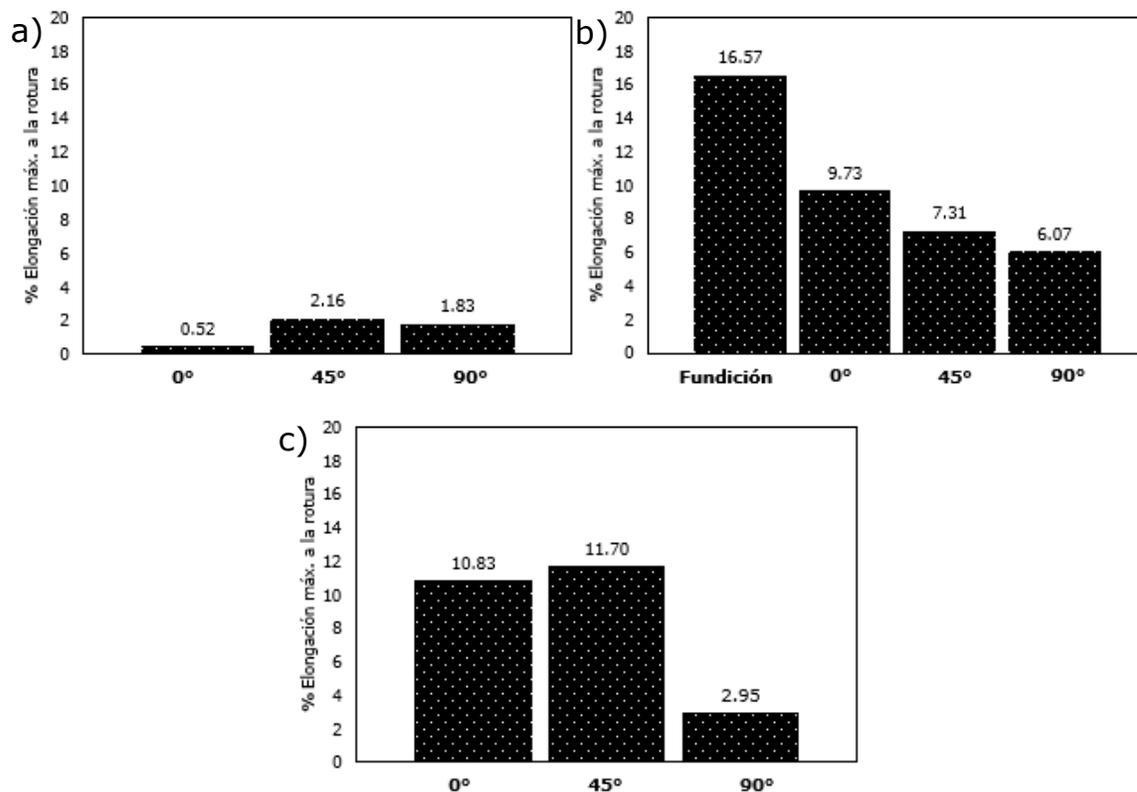


Figura 3.10 Valores de % de elongación máxima a la rotura de las aleaciones: a) L5, b) L7 y c) L15.

### 3.3.1 Microdureza Vickers

Las gráficas de la Figura 3.11 muestran la medición de la microdureza realizada sobre la fase  $\alpha$  y  $\beta$  donde se comparó la dureza medida para cada aleación después del tratamiento termomecánico.

Observando el comportamiento de cada una de las fases en la prueba de microdureza Vickers, se tiene una tendencia similar para cada fase en las diferentes composiciones. En la Figura 3.11 b), para la composición L5, la fase  $\alpha$ -Mg, a medida que aumenta la deformación plástica, aumenta la dureza de la fase. Sin embargo, a medida que se llega al límite de deformación antes de la fractura, la dureza se mantiene, lo que indica que el material ya no cede a más deformación. Como se observó en el protocolo de L5, el material tiene un límite en el cual ya no permite más deformación.

Para la composición L7, se observa en la Figura 3.11 a), que la fase  $\alpha$ -Mg se comporta de manera similar que en L5. Existe un cambio considerable en la dureza en los intervalos de 0 a 30%, de 30 a 50%, pero disminuye de 50 a 80%, lo que indica que esta fase tiene un límite en su dureza debido a que el Mg tiene una estructura HCP, lo que limita la deformación plástica y, por lo tanto, que la fase pueda deformarse, lo que requiere mayor esfuerzo del material.

