



CENTRO DE INVESTIGACIÓN Y DE ESTUDIOS
AVANZADOS DEL INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
UNIDAD SALTILLO

**Efecto de la relación Zn/Mg sobre la microestructura y propiedades
mecánicas de aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas a partir de materiales
reciclados**

Tesis que presenta:

Ing. Alejandra Aranda Bautista

Para obtener el grado de

Maestra en Ciencias

En la especialidad de

Ingeniería Metalúrgica

Directores de Tesis:

Dr. Alfredo Flores Valdés

Dr. Jesús Torres Torres

Dedicatoria

A mi madre Gloria Alicia.

Agradecimientos

Agradezco al Consejo Nacional de Humanidades, Ciencias y Tecnologías (CONAHCYT) por el apoyo económico brindado durante la realización de este proyecto de investigación.

Al Centro de Investigación y de Estudios Avanzados del Instituto Politécnico Nacional (CINVESTAV), Unidad Saltillo por brindarme el apoyo y las herramientas necesarias durante mi maestría.

Al Dr. Alfredo Flores Valdés que siempre me brindo apoyo, confianza y libertad para realizar este trabajo. Al Dr. Jesús Torres Torres por los consejos y el conocimiento que me brindo durante este tiempo.

Al personal del Cinvestav por su tiempo y consejos que me brindaron en la realización de este proyecto, especialmente al Ing. Teodoro Caballero González y al Dr. Miguel Ángel Aguilar González.

INDICE DE CONTENIDO

Resumen.....	1
Abstract.....	2
Introducción.....	3
Objetivos.....	4
Objetivo general.....	4
Objetivos específicos.....	4
1. Antecedentes.....	5
1.1 Aluminio.....	5
1.2 Reciclaje de latas de aluminio en México.....	6
1.3 Aleaciones de aluminio.....	7
1.3.2 Clasificación de las aleaciones de aluminio.....	9
1.3.2.1 Aleaciones para procesamiento por deformación.....	9
1.3.2.2 Aleaciones de fundición.....	10
1.3.1 Efecto de los principales elementos aleantes en las aleaciones de aluminio.....	11
1.4 Aleaciones Al-Zn-Mg.....	12
1.5 Mecanismos de endurecimiento.....	17
1.5.1 Endurecimiento por precipitación.....	19
1.6 Tratamientos térmicos de las aleaciones de aluminio.....	23
1.6.1 Tratamiento térmico T6.....	24
2. Desarrollo Experimental.....	26
2.1 Metodología.....	26
2.1.1 Etapa I: Fusión de latas de aluminio.....	26
2.1.2 Etapa II: Elaboración de aleaciones tipo Al-Zn-Mg.....	27
2.1.3 Etapa III: Tratamiento térmico de las aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas.....	28
2.2 Técnicas de caracterización.....	29
2.2.1 Análisis químico.....	29
2.2.1.1 Espectrometría de emisión por chispa.....	29
2.2.3 Microscopía óptica (MO).....	29
2.2.4 Microscopía electrónica de barrido (MEB).....	30
2.2.5 Ensayo de tensión.....	30

2.2.6 Ensayo de Dureza.....	30
3. Análisis de Resultados y discusión.	31
3.1 Etapa I: Fusión de latas para bebidas.	31
3.2 Etapa II: Elaboración de aleaciones tipo Al-Zn-Mg.	31
3.3 Etapa III: Tratamiento térmico de las aleaciones Al-Zn-Mg.....	32
3.4 Etapa IV: Caracterización de las aleaciones Al-Zn-Mg.....	32
3.4.1 Análisis químico.	32
3.4.2 Estudio microestructural de las aleaciones elaboradas.....	33
3.4.2.2 Relaciones Zn/Mg mayores a 1.	42
3.4.3 Propiedades mecánicas.	51
3.4.3.1. Ensayo de Dureza.	51
3.4.3.2 Ensayo de Tensión.	53
3.4.8 Fractura.....	58
4. Conclusiones.....	64
5. Trabajo futuro.....	66
6. Bibliografía.....	67

INDICE DE FIGURAS

Figura 1. Solubilidad de elementos aleantes más frecuentemente encontrados en aleaciones de aluminio. (ASM Handbook, 1990).....	8
Figura 2. Endurecimiento de una partícula por una dislocación (Campbell, 2012).	20
Figura 3. Representación esquemática de una partícula (a) coherente e (b) incoherente con la red de la matriz de una aleación (Campbell, 2012).....	22
Figura 4. Representación esquemática del tratamiento térmico T6.....	25
Figura 5. Esquema del molde metálico usado en las aleaciones Al-Zn-Mg elaboradas.	27
Figura 6. Esquema del tratamiento térmico T6 aplicado a las aleaciones Al-Zn-Mg elaboradas.	29
Figura 7. Esquema del tratamiento térmico T6 aplicado a las aleaciones Al-Zn-Mg.	32

Figura 8. Micrografías obtenidas por microscopio óptico de las aleaciones Al-Zn-Mg con una relación Zn/Mg<1 (a) en estado de colada y (b) después del T6 a 500x.....	34
Figura 9. Micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido de las aleaciones Al-Zn-Mg con una relación Zn/Mg < 1 (a) en estado de colada y (b) después del T6 a 500X.....	36
Figura 10. Mapeo elemental por EDS en la aleación AAS1 en estado de colada con relación Zn/Mg de 0.74.	38
Figura 11. Micrografías y análisis semicuantitativo por EDS de las aleaciones en estado de colada con relación Zn/Mg igual a (a) 0.54, (b) 0.74 y (c) 0.93.....	39
Figura 12. Mapeo elemental por EDS de la aleación AAS1 después del T6 con relación Zn/Mg de 0.74.	¡Error! Marcador no definido.
Figura 13. Micrografías y análisis semicuantitativo por EDS de las aleaciones después del T6 con relación Zn/Mg igual a (a) 0.54, (b) 0.74 y (c) 0.93.	41
Figura 14. Micrografías obtenidas por microscopio óptico de las aleaciones Al-Zn-Mg con una relación Zn/Mg>1 (a) en estado de colada y (b) después del T6 a 500x.....	43
Figura 15. Micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido de las aleaciones Al-Zn-Mg con una relación Zn/Mg < 1 (a) en estado de colada y (b) después del T6 a 500X.....	45
Figura 16. Mapeo elemental por EDS en la aleación AAS1 en estado de colada con relación Zn/Mg = 2.06.....	47
Figura 17. Micrografías y análisis semicuantitativo por EDS de las aleaciones en estado de colada con relación Zn/Mg igual a (a) 1.45, (b) 2.06 y (c) 2.74.....	48
Figura 18. Micrografías y análisis semicuantitativo por EDS de las aleaciones después del T6 con relación Zn/Mg igual a (a) 1.45, (b) 2.06 y (c) 2.74.	49
Figura 19. Mapeo elemental por EDS en la aleación AAS1 en estado de colada con relación Zn/Mg = 2.74.....	50
Figura 20. Relación de la dureza con respecto a la variación de la relación Zn/Mg para las aleaciones Al-Zn-Mg, en estado de colada y después del T6.	52

Figura 21. Evolución de la dureza Vickers en función del tiempo.....	53
Figura 22. Máxima resistencia a la tensión en función de la relación Zn/Mg.	55
Figura 23. Esfuerzo de cedencia en función de la relación Zn/Mg.	56
Figura 24. Porcentaje de elongación a la fractura en función de la relación Zn/Mg.....	57
Figura 25. Superficie de fractura de las aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas por microscopía electrónica de barrido de las aleaciones Al-Zn-Mg (a) en estado de colada y (b) después del T6 a 500X.....	59
Figura 26. Mapeo en la superficie de fractura de una aleación Al-Zn-Mg con relación Zn/Mg = 2.74 después del T6 obtenidas por microscopía electrónica de barrido a 1000X.	61
Figura 27. Mapeo de los elementos Zn, Mg en la superficie de fractura de una aleación Al-Zn-Mg con relación Zn/Mg = 2.74 después del T6 obtenidas por microscopía electrónica de barrido a 1000X.	62

INDICE DE TABLAS

Tabla 1. Propiedades físicas del aluminio puro (ASM Handbook, 1990).	6
Tabla 2. Designación de las aleaciones de aluminio para trabajado mecánico (Palas, 2012).	10
Tabla 3. Designación de las aleaciones de aluminio vaciadas (Palas, 2012).	11
Tabla 4. Composición química en porcentaje de la aleación 7075 (Smiths, 2020).....	13
Tabla 5. Designaciones de tratamiento para aleaciones de aluminio tratables térmicamente (Campbell, 2012).	23
Tabla 6. Identificación de las aleaciones elaboradas con diferentes relaciones Zn/Mg.	28
Tabla 7. Composición química de la aleación base.	31
Tabla 8. Composición química en porcentaje en peso de las aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas después del ajuste de Zn y Mg.....	31
Tabla 9. Valores de dureza Brinell para las aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas en estado de colada y después del T6.	51

Tabla 10. Valores de dureza Vickers para las aleaciones Al-Zn-Mg después del T6.	52
Tabla 11. Propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Zn-Mg en estado de colada y después del T6.	54

Resumen.

El estudio de la microestructura en las aleaciones es esencial para comprender y controlar las propiedades mecánicas, optimizar los procesos de fabricación, garantizar el rendimiento en servicio y promover la innovación en el desarrollo de nuevos materiales. En este trabajo se lleva a cabo el estudio del efecto de la relación Zn/Mg sobre la microestructura y propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas a partir de materiales reciclados de latas para bebidas.

Se utilizaron como elementos aleantes zinc y magnesio como elementos puros para variar la relación Zn/Mg. Se proponen seis relaciones de 0.54, 0.74, 0.93, 1.45, 2.06 y 2.74 para conocer su efecto sobre la morfología y la precipitación de las fases intermetálicas T y η , se usaron técnicas de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y ensayos mecánicos (ensayos de tensión y pruebas de dureza), con el fin de relacionar la morfología y distribución de fases intermetálicas con las propiedades mecánicas.

Las aleaciones en estado de colada se sometieron a un tratamiento térmico T6 con el objetivo de modificar su microestructura y por lo tanto sus propiedades mecánicas. Los resultados obtenidos muestran la precipitación de la fase T para relaciones Zn/Mg menores a uno, mientras que la precipitación de la fase η se presenta en relaciones Zn/Mg mayores a uno. Se relaciona las propiedades mecánicas con la aparición de cada fase al igual que su análisis de fractura y se analiza el efecto de aparición de la fase $Al_6(FeMn)$ como consecuencia de la presencia de elementos como Fe, Mn y Si presentes en las latas para bebidas usadas para la elaboración de las aleaciones Al-Zn-Mg.

Abstract

The study of the microstructure in alloys is essential to understand and control mechanical properties, optimize manufacturing processes, ensure service performance, and promote innovation in the development of new materials. In this work, the study of the effect of the Zn/Mg ratio on the microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg alloys obtained from recycled materials from beverage cans is carried out.

Zinc and magnesium were used as alloying elements as pure elements to vary the Zn/Mg ratio. Five ratios of 0.54, 0.74, 0.93, 1.45, 2.06 and 2.74 are proposed to know their effect on the morphology and precipitation of the intermetallic phases T and η , optical microscopy techniques, scanning electron microscopy and mechanical tests were used. (tension tests and hardness tests), to relate the morphology and distribution of intermetallic phases with the mechanical properties.

The alloys in the cast state were subjected to a T6 heat treatment with the aim of modifying their microstructure and therefore their mechanical properties. The results obtained show the precipitation of the T phase for Zn/Mg ratios less than one, while the precipitation of the η phase occurs at Zn/Mg ratios greater than one. The mechanical properties are related to the appearance of each phase as well as their fracture analysis and the effect of the appearance of the $Al_6(Fe, Mn)$ phase because of the presence of elements such as Fe, Mn and Si present in the cans is analyzed. drinks used to produce Al-Zn-Mg alloys.

Introducción.

Debido a que el aluminio puro es blando y tiene poca resistencia mecánica, su mayor uso se realiza en la elaboración de aleaciones con otros elementos, aumentando su resistencia y adquiriendo varias propiedades útiles a nivel industrial y estructural. La combinación del peso relativamente bajo con la resistencia, la flexibilidad y otras propiedades mejoradas son esenciales para lograr estructuras de transporte ligeras. Por sus propiedades físicas, químicas y metalúrgicas, el aluminio se ha convertido en el metal no ferroso de mayor uso.

Las aleaciones Al-Zn-Mg son ampliamente utilizadas debido a su excelente resistencia mecánica y su moderada resistencia a la corrosión, su principal aplicación se da en la industria automotriz y aeroespacial. Analizar la relación entre la microestructura y la resistencia mecánica puede proporcionar una mejor comprensión del mecanismo de endurecimiento de estas aleaciones. En general, la resistencia de las aleaciones de aluminio está relacionada con el contenido de átomos de soluto que se pueden disolver en la matriz, fracción de volumen, el tamaño y la distribución de los precipitados durante el envejecimiento.

Las aleaciones Al-Zn-Mg que se van a analizar se obtienen a partir de material reciclado de latas para bebidas, utilizando elementos puros de zinc y magnesio para ajustar la relación Zn/Mg. Se llevará a cabo la investigación de la influencia de la relación Zn/Mg sobre las propiedades mecánicas y se verificará el efecto de dicha relación sobre la morfología y la precipitación de las fases T y η .

Objetivos.

Objetivo general.

Estudiar el efecto de la relación Zn/Mg sobre la microestructura y propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas a partir del reciclaje de latas para bebidas.

Objetivos específicos.

- Obtención y tratamiento térmico de las aleaciones Al-Zn-Mg elaboradas a partir del reciclaje de latas para bebidas.
- Caracterización microestructural de las aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas.
- Aplicación de ensayos de tensión y de dureza (Brinell y Vickers).
- Analizar el efecto de la relación Zn/Mg sobre la microestructura y propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Zn-Mg.

1. Antecedentes.

1.1 Aluminio.

El aluminio es un elemento químico con el símbolo Al, con número atómico 13 y una densidad de solo 2.7 g/cm^3 . Es un metal liviano, de color blanco plateado, suave y dúctil; y es el tercer elemento más abundante en la corteza terrestre después del oxígeno y el silicio. El aluminio se usa ampliamente en varias aplicaciones debido a sus propiedades, como son una alta relación resistencia-peso, resistencia a la corrosión y buena conductividad térmica y eléctrica. (ASM Handbook, 1990)

El aluminio se obtiene a partir de la bauxita, que es un mineral compuesto principalmente por minerales de hidróxido de aluminio. El proceso de extracción del aluminio de este mineral implica varios pasos, que incluyen trituración, molienda, lavado y refinación. (Totten & Mackenzie, 2003)

Entre las características más llamativas del aluminio está su versatilidad. Las propiedades del aluminio que hacen que este metal y sus aleaciones sean los más económicos y atractivos para una amplia variedad de usos son la apariencia, el peso ligero, la facilidad de fabricación, las propiedades físicas, propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión. (ASM Handbook, 1990)

El aluminio se utiliza en diversas industrias, como la construcción, el transporte, el embalaje, la electricidad y la industria aeroespacial. Se utiliza para fabricar una amplia gama de productos, como latas, láminas, revestimientos, canaletas, techos, marcos de ventanas, piezas de aviones y piezas de automóviles. En la Tabla 1 se muestran sus propiedades físicas más destacadas.

Tabla 1. Propiedades físicas del aluminio puro (ASM Handbook, 1990).

Propiedad	Característica - Valor
Color	Blanco
Estructura cristalográfica	FCC
Densidad (20 °C)	2.699 g/cm ³
Cambio volumétrico durante la solidificación	6.70%
Punto de fusión	660.2 °C
Punto de ebullición	2467 °C

Una de las mayores ventajas del aluminio es su reciclabilidad, ya que se puede reciclar indefinidamente sin perder sus propiedades, y hacerlo ahorra alrededor del 95 % de la energía necesaria para producir aluminio nuevo a partir de bauxita. Como resultado, el reciclaje de aluminio es un aspecto importante de los esfuerzos de sustentabilidad.

1.2 Reciclaje de latas de aluminio en México.

El reciclaje de latas de aluminio es una práctica común en México y ha cobrado mayor importancia en los últimos años debido a su impacto positivo en el medio ambiente y en la economía del país. Según la Asociación Nacional de Industrias del Reciclaje (ANIR), México cuenta con una capacidad instalada para reciclar aproximadamente 700,000 toneladas de aluminio al año, lo que representa cerca del 50% del total de latas consumidas en el país. (ANIR, 2020)

Según datos del Instituto Nacional de Estadística y Geografía (INEGI) en México se produjeron alrededor de 425,000 toneladas de aluminio en el año 2021. La tasa de reciclaje de latas de aluminio en México en 2021 fue del 57%, según la ANIR. Esto significa que se reciclaron más de la mitad de las latas de aluminio que se consumieron en todo el país. (ANIR, 2020)

El proceso de reciclaje de latas de aluminio comienza con la recolección, ya sea a través de programas de recolección de residuos o mediante la recolección informal. Las latas son

transportadas a las plantas de reciclaje, donde se separan de otros materiales y se procesan para eliminar cualquier contaminante. Luego, se funden y se moldean en nuevos productos.