Por otra parte, ocurre un fenómeno con la fase  $\beta$ -Li, esta fase tanto en los valores obtenidos en la aleación L7 como en L15 (Figura 3.11 c)), cuando se realiza el 30% de deformación ocurre un aumento abrupto de la dureza que se mantiene constante hasta el siguiente paso de deformación con el 50%, este aumento podría ser debido a que la fase  $\beta$ -Li es un microconstituyente que aparece una vez alcanzado el punto eutéctico de la aleación, pueda ser que a medida que el contenido de Li aumente, esta

fase promueva la recristalización como se observó en las Figura 3.3Figura 3.5.

Además, debido a la deformación en frío el material, el material se endurece a mayor tasa de deformación, debido a que se promueve la formación de dislocaciones en cada una de las fases.

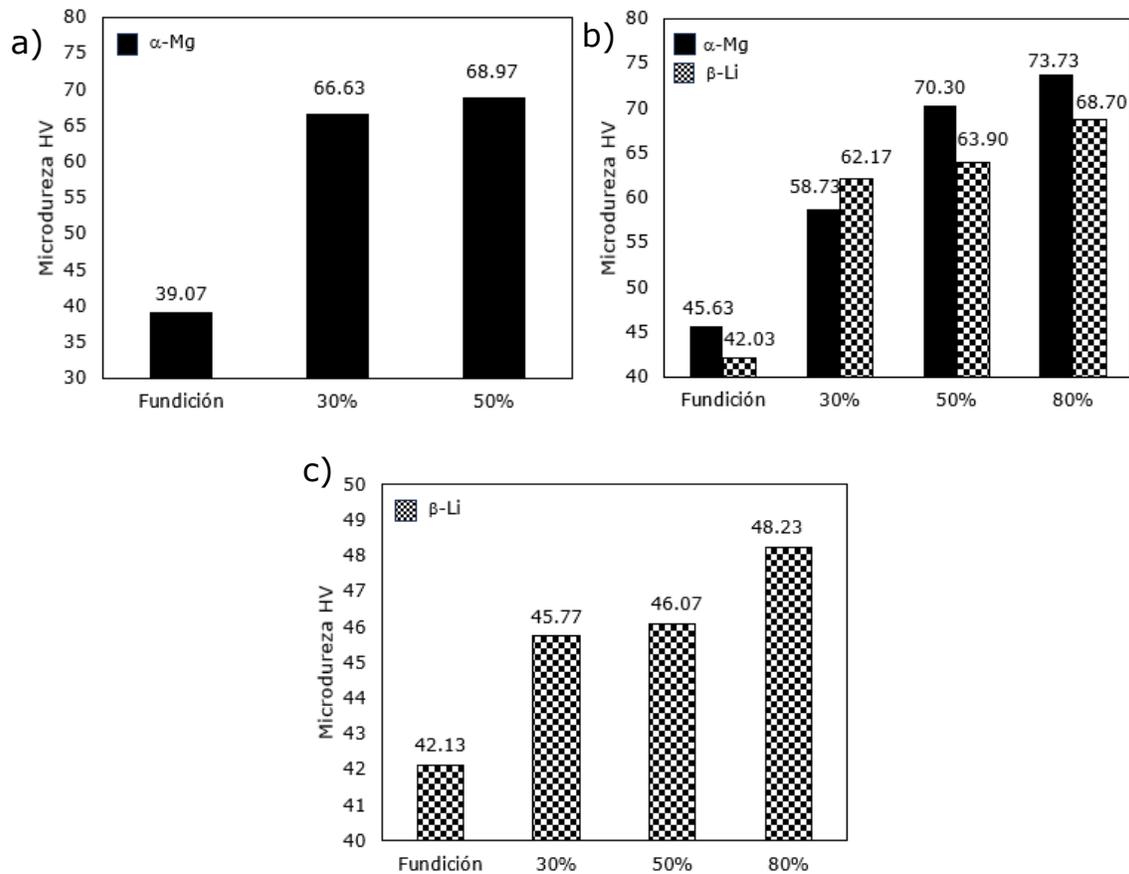


Figura 3.11 Microdureza de las aleaciones: a) fase  $\alpha$ -Mg de la aleación L5, c) fases  $\alpha$ -Mg y  $\beta$ -Li de la aleación L7 y c) fase  $\beta$ -Li de la aleación L15.

### 3.4 Anisotropía mecánica

Con los datos obtenidos mediante el software TRAPEZIUMX, se analizaron valores de espesor ( $w_0$ ) y longitud ( $l_0$ ) efectivas de la probeta. Para obtener el valor de la anisotropía normal con los datos de tensión registrados, se tomó como referencia la Ecuación 1.1 Anisotropía mecánica normal [18]. A continuación, en la Tabla 3.1 se observan los valores obtenidos para cada una de las composiciones:

Tabla 3.1 Valores de anisotropía mecánica normal.

		<b>L5</b>	<b>L7</b>	<b>L15</b>
R	0°	0.592	-7.793	3.458
	45°	0.300	31.838	-1.482
	90°	0.332	1.650	0.0558

La composición hipoeutética es la aleación que muestra valores de anisotropía normal parecidos entre sí [18].

Por otra parte, las composiciones eutética e hipereutética no muestran una respuesta uniforme en las direcciones evaluadas. Esto pueda ser debido a diferentes factores:

- 1) Estructura cristalina: la composición eutética contiene dos fases  $\alpha$ -Mg y  $\beta$ -Li en la misma proporción como se logra ver las micrografías evaluadas. Existe una combinación entre la estructura BCC y HCP, puede que ciertos planos cristalográficos hayan sido más fáciles de deformar que otros. Para la composición hipoeutética la única fase presente es la  $\alpha$ -Mg, el Mg ha reportado tener un comportamiento anisotrópico, por otro lado, el contenido de la fase hipereutética es  $\beta$ -Li, el Li exhibe un comportamiento isotrópico.
- 2) Comportamiento de flujo: la presencia de texturas en la microestructura puede afectar la capacidad del material para fluir de manera uniforme en todas las direcciones.

Por otro lado, para evaluar el valor de anisotropía planar se utilizó la Ecuación 1.2, de la cual resultan en los siguientes valores mostrados en la Tabla 3.2:

*Tabla 3.2. Valores de la anisotropía planar*

	<b>L5</b>	<b>L7</b>	<b>L15</b>
$\Delta R$	0.762	28.76	0.276

Este valor de anisotropía planar obtenido para cada aleación, como se mencionó anteriormente, es utilizado para evaluar si las láminas causan el borde ondulado. A mayor ondulación, la hoja laminada presenta más resistencia en las distintas orientaciones, por lo tanto, mayor es el comportamiento anisotrópico. [18]

Entonces, como lo indica Kalpakjian [18] cuando  $\Delta R=0$ , no se forman ondulaciones. La altura de las ondulaciones aumenta cuando se incrementa R. Con lo mencionado anteriormente, se pudiese decir que la aleación L7 es la aleación con mayor comportamiento anisotrópico.

### **3.5 Difracción de Rayos X**

La Figura 3.12 muestra los patrones DRX de la fundición y laminación de las composiciones estudiadas. Para la composición L5, según las fichas que correspondieron a la indexación se identificó el compuesto  $\text{Li}_{0.93}\text{Mg}_{4.08}$  el cual corresponde a la fase  $\alpha$  (como se muestra en la Figura 3.12 a)).

Por otro lado, al ver los planos que predominan en la aleación L7, además de la fase  $\alpha$ , también se compone del compuesto  $\text{Li}_3\text{-Mg}_{4.08}$  que corresponde principalmente a las fases  $\alpha+\beta$  como se muestra en la Figura 3.12 b). Finalmente, para la composición L15, se compone principalmente de fase  $\beta$  (Li) (como se muestra en la Figura 3.12 c)).

Los DRX obtenidos tanto para las muestras laminadas como las muestras obtenidas de fundición, se pueden observar en la Figura 3.12 en donde se muestra que ambas curvas de difracción se componen de las mismas fases que las muestras de fundición, lo que es congruente con el diagrama de fases del sistema Mg-Li, es evidente que la laminación promueve una orientación preferencial en ciertos planos que coinciden con la dirección de la deformación realizada durante la laminación.