El reciclaje de latas de aluminio tiene muchos beneficios, como la reducción de la cantidad de residuos que van a los vertederos, la conservación de los recursos naturales y la reducción de las emisiones de gases de efecto invernadero. Además, es económicamente rentable, ya que el aluminio es un material valioso y reciclarlo requiere menos energía que producir aluminio nuevo.

1.3 Aleaciones de aluminio.

Debido a las bajas propiedades mecánicas que posee el aluminio como material puro, el mayor uso se realiza aleado, para mejorar sus propiedades mecánicas y debido a las buenas propiedades que consigue es utilizado industrialmente.

El aluminio puede alearse con varios elementos, incluyendo Si, Cu, Fe, Mg, Mn y Zn, lo cual lo hace muy versátil para aplicaciones tanto de fundición, como para procesamiento por deformación. Los aleantes cuando se combinan con el endurecimiento por deformación mediante trabajo en frío o un tratamiento térmico, o ambos, proporcionan una mayor resistencia. Estos elementos presentan una solubilidad significativa en el aluminio sólido, y en todos los casos su solubilidad aumenta cuando la temperatura se incrementa, como se muestra en la Figura 1. (ASM Handbook, 1990)

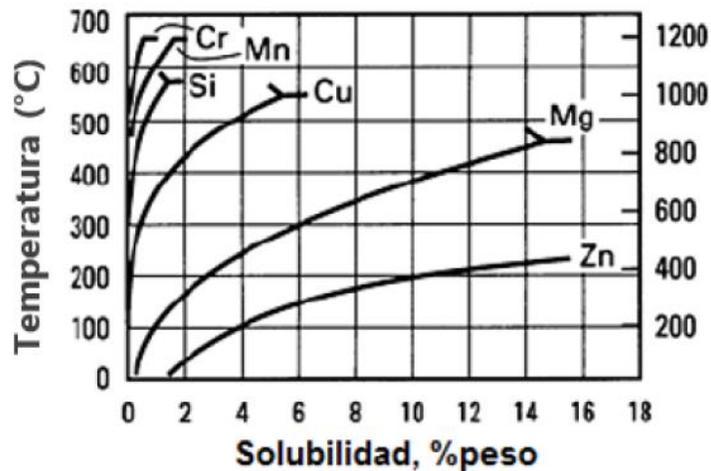


Figura 1. Solubilidad de elementos aleantes más frecuentemente encontrados en aleaciones de aluminio. (ASM Handbook, 1990)

Cuando un elemento aleante tiene una baja solubilidad en estado sólido, produce constituyentes microestructurales de "segunda fase" (hierro, silicio, magnesio, cobre, manganeso, cromo y combinaciones de estos) principalmente compuestos intermetálicos. La presencia de fases intermetálicas formadas por estos elementos aumenta la resistencia y dureza en las aleaciones. Este endurecimiento por "segunda fase" se produce a pesar de que las partículas que lo forman son de tamaño grande, de forma irregular y se forman durante la solidificación a lo largo de los bordes de grano y entre los brazos de las dendritas. (ASM Handbook, 1990)

El metal primario proveniente de fundición (en forma de lingote o de producto forjado), contiene una pequeña fracción de volumen de partículas de segunda fase, principalmente fases que contienen hierro. Las concentraciones de manganeso y/o cromo, mantenidas en solución sólida en lingotes de colada que se han solidificado y enfriado desde el estado fundido, en gran medida exceden la solubilidad de equilibrio. La solución sólida es, por lo tanto, sobresaturada y metaestable. Esta precipitación no causa un endurecimiento apreciable, pues su propósito es producir partículas finamente divididas y dispersas que retarden o inhiban la recrystalización y el crecimiento de grano en la aleación durante tratamientos posteriores. Estas condiciones no proporcionan un endurecimiento por precipitación apreciable, hay aleaciones que están compuestas por una solución sólida y por

partículas de segunda fase y/o dispersoides precipitados. La amplia variedad de fases intermetálicas en las aleaciones de aluminio se producen porque éste último es altamente electronegativo y trivalente. (ASM Handbook, 1990)

1.3.2 Clasificación de las aleaciones de aluminio.

Las aleaciones de aluminio se pueden clasificar de acuerdo con su método de fabricación en dos principales grupos, aleaciones para procesamiento por deformación y aleaciones vaciadas o de fundición. (Hernández, 2016)

Las diferencias en esta clasificación las hacen los mecanismos involucrados en la obtención de las propiedades mecánicas finales. Los tratamientos térmicos de estas aleaciones se basan en la solubilidad de los elementos aleantes, estos incluyen solubilizado, temple y endurecimiento por precipitación. Tanto las aleaciones para trabajado mecánico como las aleaciones vaciadas pueden ser tratadas térmicamente. (Hernández, 2016)

La clasificación de las aleaciones de aluminio ha ido cambiando mucho a través de los países y del tiempo, originando dificultades al momento de su estandarización. Muchas de las sociedades que estaban dedicadas a la ingeniería y la investigación establecieron procedimientos para clasificarlas, entre las instituciones más importantes se pueden mencionar: el Sistema Internacional de Designación de Aleaciones (IADS), el Instituto Americano de Estándares Nacionales (ANSI); estas dos basadas en la Asociación de Aluminio de Estados Unidos. (Palas, 2012)

1.3.2.1 Aleaciones para procesamiento por deformación.

Las aleaciones para procesamiento por deformación se identifican mediante un sistema de cuatro dígitos de acuerdo con la norma H35.1 de la ANSI como se muestra en la Tabla 2. Los últimos dos dígitos son significativos en la serie 1xxx, pero no en otras aleaciones. En las aleaciones 1xxx, la pureza mínima del aluminio se muestra por esos dígitos, por ejemplo, la aleación 1150, significa una pureza del aluminio del 99.50%, otra, por ejemplo, la aleación 1300, significa una pureza de aluminio del 99.00%. En las series del

dos hasta el ocho, los últimos dos dígitos no tienen ningún significado en especial, sólo sirven para identificar las diferentes aleaciones en el grupo, por ejemplo 3003, 3004, 3005, son completamente diferentes, así mismo las aleaciones 6061, 6063, son diferentes. (Palas, 2012)

Tabla 2. Designación de las aleaciones de aluminio para trabajado mecánico (Palas, 2012).

Serie	Aleante principal	Serie
1xxx	Al puro (> 99%)	No endurecible por envejecimiento
2xxx	Cobre	Endurecible por envejecimiento
3xxx	Manganeso	No endurecible por envejecimiento
4xxx	Silicio	Endurecible por envejecimiento
5xxx	Magnesio	No endurecible por envejecimiento
6xxx	Magnesio + Silicio	Endurecible por envejecimiento
7xxx	Zinc	Endurecible por envejecimiento
8xxx	Litio	Endurecible por envejecimiento

1.3.2.2 Aleaciones de fundición.

Las aleaciones de fundición se codifican con tres dígitos de acuerdo con la norma ASTM B275 como se muestra en la Tabla 3, al igual que las aleaciones para procesamiento por deformación, las aleaciones de fundición constan de cuatro dígitos, pero incorpora un punto decimal antes del último dígito para marcar la diferencia del vaciado, sea directo o en lingotes. El primer dígito indica el grupo de la aleación. Para las series 2xx.x al 9xx.x, el grupo de aleación es determinada por el elemento de aleación presente en mayor porcentaje. El segundo y tercer dígito indican en la serie 1xx.x el porcentaje mínimo de pureza que excede al 99%, en las series del 2xx.x al 9xx.x no tiene especial significado, sirviendo únicamente para identificar diferentes aleaciones en el grupo. El último dígito, que está a la derecha del punto decimal, indica la forma del producto, por ejemplo, xxx.0 indica que fue vaciada directamente en molde, la xxx.1 indica que fue vaciada en lingote con límites de composición química, y la xxx.2 indica los lingotes cuya composición química difiere de los límites establecidos para xxx.1 pero que está comprendida entre los límites nominales para lingotes. (Palas, 2012)

Tabla 3. Designación de las aleaciones de aluminio vaciadas (Palas, 2012).

Serie	Aleante principal	Serie
1xx.x	Al puro	No endurecible por envejecimiento
2xx.x	Cobre	Endurecible por envejecimiento
3xx.x	Manganeso	Algunos son endurecibles por envejecimiento
4xx.x	Silicio	No endurecible por envejecimiento
5xx.x	Magnesio	No endurecible por envejecimiento
6xx.x	Magnesio + Silicio	Endurecible por envejecimiento
7xx.x	Zinc	Endurecible por envejecimiento
8xx.x	Litio	Endurecible por envejecimiento

1.3.1 Efecto de los principales elementos aleantes en las aleaciones de aluminio.

A continuación, se describen los elementos aleantes más importantes y los efectos principales en las aleaciones de aluminio: (Palas, 2012)

Cobre. Aumenta la colabilidad, disminuye la resistencia a la corrosión, permite aumentar la resistencia mecánica y la dureza de la aleación mediante tratamientos térmicos de solubilización, temple y recocido. Aleaciones que contienen de 4 a 6% de cobre presentan la mejor respuesta frente a los tratamientos térmicos y dependiendo de la influencia de otros constituyentes, el esfuerzo es máximo.

Hierro. Considerado como impureza, su baja solubilidad en el aluminio da como resultado la presencia de intermetálicos, si el contenido de hierro es superior al 1%, aumenta la porosidad y provoca la aparición de intermetálicos de hierro más grandes y gruesos. Prácticamente todas las aleaciones de aluminio contienen algo de hierro que es una impureza remanente después de refinar la bauxita y de la fusión.

Magnesio. Es la base para el desarrollo de la dureza y la resistencia mecánica en aleaciones de aluminio y silicio tratadas térmicamente. Las aleaciones binarias de aluminio

y magnesio son ampliamente utilizadas en aplicaciones que requieren un acabado superficial brillante, excelente respuesta al acabado químico, resistencia a la corrosión y atractivas combinaciones de resistencia y ductilidad.

Manganeso. De manera general, el manganeso ayuda a aumentar la dureza, la resistencia mecánica y el soporte a la corrosión de cualquier aleación de aluminio. Sin embargo, se encuentra que el manganeso incrementa la sensibilidad al agrietamiento de las aleaciones tratables térmicamente

Silicio. Mejora drásticamente la fluidez, resistencia a la fractura en caliente y resistencia a la corrosión. Este elemento es también una impureza presente en todas las aleaciones de aluminio comerciales.

Zinc. Incrementa sustancialmente la resistencia mecánica y facilita el endurecimiento por precipitación, puede ser susceptible a la corrosión bajo tensión. Cuanto mayor es el contenido de zinc, mayor es el comportamiento a la tracción, pero el alargamiento disminuye. El zinc acompañado de la adición de cobre y/o magnesio, resulta en atractivas composiciones tratables térmicamente o que envejecen naturalmente.

1.4 Aleaciones Al-Zn-Mg.

Las aleaciones Al-Zn-Mg pertenecen a las aleaciones de aluminio de la serie 7xxx que contienen principalmente aluminio, zinc y magnesio. Además, pueden incluir otros elementos aleantes en menores cantidades para mejorar aún más sus propiedades. Los aleantes principales encontrados en las aleaciones de aluminio de esta serie son los siguientes:

- **Zinc:** principal aleante en las aleaciones de aluminio de esta serie y generalmente se encuentra en una proporción que varía entre el 5% y el 8%.
- **Magnesio:** es otro elemento clave en estas aleaciones y se encuentra en rangos que oscilan entre el 1% y el 2.8%.

Además de zinc y magnesio, también pueden incluirse pequeñas cantidades de otros elementos para mejorar ciertas propiedades, entre los cuales se encuentran:

- Cobre: en cantidades del 0.1 al 2.9% para mejorar la resistencia a la corrosión y la resistencia mecánica.
- Elementos traza: también pueden estar presentes en cantidades muy pequeñas, para afinar la estructura y mejorar ciertas propiedades específicas.

Las proporciones exactas de los elementos pueden variar según la especificación de la aleación y las aplicaciones previstas. Además, diferentes aleantes de la serie 7xxx pueden tener ligeras diferencias en la composición, pero en general, el aluminio, el zinc y el magnesio son los principales constituyentes de estas aleaciones. La aleación más utilizada de esta serie es la 7075 conocida por su alta resistencia y excelente relación resistencia-peso. Es especialmente popular en aplicaciones aeroespaciales y de aviación, así como en componentes estructurales que requieren una alta resistencia mecánica. En la Tabla 4 se muestra la composición química de esta aleación. (Smiths, 2020)

Tabla 4. Composición química en porcentaje de la aleación 7075 (Smiths, 2020).

Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Mg	Zn	Al
0.40	0.50	1.20 - 2.00	0.30	0.18 - 0.28	2.10 - 2.90	5.10 - 6.10	Resto

Las aleaciones de la serie 7xxx muestran la mayor resistencia entre las aleaciones a base de aluminio y, por lo tanto, se aplican ampliamente en la industria aeronáutica y automotriz. Su excelente resistencia mecánica se logra mediante el endurecimiento por precipitación, es decir, la precipitación de fases metaestables a escala nanométrica a partir de una solución sólida sobresaturada (SSSS). Además del endurecimiento por precipitación, la resistencia mecánica de las aleaciones de aluminio se puede incrementar mediante el endurecimiento del límite de grano, endurecimiento por solución sólida, y endurecimiento por deformación. (Gao et al., 2022)

Antes del endurecimiento, se requiere un tratamiento térmico de solución a alta temperatura para disolver los átomos de soluto, seguido de un enfriamiento a temperatura ambiente que conduce a una solución sólida metaestable y sobresaturada que consta de elementos de soluto y vacantes. Al mantener el material a temperatura ambiente, la dureza aumentará gradualmente. (Lervik et al., 2021)

La secuencia de precipitación depende de la composición de la aleación, normalmente se ajusta una relación alta de Zn/Mg para estas aleaciones, la secuencia de precipitación durante el envejecimiento de una SSSS generalmente se acepta como: (Graf et al., 2022)

SSSS → Zonas Guinier Preston (GP) → fase metaestable η' → fase estable η ($MgZn_2$)

La fase η tiene una estructura hexagonal, normalmente existe en una etapa sobre-envejecida y su composición de equilibrio es igual a la de $MgZn_2$. La fase η' tiene una morfología de placa y es semicoherente con la matriz de aluminio, que generalmente se acepta como una estructura hexagonal. (Chen et al., 2013)

Existen dos tipos de zonas GP con diferentes estructuras, zona GP I y zona GP II. Las zonas GP I son totalmente coherentes con la matriz de aluminio, mientras que las zonas GP II son capas ricas en Zn. Además, las Zonas GP I se forman en la etapa temprana del envejecimiento, mientras que las Zonas GP II se forman en la etapa tardía del envejecimiento. La interacción entre los átomos de soluto y vacantes tienen un efecto significativo en la formación de las zonas GP. (Sha & Cerezo, 2004)

Las zonas GP aquí se refieren al orden interno de Zn y Al/Mg o capas ricas en Zn. Los precipitados η' metaestables en forma de placa son generalmente responsables de la resistencia de las aleaciones Al-Zn-Mg envejecidas. (Lei et al., 2022)

La fase T ha sido reportada como el principal precipitado de refuerzo y reemplaza a la fase η en la secuencia de precipitación con relaciones Zn/Mg bajas. Algunos investigadores (Graf et al., 2022) determinaron la secuencia de precipitación de la fase T como:



La fase T tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo y una estequiometría de $\text{Mg}_{32}(\text{AlZn})_{49}$. La fase T' rara vez existe en las aleaciones de Al-Zn-Mg como una fase de refuerzo, ya que normalmente se forma a una temperatura de envejecimiento alta por encima de 200 °C o en condiciones severamente sobreenviejadas. (Zou et al., 2020)

Las zonas GP aquí son grupos de Zn-Mg sin una estructura definida, mientras que los precipitados T'' son zonas GP ligeramente más gruesas con una estructura definida. Los precipitados de la fase metaestable T' se consideran como precipitados dominantes con alto contenido de Mg en aleaciones Al-Mg-Zn envejecidas, aunque a menudo se descuidan por su capacidad baja de fortalecimiento. (Lei et al., 2022)

Las aleaciones de Al-Zn-Mg en las que predominan las fases tipo T presentan propiedades diferentes a las aleaciones reforzadas con fases tipo η . Recientemente, (Yang et al. 2014) informó sobre una aleación Al-Zn-Mg reforzada con fases de tipo T, que exhibió una excelente resistencia mecánica y resistencia a la corrosión en comparación con la aleación 7150 endurecida con fases de tipo η . Además, se informó que una nueva aleación de Al-Zn-Mg resistente al calor presenta un alto límite elástico de aproximadamente 200 MPa a 200 °C, asociado con numerosas fases T' metaestables finas formadas en el interior del grano. Parece que las aleaciones de Al-Zn-Mg reforzadas con fases tipo T' tienen un gran potencial de aplicación en el campo en el que se necesita una mejor resistencia a la corrosión y termo estabilidad. (Zou et al., 2020)