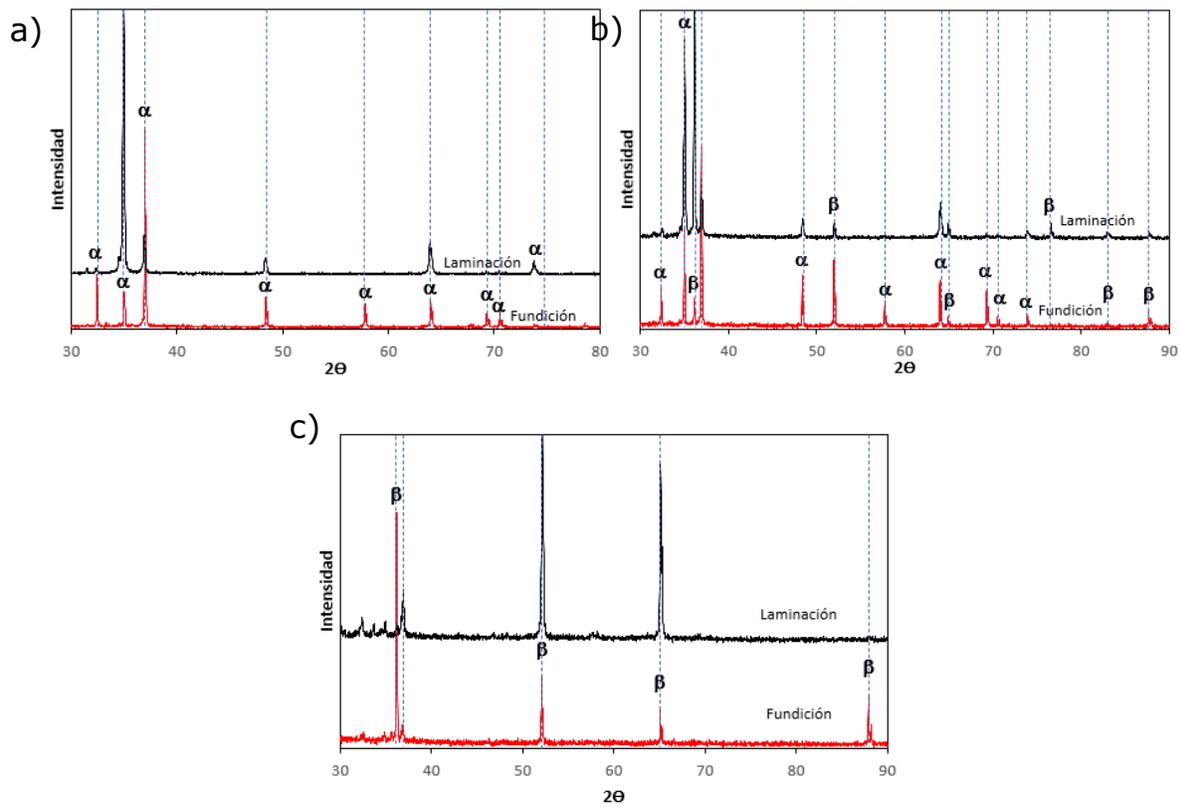


Figura 3.12 Diagramas DRX de las aleaciones de fundición y laminadas:  
a) L5, b) L7 y c) L15.

#### 4. Capítulo 4. Conclusiones

- Las composiciones hipoeutéctica, eutéctica e hipereutéctica fabricadas y analizadas consistieron en las siguientes aleaciones L5, L7 y L15, respectivamente.  
Con base en las pruebas realizadas, la capacidad de deformación radica en que, a mayor cantidad de adición de Li, mayor la capacidad de deformación de la aleación.
- El análisis de las muestras provenientes de fundición, a través de microscopía óptica y difracción de Rayos X, mostró para la aleación L7 las fases presentes son:  $\alpha$ -Mg y  $\beta$ -Li,  $\alpha$ -Mg en L5 y  $\beta$ -Li en L15. Posterior al proceso de deformación plástica, la aleación L5 muestra presencia de maclas e indicios de recristalización dinámica. La aleación L7, muestra mayor orientación y deformación de los granos de ambas fases. Por último, la aleación L15 dio como resultado una estructura altamente deformada propicia para un proceso de recuperación y recristalización.
- Los valores de anisotropía reportados, junto con la evidencia mostrada de los ensayos de tensión, exhiben que cuando se tiene una estructura eutéctica, mayor es el comportamiento anisotrópico.
- Las fases se endurecen a medida que el porcentaje de deformación aumenta debido a la formación de defectos cristalinos de las aleaciones.