Durante décadas, numerosas investigaciones se han centrado en la secuencia de precipitación, la composición, la estructura atómica y el mecanismo de transformación de

fase de la fase η' debido a su excelente efecto de fortalecimiento, mientras que la fase T', sin un efecto de fortalecimiento notable, recibió mucha menos atención en las aleaciones Al-Zn-Mg. (Zou et al., 2020)

Los efectos de los contenidos de los elementos aleantes Zn y Mg han atraído mucho interés durante las últimas décadas, ya que como principales aleantes, son los factores clave en la precipitación de envejecimiento afectando significativamente la microestructura y la resistencia mecánica de estas aleaciones. (Zou et al., 2021)

Diferentes contenidos de Zn y Mg pueden cambiar el tipo de precipitados y la secuencia de precipitación, explicar el efecto de la relación Zn/Mg durante el proceso de envejecimiento puede proporcionar una mejor comprensión del mecanismo de transformación y endurecimiento de estas aleaciones, ya que diferentes relaciones Zn/Mg afecta el tipo, la fracción de volumen y la distribución de los precipitados η y T presentes en estas aleaciones. (Zou et al., 2021)

Las aleaciones con diferentes contenidos de Mg pueden exhibir microestructuras y comportamientos mecánicos distintos, lo cual ha sido demostrado en extensos estudios de (Gao. et al. 2022, Sha. et al. 2004), los cuales se centran en los componentes de fase de las aleaciones de colada. Para aleaciones con bajo contenido de Mg, la fase dominante cambia de η -MgZn₂ a T-Mg₃₂(Al,Zn)₄₉, mientras que cuando el contenido de Mg aumenta, el contenido de la fase T incrementa. (Lei et al., 2022)

Con relaciones Zn/Mg bajas, se puede provocar una mayor dureza y resistencia mecánica, así como aumentar la fracción de área de los precipitados del límite de grano (GBP) y, en consecuencia, promover la fractura intergranular y disminuir la tenacidad. La resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC) mejora con la disminución de la relación Zn/Mg debido a la menor anchura de las zonas libres de precipitados (PFZ) y al menor contenido de Zn en la matriz. (Zou et al., 2021)

El aumento del contenido de Zn puede mejorar significativamente la respuesta de endurecimiento, aumentando la resistencia mecánica, aunque también puede provocar el aumento del intermetálico Al-Zn-Mg-Cu cuaternario grueso lo que da como resultado la disminución de la tenacidad. Guo et al. informaron que el aumento del contenido de Zn podría mejorar la cinética de precipitación intergranular, suprimiendo la precipitación en el límite de grano. (Tan et al., 2022)

El contenido de Cu, otro elemento principal de la aleación Al-Zn-Mg-Cu, se reduce más allá del rango de 2.2 a 1.8% en peso, lo que mejora las propiedades mecánicas y mejora la capacidad de resistir la corrosión por desprendimiento. (Li et al., 2022)

1.5 Mecanismos de endurecimiento.

El objetivo predominante en el diseño de aleaciones de aluminio es aumentar la resistencia mecánica, la dureza, la resistencia al desgaste, la fluencia, la relajación de tensiones y la fatiga. Los efectos sobre estas propiedades son específicos de las diferentes combinaciones de elementos aleantes, sus diagramas de fase y las microestructuras y subestructuras que forman como resultado de la solidificación, la historia termomecánica, el tratamiento térmico y/o el trabajo en frío. Estos factores dependen de si la aleación puede ser tratable térmicamente. (ASM Handbook, 1990)

- **Aleaciones tratables térmicamente:** Estas aleaciones contienen elementos aleantes como cobre, zinc, magnesio o litio, que tienen la capacidad de formar precipitados finos y dispersos dentro de la estructura del aluminio durante un tratamiento térmico adecuado. Los precipitados mejoran la resistencia y otras propiedades mecánicas del material. Las aleaciones tratables térmicamente se caracterizan por su alta resistencia y son ampliamente utilizadas en aplicaciones que requieren una alta resistencia estructural, como la industria aeroespacial, automotriz y de defensa.
- **Aleaciones no tratables térmicamente:** Estas aleaciones generalmente contienen menos elementos aleantes y no forman precipitados significativos durante los tratamientos térmicos convencionales. En lugar de eso, sus propiedades mecánicas se basan

principalmente en su composición química y en las técnicas de conformado en frío o trabajo en frío. Las aleaciones no tratables térmicamente son más suaves y menos resistentes que las aleaciones tratables térmicamente, pero ofrecen una mejor conformabilidad y ductilidad. Se utilizan en aplicaciones donde la conformabilidad es más importante que la resistencia, como en la fabricación de láminas, tubos y utensilios de cocina.

Los mecanismos de endurecimiento en metales se relacionan con procesos que restringen de algún modo el movimiento de las dislocaciones dentro de la red cristalina del material, aumentando su resistencia y dureza. Estos mecanismos pueden ocurrir en diversos materiales, como metales, aleaciones, polímeros y cerámicos. A continuación, se describen algunos de los mecanismos de endurecimiento más comunes: (ASM Handbook, 1990)

- **Endurecimiento por deformación en frío:** este mecanismo ocurre cuando un material se deforma plásticamente a temperatura ambiente o por debajo de su temperatura de recristalización. La deformación provoca la formación de dislocaciones y la interacción entre ellas, lo que da como resultado el aumento de la resistencia.
- **Endurecimiento por solución sólida:** este mecanismo ocurre en aleaciones metálicas cuando se agregan átomos de otro elemento en la estructura cristalina del material base. Los átomos de soluto se incorporan en la red cristalina, alterando las propiedades mecánicas tales como la resistencia y la dureza.
- **Endurecimiento por precipitación:** también conocido como endurecimiento por envejecimiento, este mecanismo ocurre cuando se forman partículas finas y dispersas en una aleación durante un tratamiento térmico. Estas partículas llamadas precipitados interfieren con el movimiento de las dislocaciones y mejoran la resistencia del material.
- **Endurecimiento por dispersión:** también conocido como endurecimiento por partículas de dispersión, es un mecanismo que implica la dispersión de partículas finas y duras dentro de la matriz metálica. Estas partículas actúan como obstáculos para el movimiento de las dislocaciones, lo que resulta en un aumento en la resistencia y la dureza del material.

- **Endurecimiento del límite de grano:** también conocido como fortalecimiento del límite de grano, es un método para fortalecer los materiales cambiando su grano promedio. En este proceso, los límites de los granos actúan como puntos de fijación que impiden una mayor propagación de las dislocaciones.
- **Endurecimiento por transformación de fase:** este mecanismo ocurre cuando un material experimenta una transformación de fase, como una transformación martensítica en aceros. Durante esta transformación, se forman nuevas fases cristalinas, lo que contribuye al endurecimiento del material.

La elección del mecanismo de endurecimiento adecuado depende del tipo de material, la aplicación y las propiedades deseadas. En muchas aplicaciones, se utilizan combinaciones de estos mecanismos para lograr las propiedades mecánicas óptimas.

1.5.1 Endurecimiento por precipitación.

El endurecimiento por precipitación también se conoce como endurecimiento por envejecimiento o envejecimiento, para indicar que el aumento de resistencia mecánica se desarrolla con el tiempo. A veces el término endurecimiento por envejecimiento se usa para denotar aleaciones que se endurecen con el envejecimiento a temperatura ambiente (envejecimiento natural), mientras que el término endurecimiento por precipitación se usa para denotar aleaciones que deben calentarse por encima de la temperatura ambiente para que el endurecimiento ocurra a un ritmo apreciable (envejecimiento artificial). Sin embargo, en ambos casos, el mecanismo de endurecimiento es la precipitación de partículas extremadamente finas, lo que impide el movimiento de dislocación. (Campbell, 2012)

El endurecimiento por precipitación consta de un proceso de tres pasos: (Campbell, 2012)

1. Calentamiento a una temperatura lo suficientemente alta como para convertir una cantidad significativa de un elemento de aleación en una solución sólida supersaturada.
2. Enfriado rápidamente a temperatura ambiente, atrapando los elementos de aleación en una solución sólida supersaturada.

3. Recalentado a una temperatura intermedia para que el elemento aleante precipite en tamaños muy finos y así crean tensiones en la matriz de la red.

Estas finas partículas que precipitan actúan como barreras al movimiento de las dislocaciones y proporcionan resistencia al deslizamiento, aumentando así la resistencia mecánica y la dureza. Hay dos requisitos para el endurecimiento por precipitación: (Campbell, 2012)

1. El proceso debe dar como resultado un precipitado extremadamente fino y disperso en la matriz, y
2. Debe haber un grado de coincidencia reticular entre las partículas del precipitado y la matriz (es decir, el precipitado debe ser coherente).

En el endurecimiento por precipitación, las partículas extremadamente pequeñas se dispersan por toda la matriz. Cuando una dislocación se encuentra con una partícula fina, debe atravesarla o arquearse (enroscarse) a su alrededor, como se muestra esquemáticamente en la Figura 2. (Campbell, 2012)

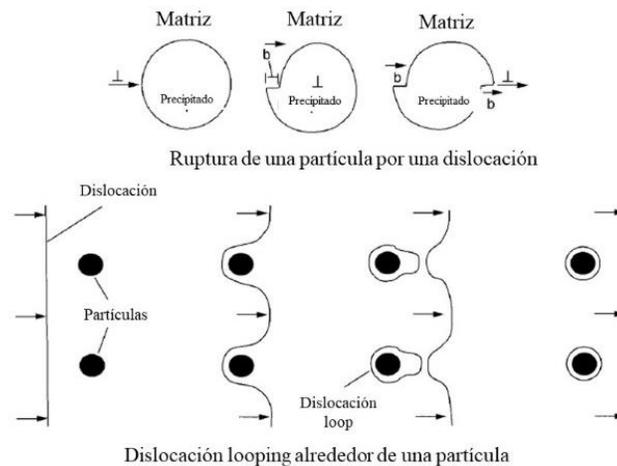


Figura 2. Endurecimiento de una partícula por una dislocación (Campbell, 2012).

Las partículas generalmente se clasifican como deformables o no deformables, lo que significa que la dislocación puede atravesarlas (deformables) o que la partícula es tan fuerte que la dislocación no puede hacerlo (no deformables). Las partículas más pequeñas y

abundantes son más efectivas para interferir con el movimiento de dislocaciones, a diferencia de las partículas más grandes y espaciadas. Preferiblemente, las partículas deben ser esféricas en lugar de agujas para evitar los efectos de concentración de tensiones. Finalmente, mayores cantidades de ellas aumentan el endurecimiento. (Campbell, 2012)

Las aleaciones que se fortalecen por endurecimiento por precipitación lo hacen formando precipitados coherentes dentro de la red de la matriz. El primer paso en el proceso de envejecimiento es el agrupamiento de átomos de soluto en la matriz, estas regiones ricas en solutos se denominan zonas Guinier-Preston (GP). Luego, los átomos de soluto se difunden a los grupos desde la matriz circundante y convierten algunos de ellos en núcleos de una nueva fase. (Campbell, 2012)

Las zonas GP tienen un rango de tamaño de decenas de angstroms de diámetro. Son esencialmente regiones distorsionadas de la red de la matriz. Como tales, son completamente coherentes con la matriz, imponiendo tensiones locales. El tamaño, la forma y la distribución de las zonas GP dependen de la aleación en la que se forman y de la historia térmica y mecánica de la muestra. Las zonas esféricas ricas en soluto generalmente se forman cuando los tamaños de los átomos del solvente y del soluto son casi iguales. A veces, los átomos de soluto ocupan sitios reticulares preferidos dentro de la zona GP y, por lo tanto, forman una pequeña región de orden reticular. (Ruiz, 2002)

Las zonas GP son característicamente metaestables y por lo tanto se disuelven en presencia de un precipitado más estable. La estructura final consta de precipitados en equilibrio, que no contribuyen de manera significativa al endurecimiento. (Ruiz, 2002)

Para un endurecimiento por precipitación efectivo, debe estar presente una interfase coherente o semicoherente. La distorsión de la red producida por un precipitado coherente impide el movimiento de dislocación como se ilustra en la Figura 3. Una vez que la aleación se sobreenvejece, se desarrolla una interfaz incoherente que se acompaña de un ablandamiento de la aleación. La resistencia máxima generalmente se alcanza cuando la

aleación se envejece hasta el punto en que tanto el corte de partículas como el arqueamiento de partículas (bucle) de las dislocaciones contribuyen a la resistencia de la aleación. La eventual formación de la fase de equilibrio es siempre energéticamente favorable. Si la aleación de aluminio se envejece a temperatura ambiente, es posible que nunca se logre el equilibrio. Sin embargo, cuando la aleación se envejece a temperatura elevada, los tiempos de envejecimiento más largos o las temperaturas más altas darán como resultado la formación del precipitado final de equilibrio. (Campbell, 2012)

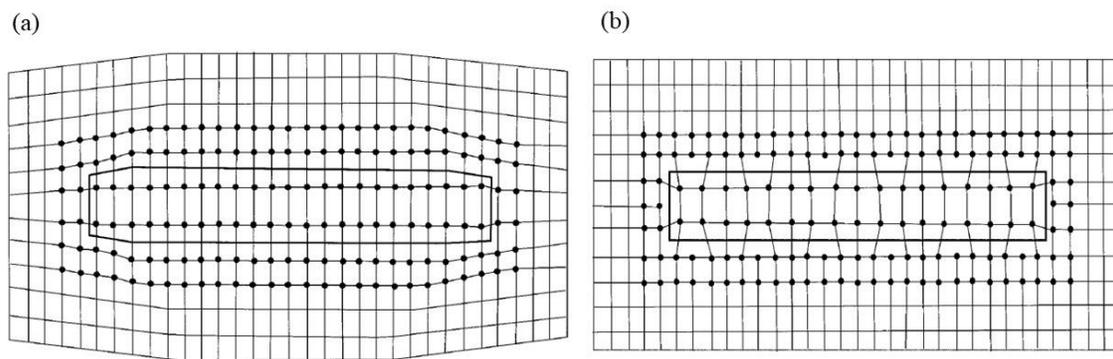


Figura 3. Representación esquemática de una partícula (a) coherente e (b) incoherente con la red de la matriz de una aleación (Campbell, 2012).

Debido a que el precipitado de equilibrio es más grande y espaciado, ya no impone un campo de tensión en la matriz y no es tan efectivo para bloquear el movimiento de dislocación, y las propiedades de resistencia disminuyen. La fase de equilibrio por lo general se nuclea por separado de la(s) fase(s) de transición y compite con la fase de transición menos estable por los átomos de soluto, lo que finalmente hace que la fase de transición se vuelva a disolver a medida que sus partículas se hacen más pequeñas. A medida que crece la fracción de volumen de la fase de equilibrio, aumenta el tamaño de las partículas del precipitado, disminuye su número y aumenta la distancia entre ellas, todo lo cual permite un paso más fácil de las dislocaciones. Todas las aleaciones endurecidas por precipitación, eventualmente se ablandarán si se calientan a temperaturas lo suficientemente altas o si se exponen a temperaturas algo más bajas durante largos períodos de tiempo. La formación de precipitados no siempre es uniforme, ya que los límites de grano son sitios de alta energía y, a menudo, se forman precipitados a lo largo de estos. (Campbell, 2012)

1.6 Tratamientos térmicos de las aleaciones de aluminio.

Un tratamiento térmico es un proceso utilizado para cambiar las propiedades mecánicas y físicas de los materiales mediante el calentamiento y enfriamiento controlado. Sin embargo, cuando el término se aplica a las aleaciones de aluminio, su uso se restringe con frecuencia a las operaciones específicas empleadas para aumentar la resistencia y la dureza de las aleaciones para trabajado mecánico y fundidas endurecibles por precipitación. (ASM Handbook, 1990)

Los tratamientos térmicos del aluminio se designan mediante códigos alfanuméricos que indican el tipo de tratamiento y las condiciones específicas de temperatura y tiempo utilizados. Los códigos de designación de tratamientos térmicos más comunes para el aluminio se muestran en la Tabla 5.

Tabla 5. Designaciones de tratamiento para aleaciones de aluminio tratables térmicamente (Campbell, 2012).

Letra	Dígito
F , tal como se fabricó	
O , solo productos forjados/recocidos	
H , trabajado en frío/endurecido por trabajo	1, solo trabajado en frío
	2, solo trabajado en frío y parcialmente recocido
	3, trabajado en frío y estabilizado
W , solución tratada térmicamente	
T , tratado térmicamente/estable	1, solución parcial más envejecimiento natural
	2, solo productos fundidos recocidos
	3, solución más trabajo en frío
	4, solución más envejecimiento natural
	5, solo envejecido artificialmente
	6, solución más envejecimiento artificial
	7, solución más estabilización
	8, solución más trabajo en frío y envejecimiento artificial
	9, Solución más trabajo artificial, envejecimiento y frío

Cada tratamiento se define específicamente por sus condiciones de temperatura, tiempo de mantenimiento y secuencia de calentamiento y enfriamiento, que pueden variar

según la aleación de aluminio y las propiedades deseadas. Es importante consultar las especificaciones técnicas y los procedimientos recomendados para cada tratamiento térmico en función del tipo de aleación y las necesidades específicas de la aplicación. La selección del tratamiento térmico adecuado dependerá de las propiedades de la aleación y de las propiedades finales deseadas.

Para las aleaciones de la serie 7xxx el tratamiento térmico más común es el T6, que implica un tratamiento de temple en solución seguido de un envejecimiento artificial.

1.6.1 Tratamiento térmico T6.

El tratamiento térmico T6 es un proceso utilizado para endurecer las aleaciones de aluminio, los pasos involucrados en este proceso se muestran en el esquema de la Figura 4 e incluye los siguientes pasos:

1. Tratamiento de solución de los elementos aleantes por calentamiento del material durante cierto tiempo a temperatura adecuada (disolución de materiales solubles) para la producción de una solución sólida sobresaturada.
2. Enfriamiento rápido para producir una solución sobresaturada a temperatura ambiente.
3. La precipitación de fases metaestables a partir de la solución sobresaturada mediante pequeñas partículas del material de aleación ya sea a temperatura ambiente (envejecimiento natural) o a temperatura controlada (envejecimiento artificial).

El propósito del tratamiento térmico T6 es aumentar la resistencia y dureza de la aleación de aluminio.

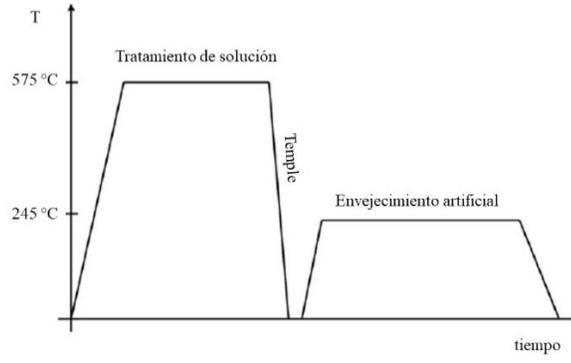


Figura 4. Representación esquemática del tratamiento térmico T6.

2. Desarrollo Experimental.

En esta sección se describen los materiales, equipos y el diseño de experimentos para la elaboración de las aleaciones Al-Zn-Mg a partir de latas para bebidas, con diferentes relaciones Zn/Mg.

Materiales.

- Latas para bebidas.
- Fundente.
- Argón de ultra alta pureza.
- Elementos puros (Zn y Mg).

Equipos.

- Horno a gas con capacidad de 60 kg.
- Horno de inducción marca INDUCTO-TERM, con crisol de carburo de silicio con capacidad de 13 kilogramos en aluminio líquido.
- Lanza de grafito para la desgasificación del metal.
- Moldes metálicos para el vaciado de muestras.
- Horno tipo mufla, para tratamientos térmicos.

2.1 Metodología.

El desarrollo experimental se divide en las siguientes etapas:

- I. Fusión de latas para bebidas.
- II. Elaboración de las aleaciones Al-Zn-Mg con diferentes relaciones Zn/Mg.
- III. Tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio obtenidas.
- IV. Caracterización de las aleaciones de aluminio obtenidas.

2.1.1 Etapa I: Fusión de latas de aluminio

Se realizó la fusión gradual de 50 kilos de latas para bebidas a una temperatura de 800 °C en un horno de gas; se añadió fundente con el fin de eliminar impurezas presentes en

el metal líquido y obtener piezas fundidas de mejor calidad. Finalmente, el metal líquido fue vaciado en lingoteras previamente calentadas con una capacidad de 8 kg aproximadamente.

2.1.2 Etapa II: Elaboración de aleaciones tipo Al-Zn-Mg.

Para la elaboración de estas aleaciones se utilizaron los lingotes previamente obtenidos. A fin de conocer el efecto de la relación Zn/Mg sobre la microestructura y propiedades mecánicas se fabricaron aleaciones con diferentes relaciones de 0.54, 0.74, 0.93, 1.45, 2.06 y 2.74. Este proceso se llevó a cabo de la siguiente manera:

1. Fusión de los lingotes en horno de inducción.
2. Ajuste del contenido de Mg al 2%, considerando que la lata cuenta con una concentración alrededor del 0.95%. Se agrega junto con los lingotes de Al y con el Zn en el horno de inducción.
3. Estabilización y control de la temperatura del baño metálico a 750°C.
4. Vaciado del metal líquido al molde metálico.

Las fusiones se llevaron a cabo en un horno de inducción, cada fusión constó de 5 kg. Después del proceso de fusión se añadió fundente a base de sales de cloruro de potasio (KCl) con el fin de eliminar impurezas en el metal líquido correspondientes a los productos de reacción, una vez retirada la escoria del baño metálico, se somete a desgasificación con gas argón de ultra alta pureza por 10 minutos y finalmente se vacía en un molde metálico de 45x10x1.3 cm de 1 kg de capacidad aproximadamente como se muestra en la Figura 5.

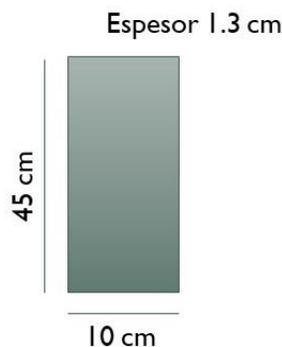


Figura 5. Esquema del molde metálico usado en las aleaciones Al-Zn-Mg elaboradas.

Las aleaciones Al-Zn-Mg elaboradas se identificaron de acuerdo con la Tabla 6.

Tabla 6. Identificación de las aleaciones elaboradas con diferentes relaciones Zn/Mg.

Identificación	Relación Zn/Mg
AAS1	0.54
AAS2	0.74
AAS3	0.93
AAS4	1.45
ASS5	2.06
AAS6	2.74

2.1.3 Etapa III: Tratamiento térmico de las aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas.

En esta etapa se realizó el tratamiento térmico T6 de las aleaciones obtenidas para posteriormente caracterizarlas como se muestra en la Figura 6. El tratamiento térmico T6 constó de tres etapas:

2.1.3.1 Solubilizado.

El tratamiento térmico de solubilizado fue realizado en un horno tipo mufla a una temperatura de 575°C por 8 horas para la completa disolución de los aleantes.

2.1.3.2 Temple.

Constó de enfriamiento rápido que se realizó por inmersión en agua a temperatura ambiente a la salida del horno. Esto tiene como objetivo mantener la solución sólida super saturada a temperatura ambiente.

2.1.3.3 Endurecimiento por envejecimiento artificial.

Este endurecimiento por precipitación se realizó en un horno tipo mufla a 120 °C durante un tiempo de 16 horas. El fin de este tratamiento es la precipitación de las fases intermetálicas T y η a partir de la solución sólida formada en el temple.

En la Figura 6 se muestra un esquema general del tratamiento T6 al que fueron sometidas las muestras.

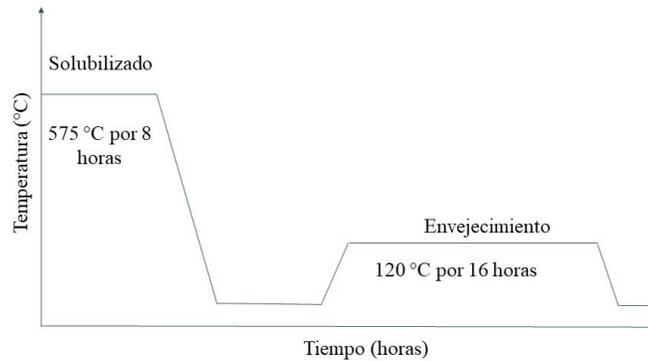


Figura 6. Esquema del tratamiento térmico T6 aplicado a las aleaciones Al-Zn-Mg elaboradas.

2.2 Técnicas de caracterización.

Las aleaciones de colada y después del T6 fueron cortadas para obtener probetas de 2.5x2.5x1.5 cm para su posterior caracterización. Las técnicas utilizadas para caracterizar las aleaciones Al-Zn-Mg elaboradas fueron las siguientes:

2.2.1 Análisis químico.

2.2.1.1 Espectrometría de emisión por chispa.

El uso de la espectroscopia de emisión por chispa determinó la composición química de Zn y Mg para obtener la relación Zn/Mg deseada. Las muestras para este análisis fueron obtenidas durante las fusiones para verificar el contenido de Zn y Mg adecuado. El equipo utilizado para el análisis químico cuantitativo es un espectrómetro analítico marca SPECTRO modelo LAB S. La técnica de este equipo consiste en detectar las longitudes de onda característica de cada elemento cuando sus electrones son excitados mediante una chispa.

2.2.3 Microscopía óptica (MO).

Las muestras analizadas fueron las aleaciones elaboradas en estado de colada y después del T6, esto con el objetivo de observar el cambio morfológico que presentaron las aleaciones antes y después del tratamiento térmico T6. Se utilizó el microscopio óptico digital marca Keyence. Este microscopio funciona mediante la interacción de la luz con la muestra y el uso de lentes para amplificar y enfocar la imagen analizada.

2.2.4 Microscopía electrónica de barrido (MEB).

Esta técnica permitió la identificación de las fases intermetálicas presentes en las aleaciones Al-Zn-Mg elaboradas. El microscopio utilizado fue de la marca Philips modelo XL30-ESEM. Este equipo tiene una gran profundidad de campo, lo que permite un mayor enfoque de la muestra, cuenta con un espectrómetro de dispersión de energía (EDS) de rayos X, para identificar la distribución de los elementos, ayudando a identificar fases por medio del porcentaje en peso de los elementos que se encuentran presentes en las superficies analizadas, las cuales pueden ser planas, relieves o secciones finas de la muestra.

2.2.5 Ensayo de tensión.

El ensayo de tensión se realizó siguiendo la norma ASTM E8-04 que trata de especificaciones de los ensayos de tensión para aleaciones de aluminio, este ensayo proporciona la curva esfuerzo-deformación de donde se obtienen la resistencia máxima a la tracción, la resistencia de cedencia y porcentaje de elongación. Este ensayo fue realizado en una máquina universal de ensayos mecánicos MTS QTESTTM/100, este ensayo se lleva a cabo aplicando gradualmente una carga de tensión uniaxial a una muestra de material y registra su respuesta a medida que se deforma.

2.2.6 Ensayo de Dureza.

Se realizaron ensayos de dureza Brinell y microdureza Vickers de las aleaciones Al-Zn-Mg. El ensayo de dureza Brinell se realizó siguiendo la norma ASTM E10 utilizando el equipo Acco Wilson Brinell Hardness Tester, en este ensayo una bola de acero endurecido con un diámetro de 10 mm se presiona sobre la superficie del material con una carga de 1000 kg, una vez retirada la carga se mide la huella dejada por la bola en el material. El ensayo de microdureza Vickers se realizó siguiendo la norma ASTM E384 utilizando el equipo Vickers Tester modelo 300 FM, se utiliza para medir la dureza de materiales, especialmente aquellos con microestructuras finas o revestimientos delgados. En este ensayo se utilizó un indentador con forma de pirámide de diamante con una carga de 100g. En ambos ensayos se realizaron 12 indentaciones a cada aleación para después tomar un promedio y obtener un valor final de dureza.

3. Análisis de Resultados y discusión.

3.1 Etapa I: Fusión de latas para bebidas.

En esta etapa se obtuvieron los lingotes de la aleación base, la composición química de esta aleación se muestra en la Tabla 7, en donde se observa que el contenido de Mg es alrededor de 1.15% e.p., por lo que se decidió agregar 0.85% e.p. para alcanzar el 2% e.p. y obtener las diferentes relaciones Zn/Mg en la elaboración de las aleaciones secundarias Al-Zn-Mg.

Tabla 7. Composición química de la aleación base.

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Traza	Al
% e. p.	0.28	0.62	0.17	0.85	1.15	0.16	0.06	Resto

3.2 Etapa II: Elaboración de aleaciones tipo Al-Zn-Mg.

Los lingotes obtenidos de la fusión fueron usados para la elaboración de aleaciones Al-Zn-Mg. Para obtener las diferentes relaciones Zn/Mg se realizó el ajuste del contenido de Zn de 1.0, 1.5, 2.0, 3.0, 4.0 y 5.0% e.p. manteniendo la concentración constante de Mg en un 2% e.p. La Tabla 8 muestra la composición química de las aleaciones obtenidas usando Zn y Mg como elementos puros.

Tabla 8. Composición química en porcentaje en peso de las aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas después del ajuste de Zn y Mg.

ID	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Traza	Al	Zn/Mg
AAS-1	0.25	0.64	0.15	0.74	2.05	1.10	0.06	Resto	0.54
AAS-2	0.34	0.51	0.18	0.66	1.98	1.47	0.04	Resto	0.74
AAS-3	0.24	0.63	0.16	0.77	2.05	1.91	0.04	Resto	0.93
AAS-4	0.21	0.63	0.15	0.74	2.11	3.05	0.04	Resto	1.45
AAS-5	0.24	0.60	0.15	0.69	2.03	4.19	0.04	Resto	2.06
AAS-6	0.23	0.70	0.14	0.66	1.89	5.17	0.02	Resto	2.74

3.3 Etapa III: Tratamiento térmico de las aleaciones Al-Zn-Mg.

El tratamiento térmico utilizado fue el T6 como se muestra en la Figura 7, iniciando con un homogenizado por 8 horas a 575°C, seguido por un temple en agua a temperatura ambiente y finalizando por un endurecimiento por envejecimiento artificial de 16 horas a 120°C. Después del tratamiento térmico, las aleaciones fueron cortadas para su caracterización, pruebas de dureza y pruebas de tensión.

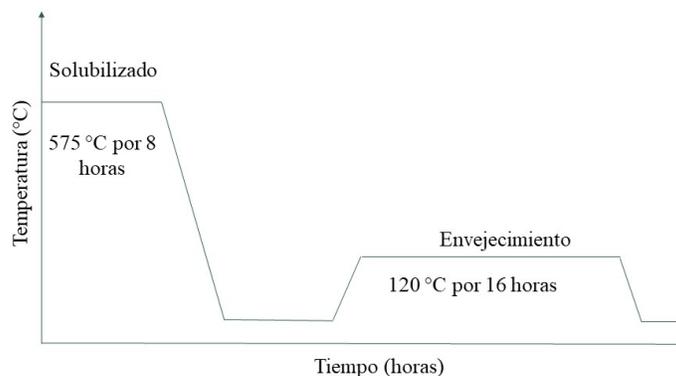


Figura 7. Esquema del tratamiento térmico T6 aplicado a las aleaciones Al-Zn-Mg.

3.4 Etapa IV: Caracterización de las aleaciones Al-Zn-Mg.

3.4.1 Análisis químico.

Uno de los objetivos es analizar la relación Zn/Mg establecidas por lo que se debe tener control de la composición del Mg y Zn. La composición química de las aleaciones elaboradas en la Etapa II se realizó mediante la técnica de espectrometría de emisión por chispa, los resultados se muestran en la Tabla 7.

Los elementos aleantes de mayor cantidad son el zinc que va de 1.10 hasta 5.17% e.p., seguido del magnesio que se encuentra alrededor del 2% e.p., y el cobre que es otro elemento aleante presente en estas aleaciones y que se encuentra en su límite mínimo del 0.1% e.p. aproximadamente. Además de estos elementos, la aleación contiene manganeso, hierro y silicio con concentraciones de 0.7, 0.6 y 0.2% e.p., respectivamente. Elementos como hierro y manganeso exceden el porcentaje para esta serie de aleaciones (serie 7xxx), debido a que la aleación base que se obtuvo a partir de latas para bebidas. Sin embargo, es importante analizar su efecto en la aleación, ya que se consideran impurezas en la misma.

3.4.2 Estudio microestructural de las aleaciones elaboradas.

Las aleaciones elaboradas se analizaron por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Su análisis se discutirá en dos apartados, aleaciones con relación Zn/Mg menores a uno y aleaciones con relación Zn/Mg mayores a 1. Las aleaciones de colada se utilizaron como referencia para su comparación después del T6, y de esta manera evaluar el cambio en las propiedades mecánicas y en la morfología de los precipitados.

3.4.2.1 Relaciones Zn/Mg menores a 1.

La Figura 8 muestra la morfología de las aleaciones en estado de colada (Figura 8-a) y después del T6 (Figura 8-b) con relaciones de Zn/Mg de 0.54, 0.74 y 0.93. La morfología de las aleaciones en estado de colada consiste en dendritas que se alargan en las regiones interdendríticas. A medida que la relación Zn/Mg aumenta, los precipitados β y η aumentan con una distribución homogénea. Después del T6, la microestructura dendrítica cambia a granular y conforme la relación Zn/Mg aumenta, los precipitados aumentan de tamaño.