## VI. Bibliografía

- [1] S. Zhang, R. Wu, F. Zhong, X. Ma, X. Wang, and Q. Wu, "Ultra-high strength Mg-Li alloy with B2 particles and spinodal decomposition zones," *Fundamental Research*, vol. 3, no. 3, pp. 430–433, May 2023, doi: 10.1016/j.fmre.2022.01.023.
- [2] J. Xu *et al.*, "The Mechanism for Li-addition Induced Homogeneous Deformation in Mg-4.5 wt. % Li Alloy," *Int J Plast*, p. 103763, Sep. 2023, doi: 10.1016/j.ijplas.2023.103763.
- [3] Z. Drozd, Z. Trojanová, and S. Kúdela, "Deformation behaviour of Mg–Li–Al alloys," *J Alloys Compd*, vol. 378, no. 1–2, pp. 192–195, Sep. 2004, doi: 10.1016/j.jallcom.2004.01.040.
- [4] Y. Yang, X. Xiong, J. Chen, X. Peng, D. Chen, and F. Pan, "Research advances of magnesium and magnesium alloys worldwide in 2022," *Journal of Magnesium and Alloys*, Sep. 2023, doi: 10.1016/j.jma.2023.07.011.
- [5] R. Neelameggham, "Primary production of magnesium," in *Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy*, Elsevier, 2013, pp. 1–32. doi: 10.1533/9780857097293.1.
- [6] H. K. Abdel-Aal, *Magnesium*. First edition. | Boca Raton, FL: CRC Press/Taylor & Francis Group, 2018. | "A CRC title, part of the Taylor & Francis imprint, a member of the Taylor & Francis Group, the academic division of T&F Informa plc.": CRC Press, 2018. doi: 10.1201/9781351170642.
- [7] H. E. Friedrich and B. L. Mordike, *Magnesium Technology*. Berlin/Heidelberg: Springer-Verlag, 2006. doi: 10.1007/3-540-30812-1.

- [8] P. Maier, N. R. Neelameggham, V. M. Miller, and S. Barela, *Magnesium Technology 2022*. Cham: Springer International Publishing, 2022. doi: 10.1007/978-3-030-92533-8.
- [9] A. A. Kaya, "A Review on Developments in Magnesium Alloys," *Front Mater*, vol. 7, Aug. 2020, doi: 10.3389/fmats.2020.00198.
- [10] U. Masood Chaudry, S. Tekumalla, M. Gupta, T.-S. Jun, and K. Hamad, "Designing highly ductile magnesium alloys: current status and future challenges," *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, vol. 47, no. 2, pp. 194–281, Mar. 2022, doi: 10.1080/10408436.2021.1947185.
- [11] T. W. Cain and J. P. Labukas, "The development of  $\beta$  phase Mg–Li alloys for ultralight corrosion resistant applications," *Npj Mater Degrad*, vol. 4, no. 1, p. 17, Jun. 2020, doi: 10.1038/s41529-020-0121-2.
- [12] S. K. Mishra, V. Manakari, G. Parande, P. R. Matli, and M. Gupta, "Development of Ultralight Binary Mg–Li Alloys: Enhancing Damping, Ductility, and Ultimate Compressive Strength beyond 2000 MPa," *J Mater Eng Perform*, vol. 32, no. 6, pp. 2723–2734, Mar. 2023, doi: 10.1007/s11665-022-07335-w.
- [13] A. A. Kaya, "Physical metallurgy of magnesium," in *Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy*, Elsevier, 2013, pp. 33–84. doi: 10.1533/9780857097293.33.
- [14] I. Polmear, D. StJohn, J.-F. Nie, and M. Qian, "Magnesium Alloys," in *Light Alloys*, Elsevier, 2017, pp. 287–367. doi: 10.1016/B978-0-08-099431-4.00006-3.