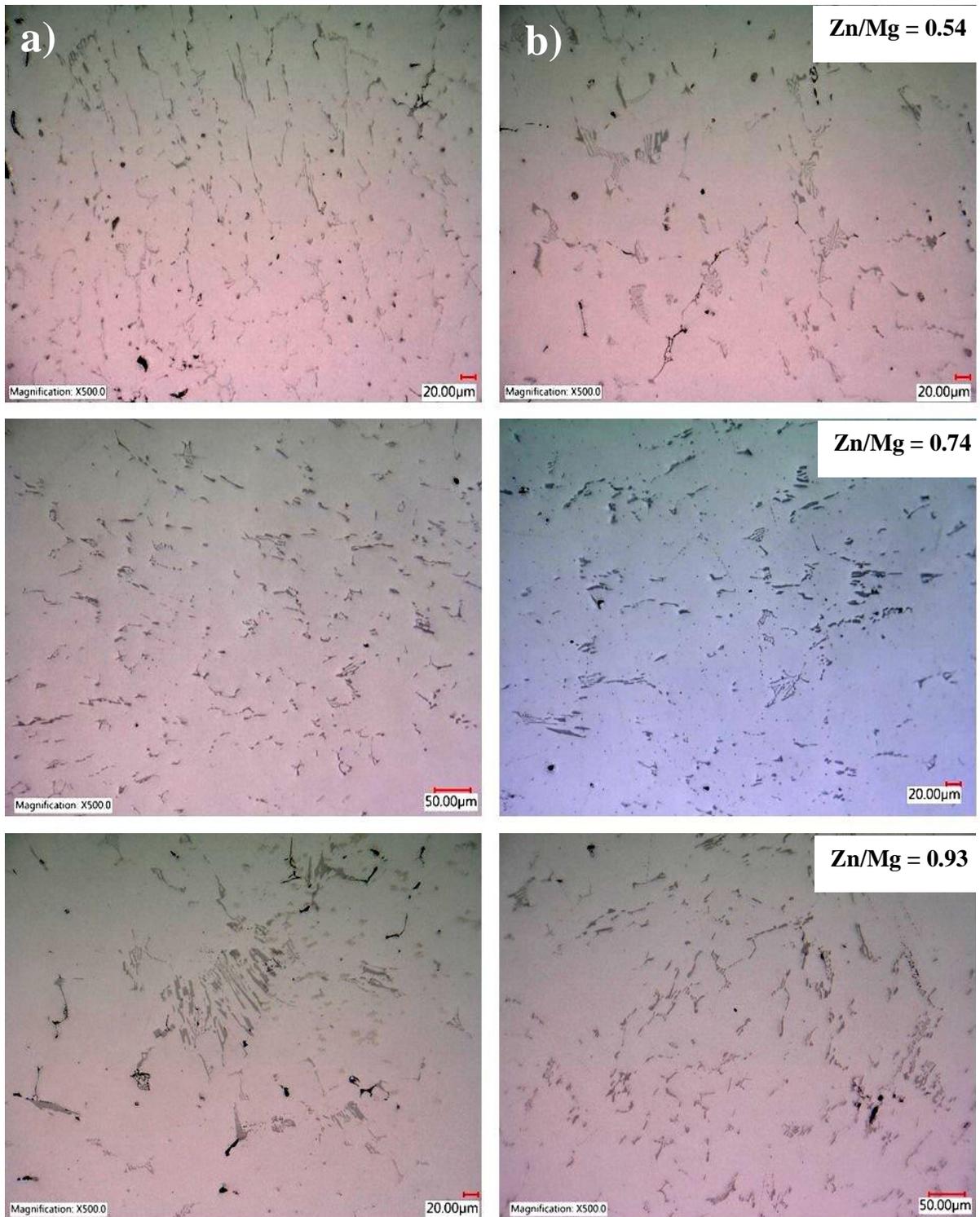


Figura 8. Micrografías obtenidas por microscopio óptico de las aleaciones Al-Zn-Mg con una relación Zn/Mg<1 (a) en estado de colada y (b) después del T6 a 500x.

En la Figura 9 se muestran las morfologías por microscopía electrónica de barrido de las aleaciones en estado de colada y después del T6 para relaciones Zn/Mg menores a uno. Los precipitados son gruesos y muestran un contraste más claro que la matriz de aluminio, tienen morfología tipo “escritura china” con una distribución uniforme, y tienden a crecer de tamaño conforme la relación Zn/Mg incrementa. La mayoría de estos precipitados son intermetálicos formados por los elementos aleantes Fe, Mn y Si que se encuentran presentes en las aleaciones Al-Zn-Mg, el contenido “excedente” de estos elementos forman los intermetálicos.

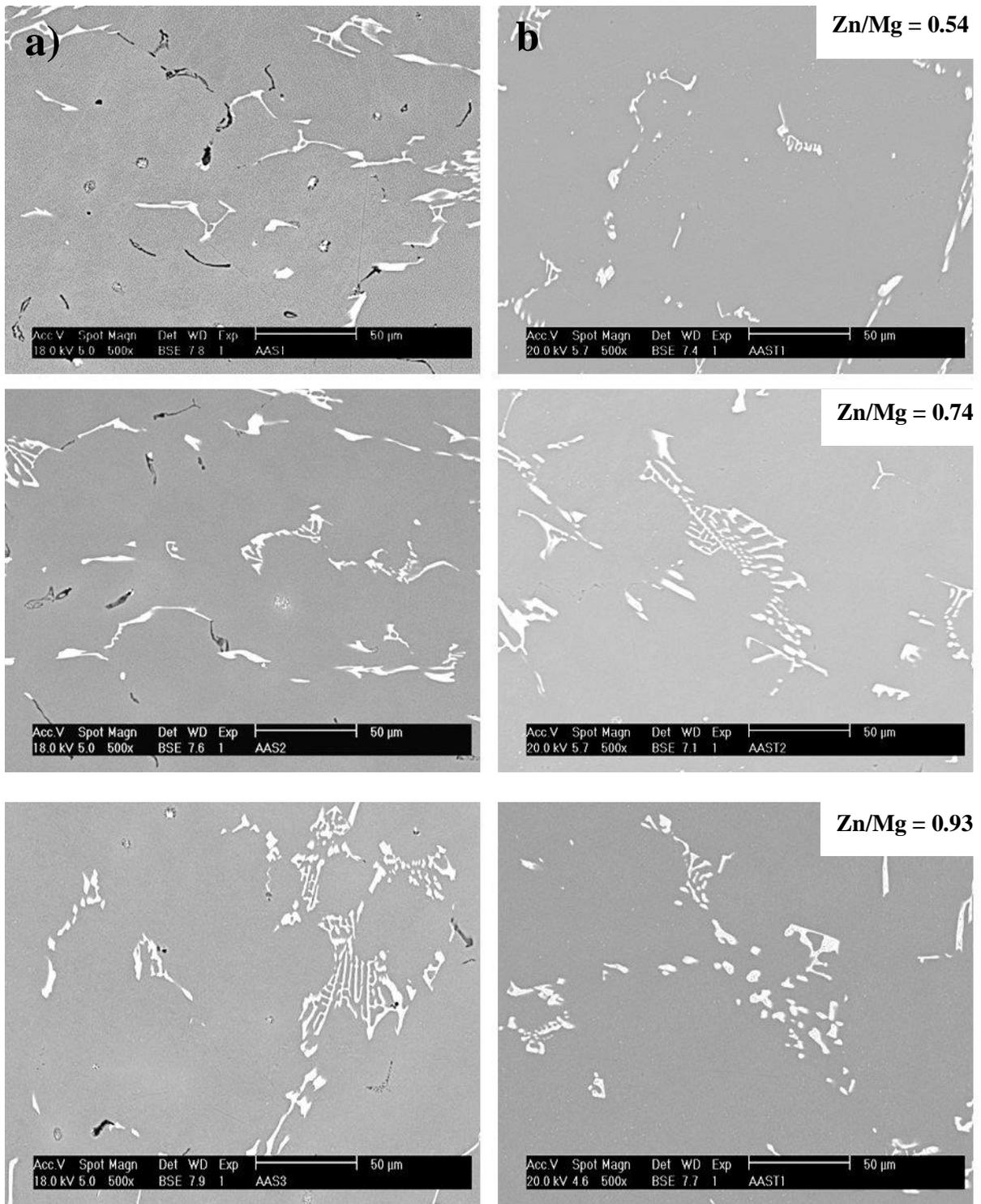


Figura 9. Micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido de las aleaciones Al-Zn-Mg con una relación Zn/Mg < 1 (a) en estado de colada y (b) después del T6 a 500X.

De acuerdo con el mapeo elemental que se muestra en la Figura 10, se observa la distribución de los elementos presentes en las aleaciones que corresponden a los precipitados con elementos aleantes como Fe, Mn y Si que corresponden a los intermetálicos $Al_6(FeMn)$ y $Al_{12}(FeMn)_3Si$, así como fases ricas en Mg y Si correspondiente al intermetálico Mg_2Si . La presencia de estos intermetálicos en estas aleaciones se confirma de acuerdo con el análisis semicuantitativo por EDS que se muestra en la Figura 11, estos precipitados se encontraron en todas las aleaciones con relación Zn/Mg menores a 1.

La precipitación del intermetálico Mg_2Si en estas aleaciones se debe al contenido de Mg presente, ya que en relaciones Zn/Mg menores a uno, este es el elemento aleante de mayor contenido. Los intermetálicos formados por el Fe, Si y Mn se deben a su contenido en la aleación base obtenida a partir de latas para bebidas, por lo que es imposible que no precipiten durante el proceso de solidificación.

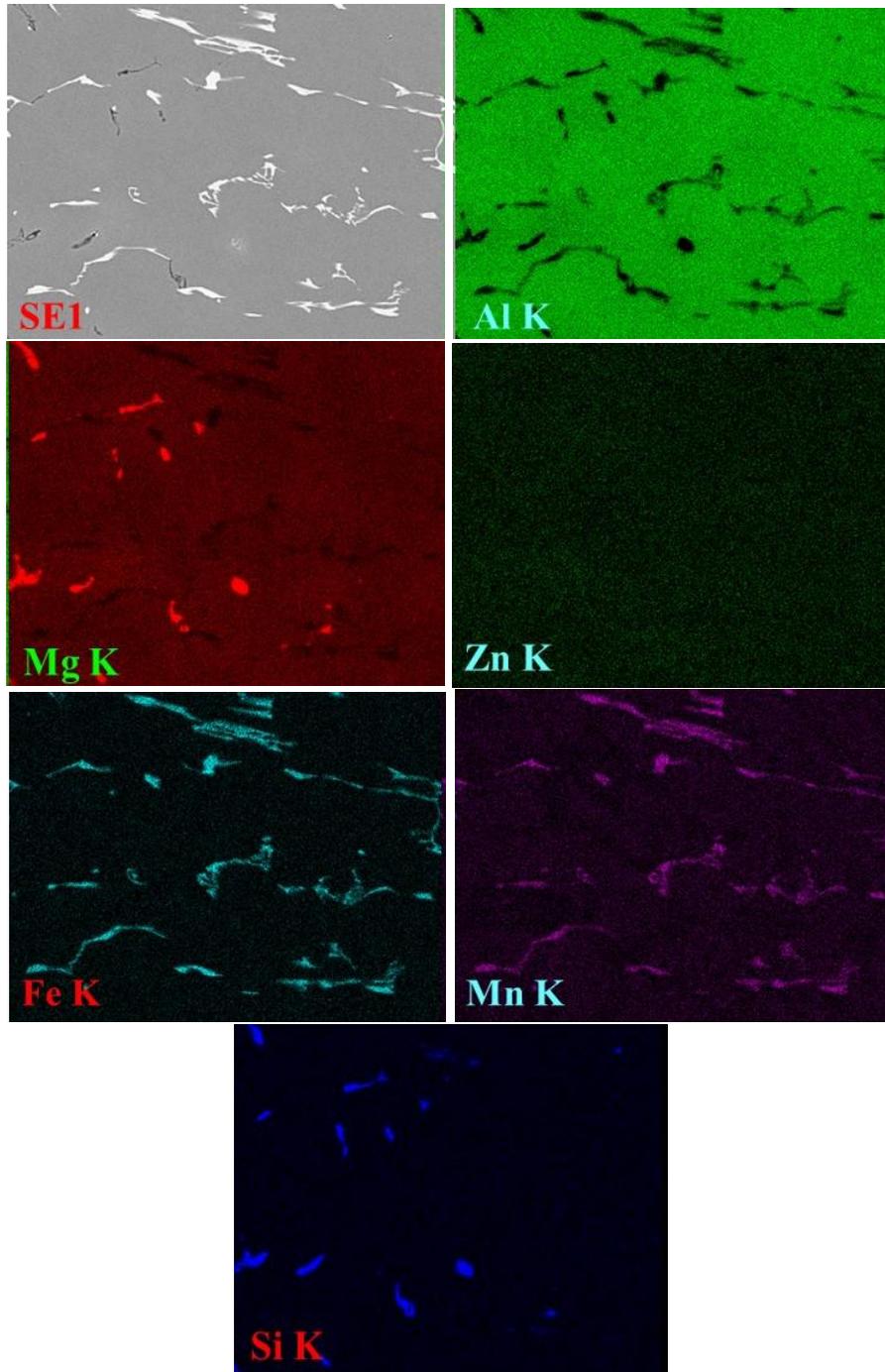
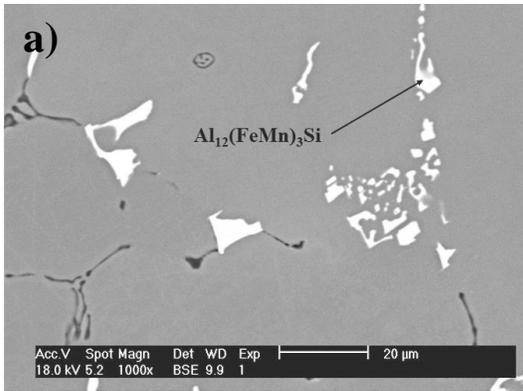
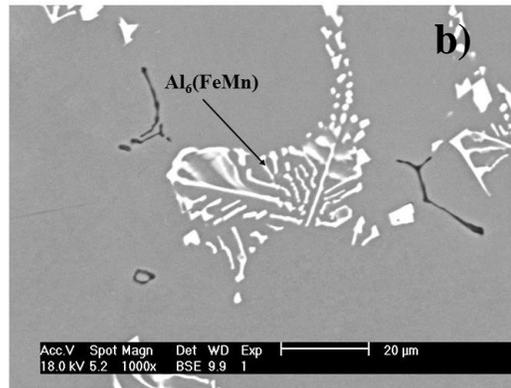


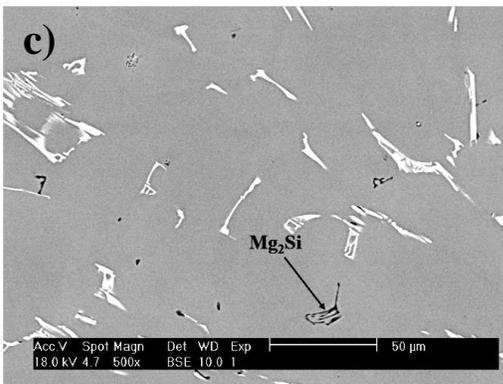
Figura 10. Mapeo elemental por EDS en la aleación AAS1 en estado de colada con relación Zn/Mg de 0.74.



Elemento	% e. p.
Mg	1.57
Al	78.59
Si	2.63
Mn	5.30
Fe	10.71
Zn	1.19



Elemento	% e. p.
Mg	0.93
Al	74.77
Mn	7.76
Fe	15.52
Zn	1.01



Elemento	% e. p.
O	16.93
Mg	4.30
Al	62.55
Si	16.21

Figura 11. Micrografías y análisis semicuantitativo por EDS de las aleaciones en estado de colada con relación Zn/Mg igual a (a) 0.54, (b) 0.74 y (c) 0.93.

El análisis de la distribución de elementos las aleaciones Al-Zn-Mg después del T6 se muestra en la Figura 12, donde se observan fases ricas en Fe, Mn y Si correspondientes al intermetálico $\text{Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ precipitado desde las aleaciones de colada, el cual sigue estando presente después del T6, el intermetálico MgSi_2 ya no se encuentra presente, debido a que al realizar el tratamiento térmico T6, se disuelven los elementos aleantes Zn y Mg en toda la

matriz de aluminio, iniciando la formación de la fase intermetálica T, que de acuerdo con la literatura precipita a bajas relaciones Zn/Mg (menores a 1).

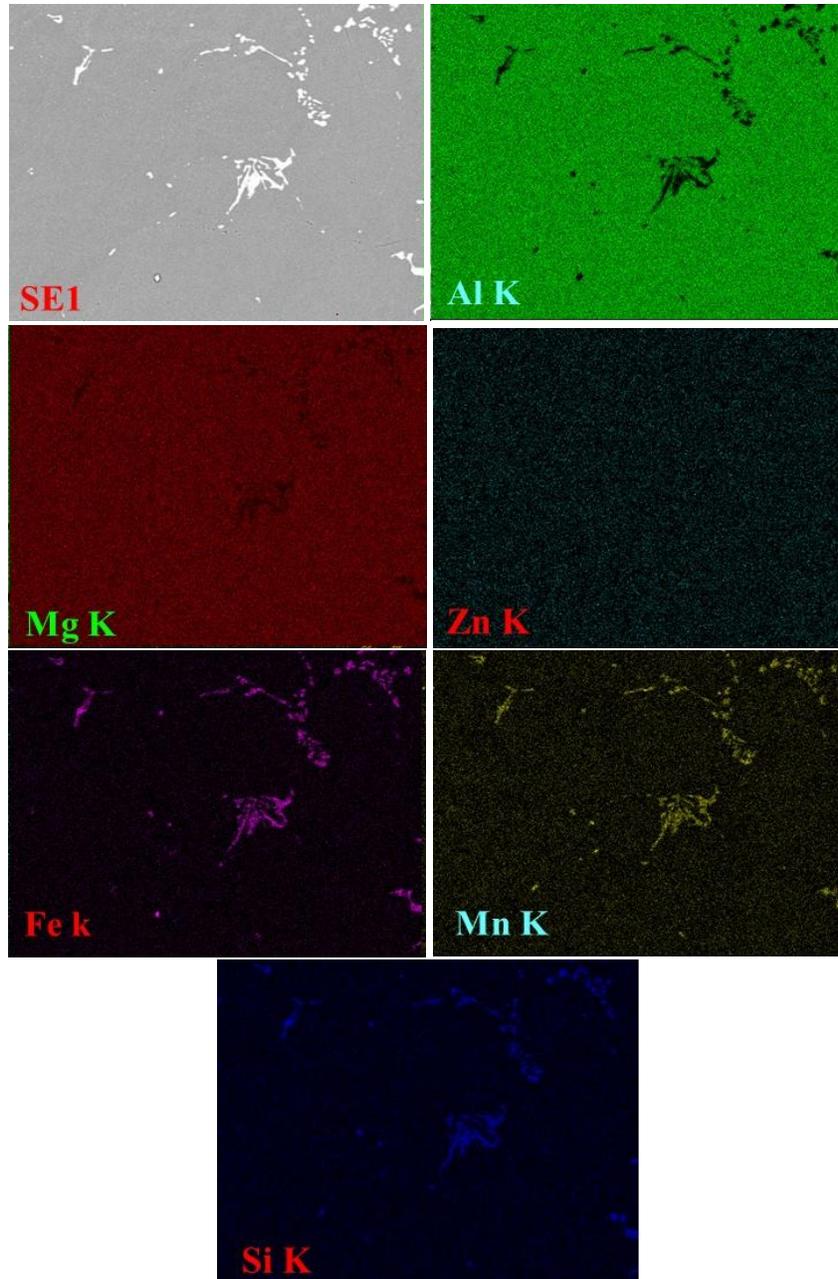
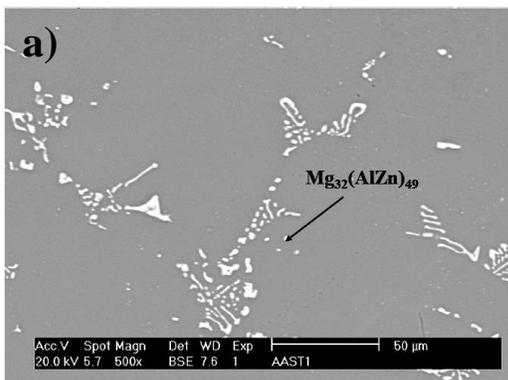
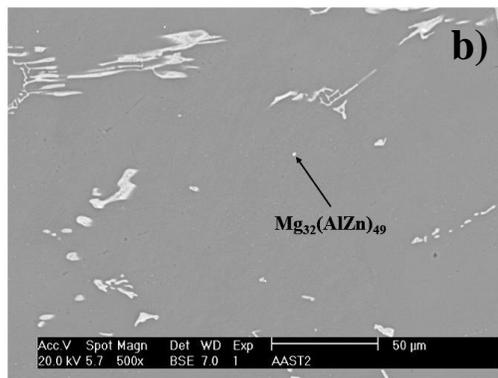


Figura 12. Mapeo elemental por EDS de la aleación AAS1 después del T6 con relación Zn/Mg de 0.74.

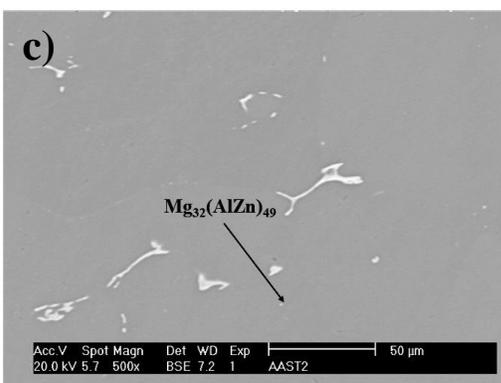
En la Figura 13 se muestra el análisis semicuantitativo de las aleaciones después del T6, se observa una fase rica en Al, Zn, Mg correspondiente a la fase intermetálica T con una composición de $Mg_{32}(AlZn)_{49}$, y que presenta una morfología globular.



Elemento	% e. p.
Mg	1.57
Al	90.59
Zn	2.60



Elemento	% e. p.
Mg	1.94
Al	94.26
Zn	3.24



Elemento	% e. p.
Mg	2.10
Al	94.88
Zn	3.48

Figura 13. Micrografías y análisis semicuantitativo por EDS de las aleaciones después del T6 con relación Zn/Mg igual a (a) 0.54, (b) 0.74 y (c) 0.93.

3.4.2.2 Relaciones Zn/Mg mayores a 1.

La Figura 14 muestra la morfología de las diferentes aleaciones en estado de colada (Figura 14-a) y después del T6 (Figura 14-b) con relaciones de 1.45, 2.06 y 2.74. La morfología de las aleaciones en estado de colada consiste en dendritas que se alargan en las regiones interdendríticas, estos tienden a crecer conforme incrementa la relación Zn/Mg. Después del T6, la morfología dendrítica cambia a precipitados con formas irregulares que se encuentran distribuidos uniformemente en toda la matriz, estos de igual manera, tienden a crecer de tamaño conforme la relación Zn/Mg incrementa.

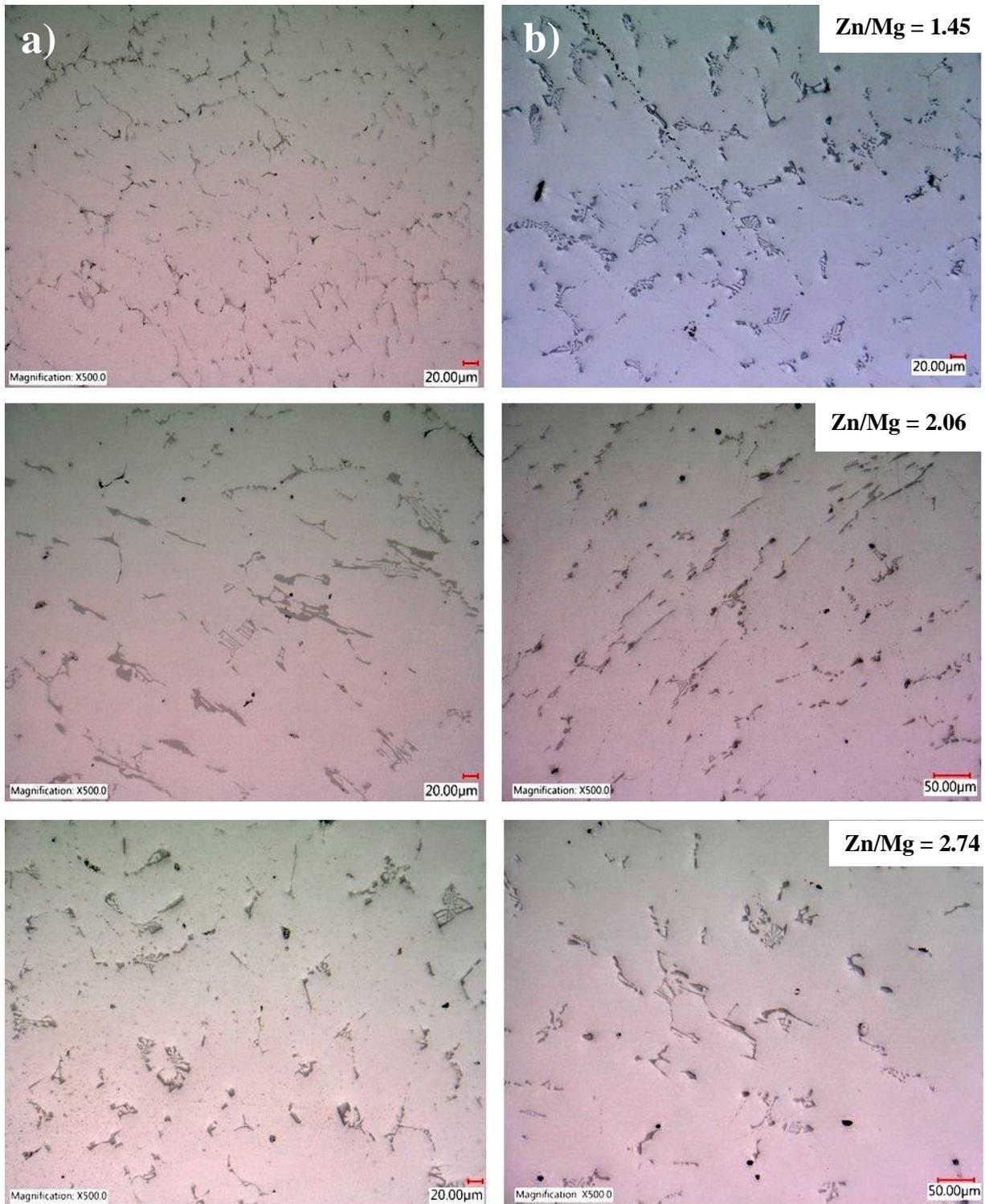


Figura 14. Micrografías obtenidas por microscopio óptico de las aleaciones Al-Zn-Mg con una relación $Zn/Mg > 1$ (a) en estado de colada y (b) después del T6 a 500x.

En la Figura 15 se muestran las morfologías obtenidas en el microscopio electrónico de barrido en estado de colada y después del T6 para relaciones Zn/Mg mayores a uno. Las fases intermetálicas $\text{Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ y $\text{Al}_6(\text{FeMn})$ son de morfología tipo “roseta” que se encuentran presentes en las aleaciones Al-Zn-Mg debido a los contenidos de Fe, Mn y Si presentes.

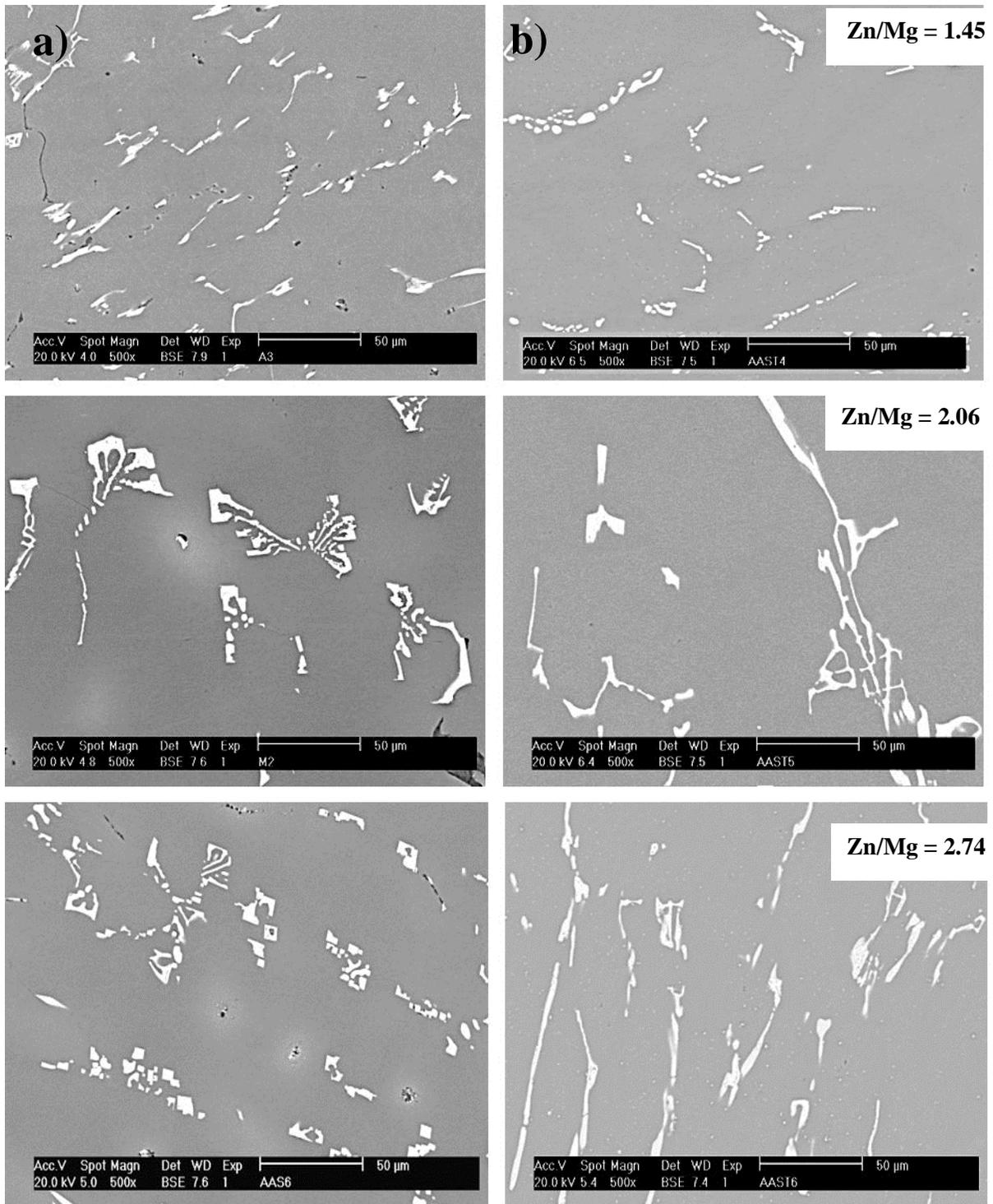


Figura 15. Micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido de las aleaciones Al-Zn-Mg con una relación Zn/Mg < 1 (a) en estado de colada y (b) después del T6 a 500X.

En el mapeo que se muestra en la Figura 16, se muestra la distribución de los elementos presentes en estas aleaciones. Los intermetálicos presentes son $\text{Al}_6(\text{FeMn})$ y $\text{Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$, los cuales se confirman con el análisis semicuantitativo por EDS que se muestra en la Figura 17. Como se mencionó anteriormente, estos intermetálicos precipitaron debido a los contenidos de Fe, Mn y Si presentes en la aleación base.