- [15] N. Rahulan, S. Gopalan, and S. Kumaran, "Effect of Lithium on the Mechanical Behavior of Magnesium," *Mater Today Proc*, vol. 18, pp. 2573–2580, 2019, doi: 10.1016/j.matpr.2019.07.115.
- [16] Y. Tang, W. Jia, X. Liu, Q. Le, and Y. Zhang, "Fabrication of high strength  $\alpha$ ,  $\alpha+\beta$ ,  $\beta$  phase containing Mg-Li alloys with 0.2%Y by extruding and annealing process," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 675, pp. 55–64, Oct. 2016, doi: 10.1016/j.msea.2016.08.007.
- [17] Vázquez Lucio, *Teoría de la plasticidad aplicada a los procesos de formado de metales*, Primera edición. México, 2008.
- [18] S. Kalpakjian and S. R. Schmid, *Manufactura, ingeniería y tecnología*, Pearson Educación. México, 2018. doi: 10.1080/00207549008942721.
- [19] Subcommittee E28.04 on Uniaxial Testing, "ASTM E345-08 Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Foil," in *ASTM Standards*, vol. 03.01, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States, 2008, pp. 1–6.
- [20] G. F. Vander Voort, Ed., *Metallography and Microstructures*. ASM International, 2004. doi: 10.31399/asm.hb.v09.9781627081771.
- [21] D. Hanwu, W. Limin, L. Ke, W. Lidong, J. Bin, and P. Fusheng, "Microstructure and deformation behaviors of two Mg-Li dual-phase alloys with an increasing tensile speed," *Mater Des*, vol. 90, pp. 157–164, Jan. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.10.111.
- [22] H. Dong, L. Wang, Y. Wu, and L. Wang, "Effect of Y on microstructure and mechanical properties of duplex Mg–7Li alloys," *J Alloys Compd*,

vol. 506, no. 1, pp. 468–474, Sep. 2010, doi:  
10.1016/j.jallcom.2010.07.032.

- [23] A. Kumar Dey, "Introduction to Von Mises Stress Concept," Mechanical, Piping Stress Analysis, Piping Stress Basics. Accessed: Nov. 04, 2023. [Online]. Available: <https://whatispiping.com/von-mises-stress/>

## VII. Anexos

### **Anexo 1 Protocolo de laminación de prueba**

*Tabla VII.1 Protocolo de laminación de prueba para todas las aleaciones: L5, L7 y L15.*

Espesor [mm]	Reducción total %	Deformación real			Observaciones
		<b>L5</b>	<b>L7</b>	<b>L15</b>	
Valores teóricos		<b>L5</b>	<b>L7</b>	<b>L15</b>	
14.60	15.00	12.72	12.65	12.69	
12.41	27.75	10.80	10.76	10.60	
10.54	38.58	9.03	9.06	9.02	
8.96	47.79	7.88	7.69	7.67	<b>L5 se fractura</b>
7.62	55.62		6.38	6.34	
6.47	62.28		5.38	5.33	
5.50	67.94		4.50	4.46	
4.68	72.75		3.76	3.71	
3.97	76.83		3.14	3.09	<b>L7 se agrieta</b>
3.38	80.31		2.60	2.58	
2.87	83.26		2.15	2.07	
2.44	85.77		1.74	1.69	
2.07	88.23		1.43	1.39	<b>L7 se fractura</b>
1.76	89.99			1.04	
1.50	91.49			0.82	<b>L15 se agrieta</b>
1.27	92.77			0.60	