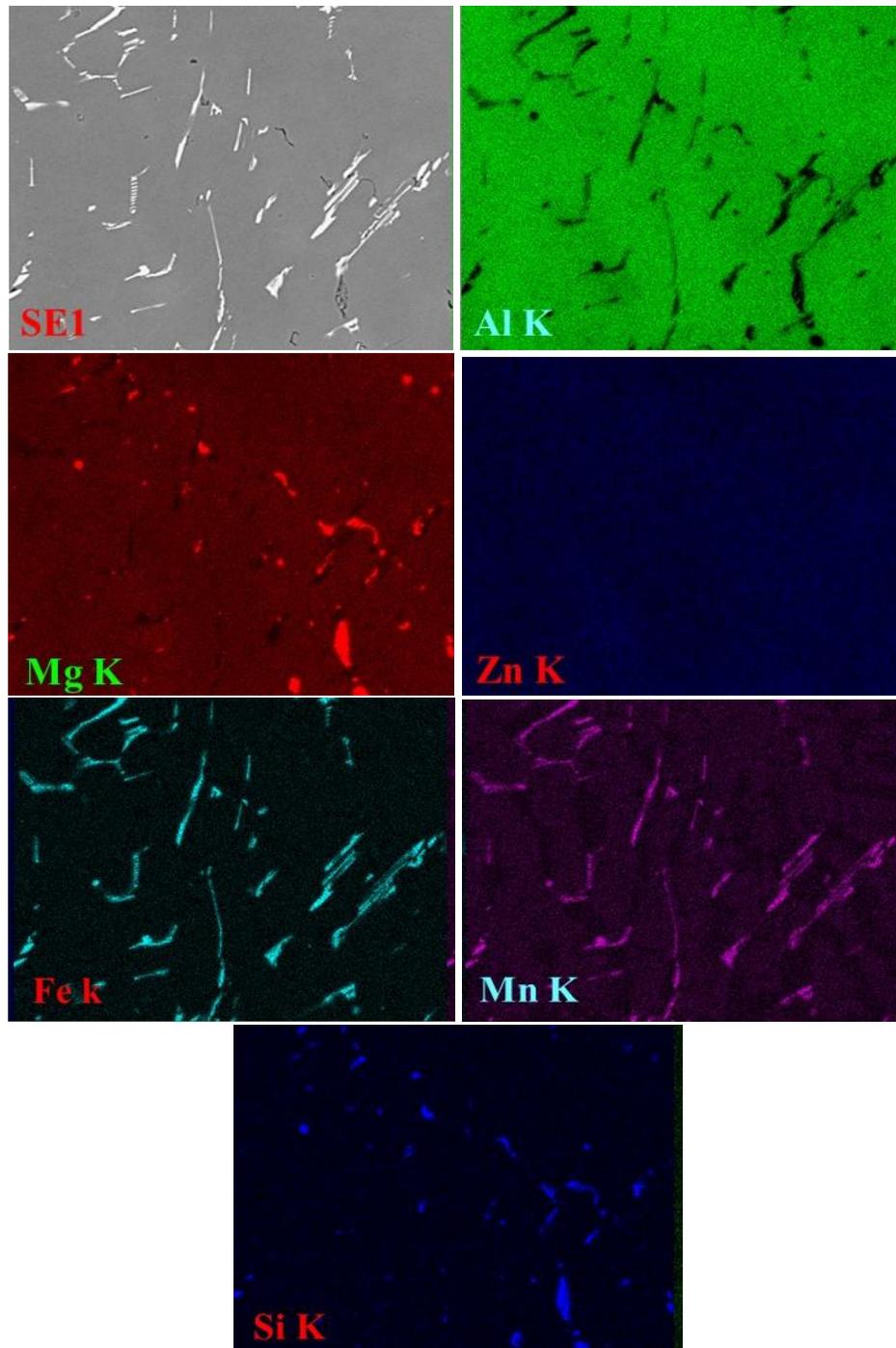
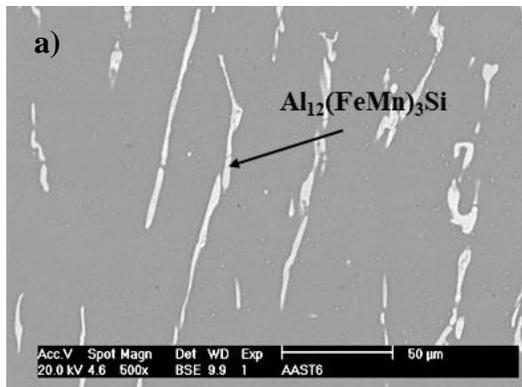
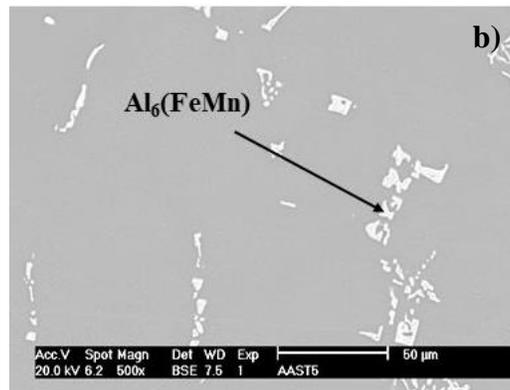


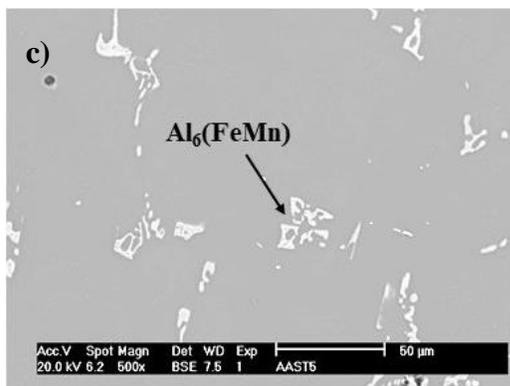
Figura 16. Mapeo elemental por EDS en la aleación AAS1 en estado de colada con relación $Zn/Mg = 2.06$.



Elemento	% e. p.
Mg	1.48
Al	74.16
Si	2.88
Mn	5.78
Fe	12.47
Zn	3.11



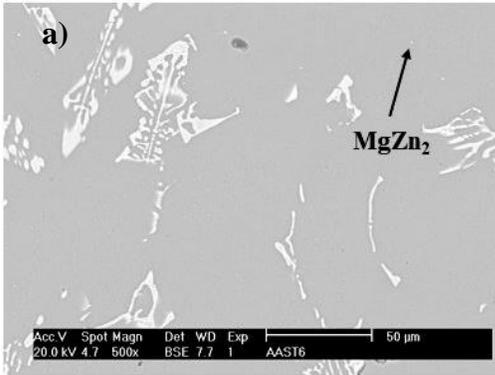
Elemento	% e. p.
Mg	2.04
Al	87.01
Mn	2.60
Fe	5.26
Zn	3.08



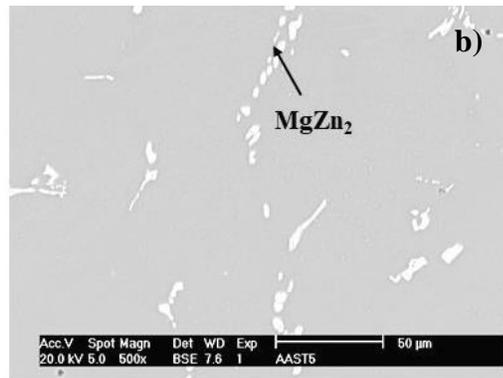
Elemento	% e. p.
Mg	1.04
Al	72.03
Si	0.34
Mn	9.29
Fe	13.66
Cu	0.26
Zn	3.38

Figura 17. Micrografías y análisis semicuantitativo por EDS de las aleaciones en estado de colada con relación Zn/Mg igual a (a) 1.45, (b) 2.06 y (c) 2.74.

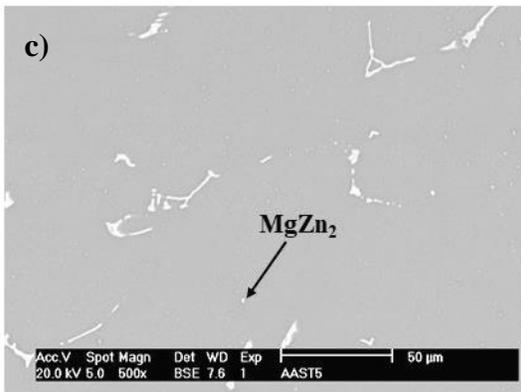
En la Figura 18 se muestra el análisis semicuantitativo por EDS de las aleaciones después del T6, se presentan los elementos aleantes Zn y Mg correspondientes a la fase intermetálica η con una composición química igual a $MgZn_2$, esta fase de acuerdo con la literatura precipita en relaciones Zn/Mg mayores a uno con una morfología en forma de “placa”



Elemento	% e. p.
Mg	2.70
Al	91.58
Zn	3.48



Elemento	% e. p.
Mg	2.29
Al	93.42
Zn	4.29



Elemento	% e. p.
Mg	2.31
Al	92.67
Zn	5.02

Figura 18. Micrografías y análisis semicuantitativo por EDS de las aleaciones después del T6 con relación Zn/Mg igual a (a) 1.45, (b) 2.06 y (c) 2.74.

En la Figura 19 se muestra el mapeo en donde se observan la presencia de los intermetálicos $Al_6(FeMn)$ y $Al_{12}(FeMn)_3Si$ encontrados en aluminio reciclado, estos intermetálicos son formados durante la solidificación en las aleaciones secundarias.

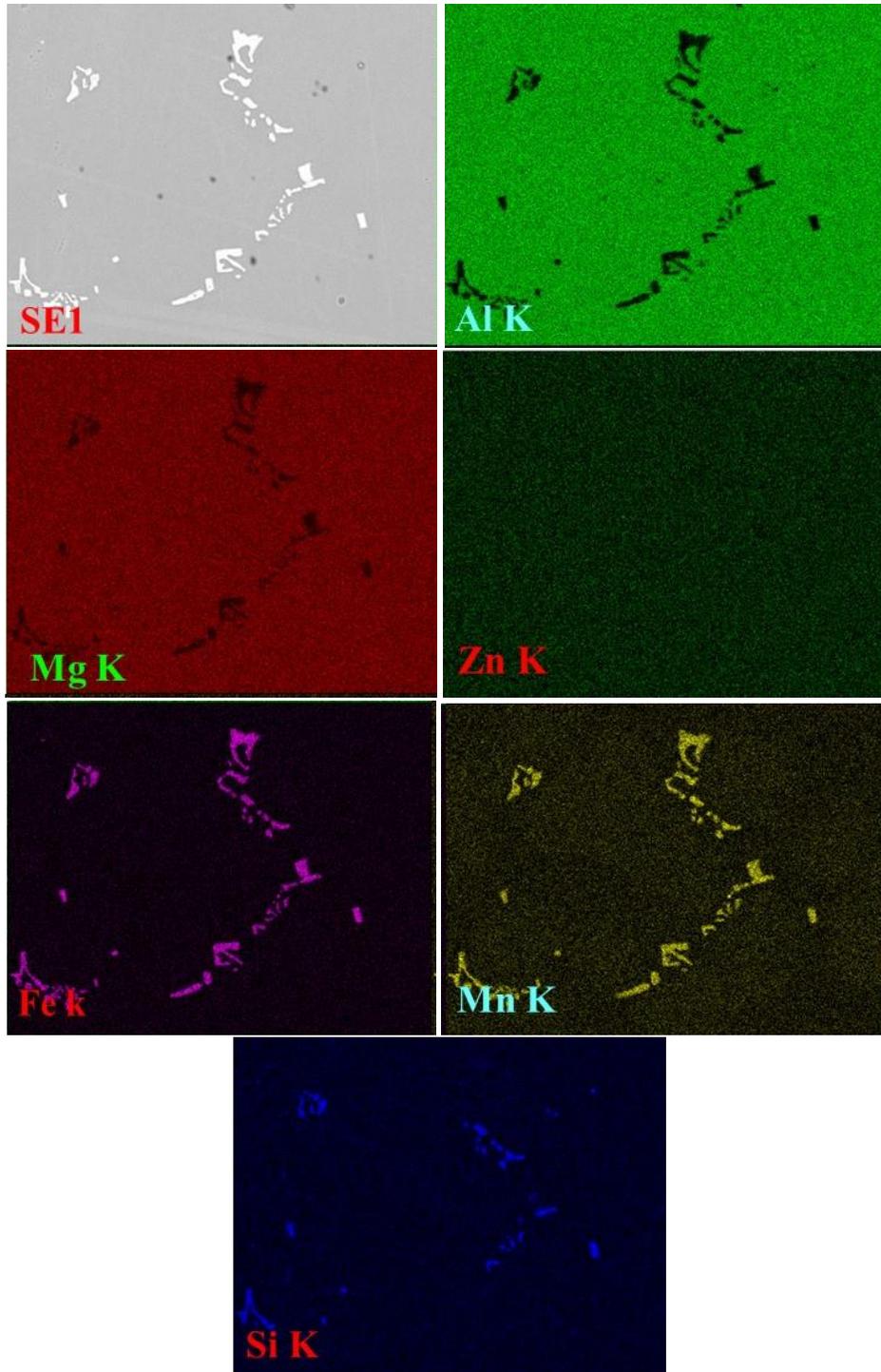


Figura 19. Mapeo elemental por EDS en la aleación AAS1 en estado de colada con relación $Zn/Mg = 2.74$.

3.4.3 Propiedades mecánicas.

3.4.3.1. Ensayo de Dureza.

El ensayo de dureza Brinell se realizó siguiendo la norma ASTM E-10. Se utilizó en todos los casos una carga de 1000 kilogramos y un indentador de carburo de tungsteno de 10 mm de diámetro. En la Tabla 9 se muestran los resultados para cada aleación en estado de colada y después del T6.

De acuerdo con los resultados mostrados en la Tabla 9, al aumentar la relación Zn/Mg incrementa el valor de dureza para ambas aleaciones, este aumento se relaciona con la aparición de la fase η' responsable del endurecimiento en estas aleaciones.

Tabla 9. Valores de dureza Brinell para las aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas en estado de colada y después del T6.

ID	Zn/Mg	Colada	T6
AAS1	0.54	63.60	65.74
AAS2	0.74	63.00	68.46
AAS3	0.93	68.20	68.37
AAS4	1.45	83.00	93.66
AAS5	2.06	91.80	98.77
AAS6	2.74	107.00	117.38

En la Figura 20 se observa que las aleaciones con relaciones Zn/Mg menores a 1 no tienen un aumento significativo en valores de dureza para ambas aleaciones, esto se relaciona con la fase T que precipita a relaciones Zn/Mg bajas (menores a uno) y de acuerdo con los valores obtenidos no tiene influencia en la resistencia mecánica de las mismas.

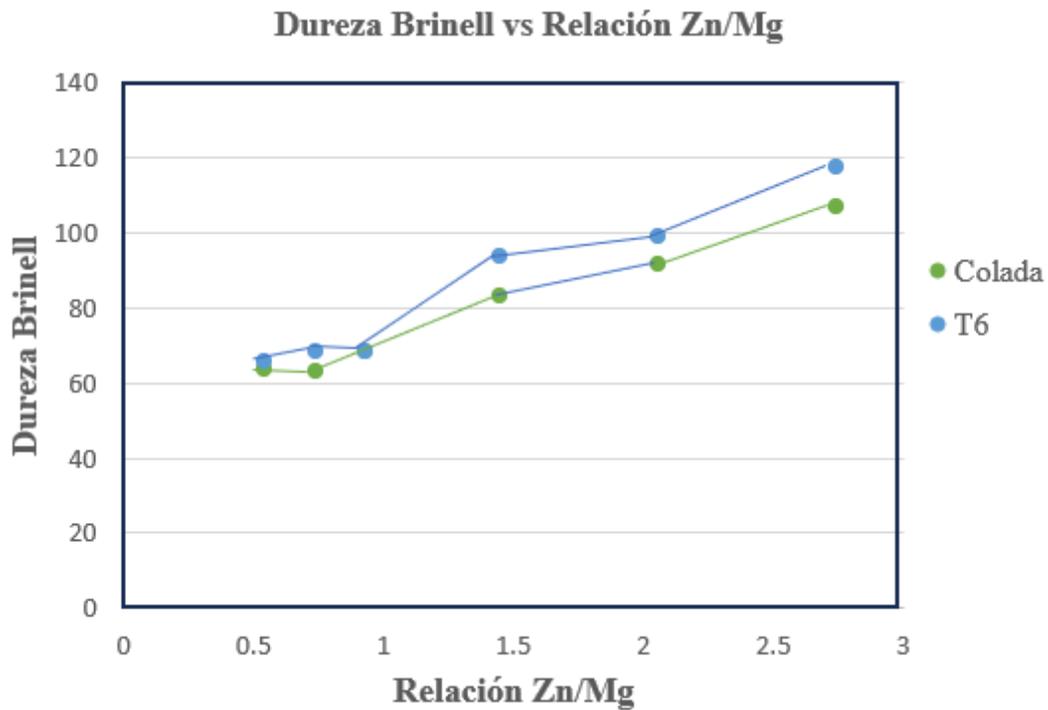


Figura 20. Relación de la dureza con respecto a la variación de la relación Zn/Mg para las aleaciones Al-Zn-Mg, en estado de colada y después del T6.

Se realizó la curva de envejecimiento de las aleaciones AAS1, AAS3 y AAS6 después del T6 con la finalidad de observar la evolución de la dureza en las aleaciones con relación Zn/Mg baja, media y alta. Los ensayos de microdureza Vickers se realizaron aplicando una carga de 100 gramos en todos los casos y empleando un indentador de diamante. Los valores de microdureza se muestran en la Tabla 10.

Tabla 10. Valores de dureza Vickers para las aleaciones Al-Zn-Mg después del T6.

HRS	AAS1	AAS3	AAS6
3	69	73	128
6	70	75	136
9	70	76	140
12	72	78	143
15	73	81	146

En la Figura 21 se muestran las curvas de envejecimiento de estas aleaciones, a relaciones Zn/Mg menores a uno (0.54 y 0.93) no se observa un aumento significativo en la dureza, lo que implica que el endurecimiento por precipitación no se ha completado por completo, llegando a no formarse la fase T de equilibrio, esto debido al bajo contenido de zinc que mejora significativamente la respuesta de endurecimiento. A relación Zn/Mg mayor a uno (2.74) se observa que la curva está empezando a crecer conforme avanza el tiempo, sin embargo, no llega al pico máximo de dicha curva, lo que sugiere que la fase η no precipita en estas aleaciones. De acuerdo con Chen et al., 2013 la fase η normalmente existe en una etapa sobre-envejecida, llegando a formarse la fase metaestable η' .