## Anexo 2. Protocolos de laminación reales para L5, L7 y L15

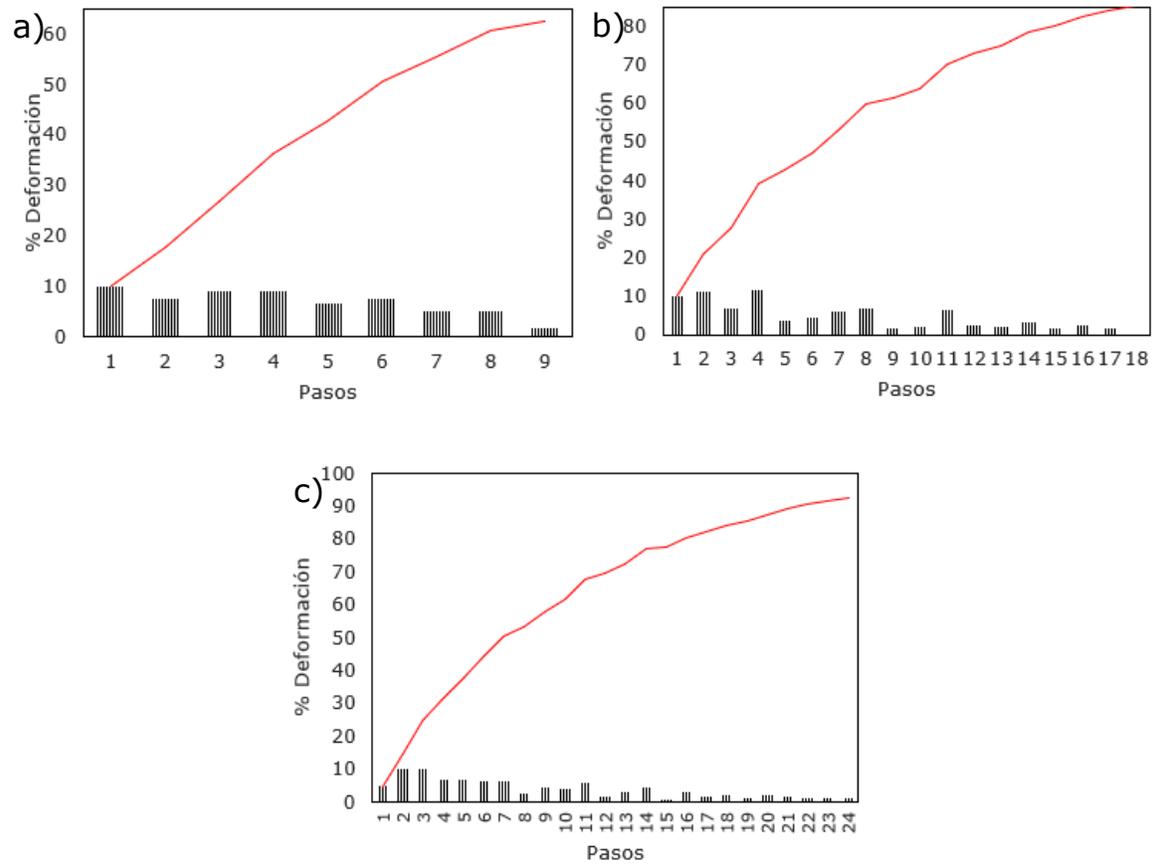


Figura VII.1 Protocolo de laminación de las aleaciones: a) L5, b) L7 y c) L15.

*Tabla VII.2 Protocolo de laminación de la composición hipoeutéctica.*

Reducción acumulada %	<b>Espesor experimental inicial [mm]</b>	<b>Espesor experimental final [mm]</b>
0.00		3.15
10.16	3.15	2.83
17.78	2.83	2.59
26.98	2.59	2.30
36.19	2.30	2.01
42.86	2.01	1.80
50.48	1.80	1.56
55.56	1.56	1.40
60.63	1.40	1.24
62.54	1.24	1.18

Tabla VII.3 Protocolo de laminación de la composición eutéctica.

Reducción acumulada %	Espesor experimental inicial [mm]	Espesor experimental final [mm]
0.00		6.99
10.01	6.99	6.29
21.03	6.29	5.52
27.75	5.52	5.05
39.34	5.05	4.24
42.92	4.24	3.99
47.21	3.99	3.69
53.22	3.69	3.27
59.94	3.27	2.80
61.66	2.80	2.68
63.81	2.68	2.53
70.39	2.53	2.07
72.82	2.07	1.90
74.96	1.90	1.75
78.40	1.75	1.51
80.11	1.51	1.39
82.55	1.39	1.22
84.12	1.22	1.11
85.41	1.11	1.02

Tabla VII.4 Protocolo de laminación de la composición hipereutéctica.

Reducción acumulada %	Espesor experimental inicial [mm]	Espesor experimental final [mm]
0.00	-	14.28
4.76	14.28	13.60
14.64	13.60	12.15
24.58	12.15	10.77
31.23	10.77	9.82
38.10	9.82	8.84
44.26	8.84	7.96
50.42	7.96	7.08
53.22	7.08	6.68
57.77	6.68	6.03
61.76	6.03	5.46
67.65	5.46	4.62
69.47	4.62	4.36
72.41	4.36	3.94
76.96	3.94	3.29
77.66	3.29	3.19
80.53	3.19	2.78
82.28	2.78	2.53
84.24	2.53	2.25
85.64	2.25	2.05
87.68	2.05	1.76
89.15	1.76	1.55
90.55	1.55	1.35
91.60	1.35	1.20
92.65	1.20	1.05