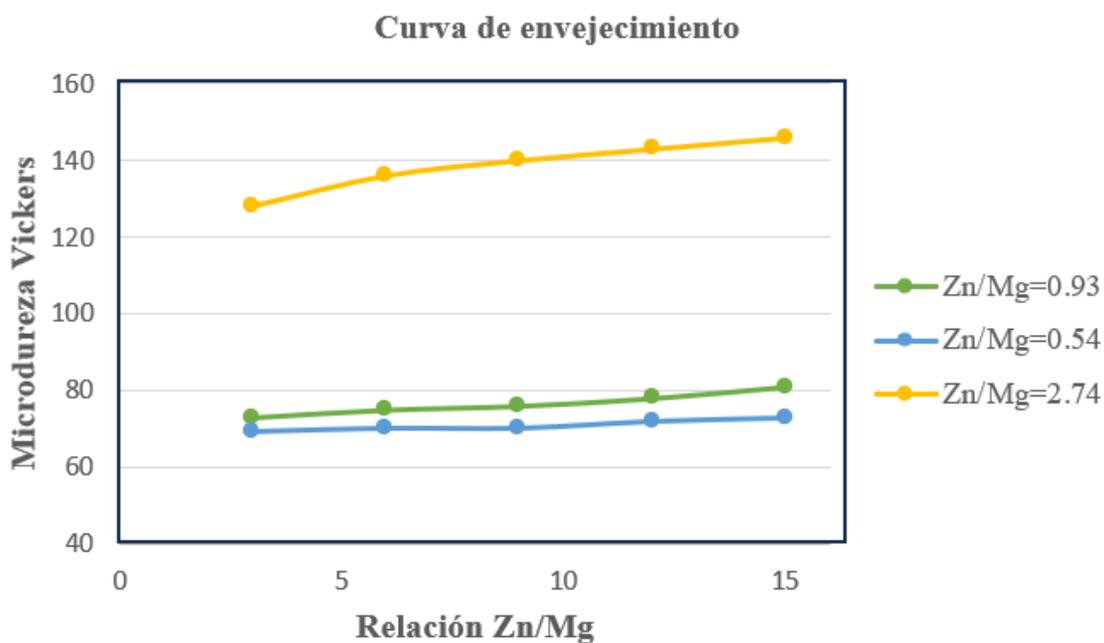


Figura 21. Evolución de la dureza Vickers en función del tiempo.

3.4.3.2 Ensayo de Tensión.

Los ensayos de tensión se realizaron siguiendo la Norma ASTM E8-04 para las aleaciones en estado de colada y después del T6. En la Tabla 11 se muestran los valores de la resistencia máxima a la tensión (UTS), esfuerzo de cedencia (Y_s) y el alargamiento de cada una de las relaciones Zn/Mg.

Tabla 11. Propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Zn-Mg en estado de colada y después del T6.

Relación Zn/Mg	UTS (MPa)		Ys (MPa)		Elongación (%)	
	Colada	T6	Colada	T6	Colada	T6
0.54	175.57	156.86	117.05	117.61	3.18	8.84
0.74	178.87	208.37	112.05	114.75	4.45	8.84
0.93	193.33	252.29	128.96	210.10	2.87	3.75
1.45	216.21	299.74	170.96	241.36	4.67	3.16
2.06	228.33	336.15	208.05	252.84	1.21	3.10
2.74	266.21	362.03	240.35	339.52	1.09	1.00

En la Figura 22 se muestra la resistencia máxima a la tensión en función de la relación Zn/Mg para ambas aleaciones, en estado de colada y después del T6. La resistencia mecánica y la dureza en estas aleaciones aumenta conforme la relación Zn/Mg es mayor a uno, mostrando el valor más alto de UTS la aleación con relación Zn/Mg de 2.74 igual a 362.03 MPa, en comparación con la aleación en estado de colada que presentó un valor de 266.21 MPa.

El valor de la UTS de las aleaciones en estado de colada va en aumento conforme la relación Zn/Mg incrementa, sin embargo, no se presenta un aumento significativo. En las aleaciones después del T6 el valor de la UTS aumenta de manera casi lineal en relaciones Zn/Mg menores a uno. A valores de esta relación mayores a la unidad, valor de la UTS se incrementa hasta llegar a su valor máximo de 362.03 MPa. Se observa que los valores de UTS y los valores de dureza van en aumento conforme incrementa la relación Zn/Mg.

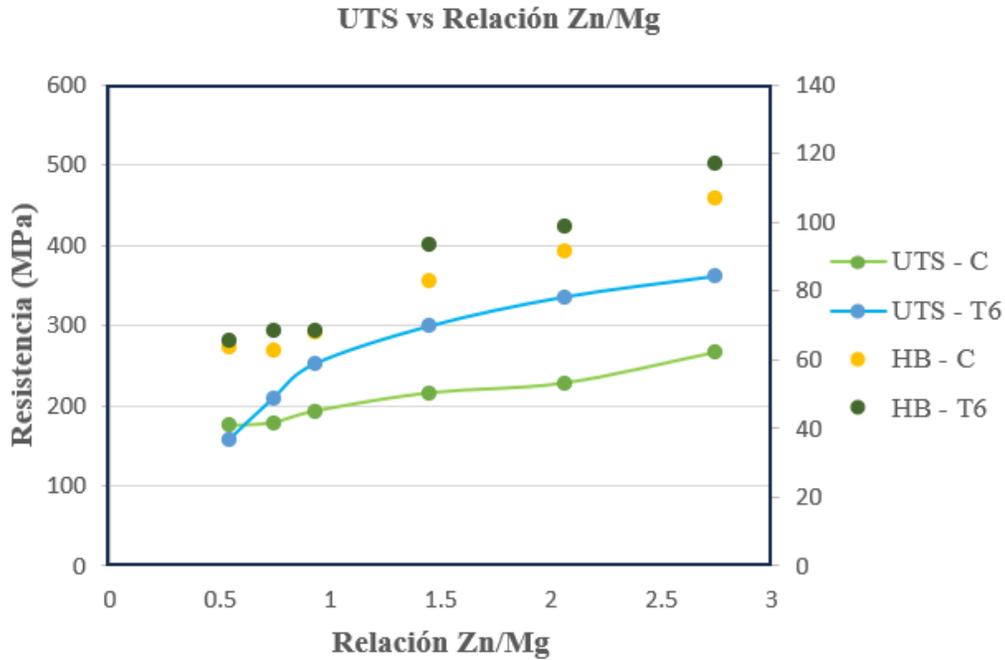


Figura 22. Máxima resistencia a la tensión en función de la relación Zn/Mg.

El esfuerzo de cedencia se muestra graficado en la Figura 23, en las aleaciones en estado de colada este valor va en aumento conforme la relación Zn/Mg incrementa de manera “casi lineal”. Después del T6 se ve un aumento significativo al acercarse a uno la relación Zn/Mg, después va aumentando de manera creciente hasta llegar a su valor máximo de 339.52 MPa. Comparando ambas aleaciones se observa que el esfuerzo de cedencia a relaciones Zn/Mg menores a uno, presentan valores similares, sin embargo, al acercarse a uno el valor aumenta debido a la formación de la fase η .

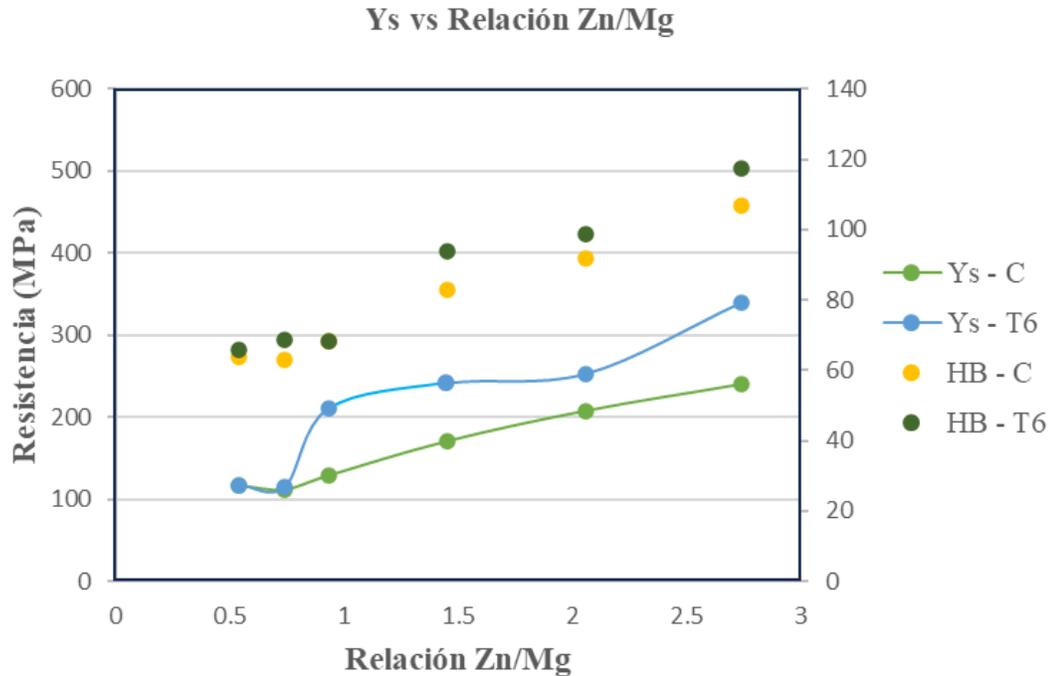


Figura 23. Esfuerzo de cedencia en función de la relación Zn/Mg.

El porcentaje de elongación se muestra en la Figura 24, este tiende a disminuir conforme la relación Zn/Mg aumenta, siendo las aleaciones después del T6 las que presentan mayores porcentajes de elongación. El mayor porcentaje de elongación se debe principalmente a la precipitación de la fase T' encargada de facilitar la deformación plástica evitando la propagación rápida de la fractura.

Los valores de elongación en las aleaciones después del T6 disminuyen conforme incrementa la relación Zn/Mg, se observa que a relaciones de 0.54 y 0.74 los valores son similares, al acercarse a uno este tiende a disminuir drásticamente hasta llegar al 1.00%, en las aleaciones de colada los valores de elongación también tienden a disminuir a excepción de la relación de 0.74 que tiene un valor de 4.45% llegando a ser el valor más alto en estas aleaciones. Comparando ambas aleaciones se observa que el aumento en el porcentaje de elongación es casi el doble de 4.45% en estado de colada hasta el 8.84% después del T6.

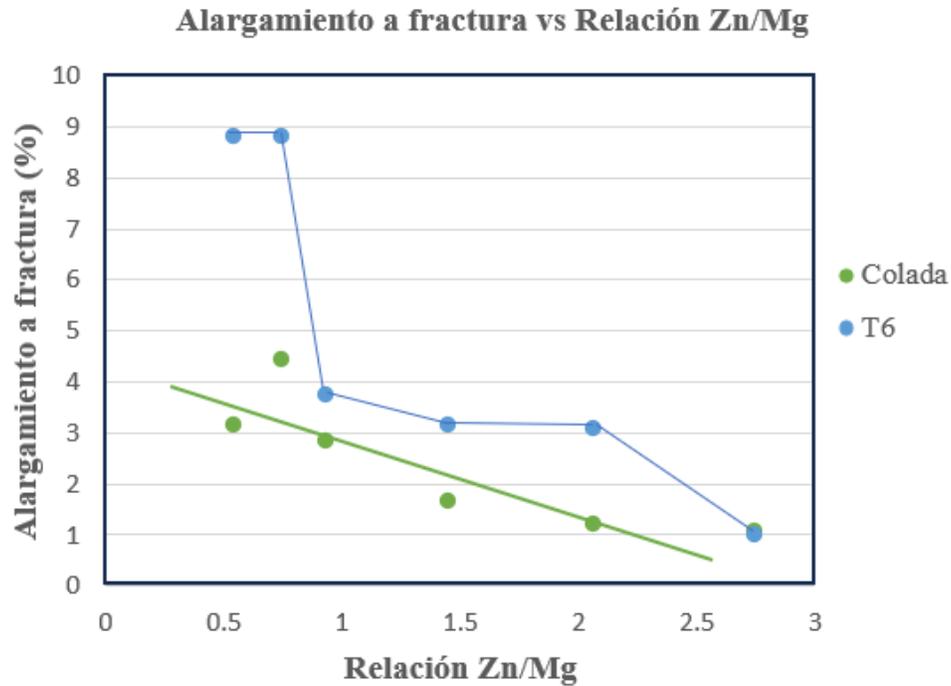


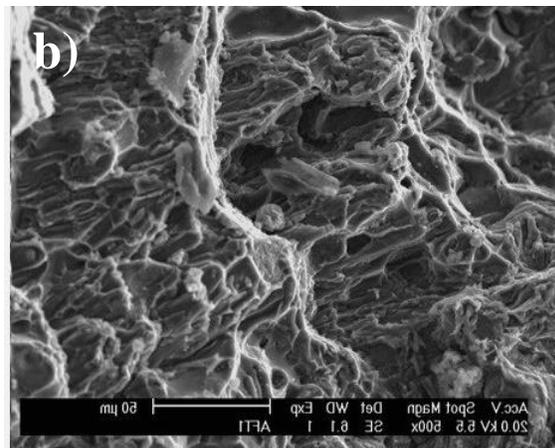
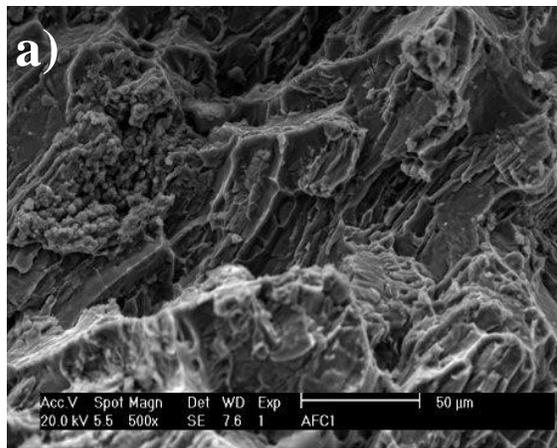
Figura 24. Porcentaje de elongación a la fractura en función de la relación Zn/Mg.

La reducción en el porcentaje de elongación en estas aleaciones se debe principalmente a la presencia de la fase η' , ya que puede reducir la ductilidad del material y disminuir la capacidad de deformación plástica antes de la fractura. Esto se debe a que la fase η' puede dificultar los movimientos de las dislocaciones y promover la propagación rápida de las grietas durante la fractura.

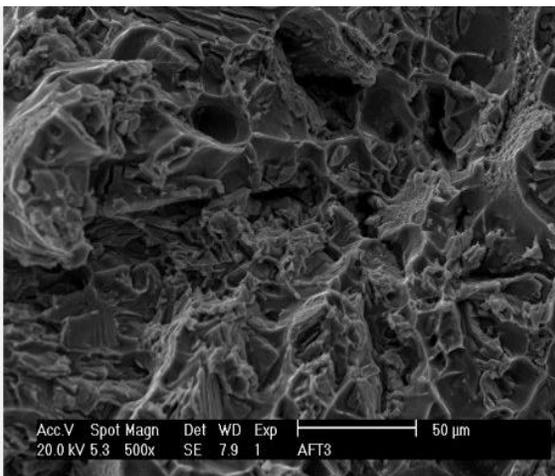
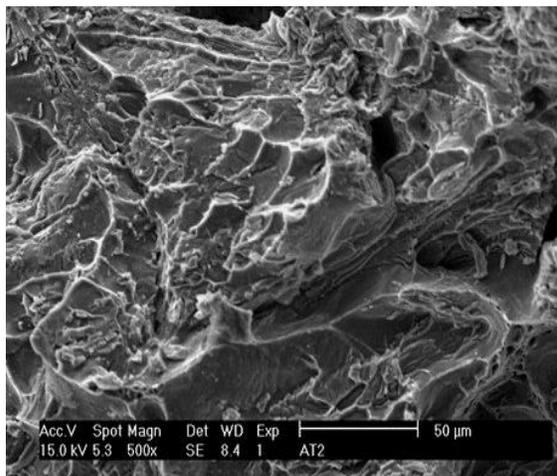
3.4.8 Fractura.

Para identificar el tipo de fractura que presentaron las aleaciones elaboradas, se realizó un análisis por microscopía electrónica de barrido con sus respectivos análisis por EDS. La Figura 27 muestra la morfología de las superficies de fractura de las aleaciones en estado de colada y después del T6 para las relaciones Zn/Mg de 0.54, 0.93 y 2.74. Se observan microgrietas, bordes de las microcavidades y la presencia de precipitados en las superficies de fractura. Las grietas se propagan a través de los granos, rompiendo los enlaces metálicos a través de los planos cristalográficos, lo que revela que la fractura transgranular es el mecanismo dominante en estas aleaciones.

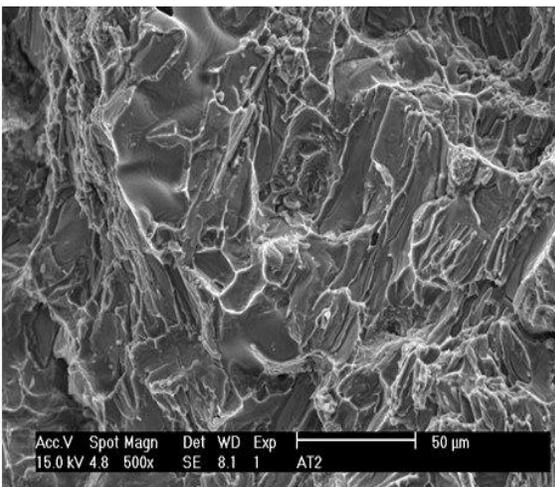
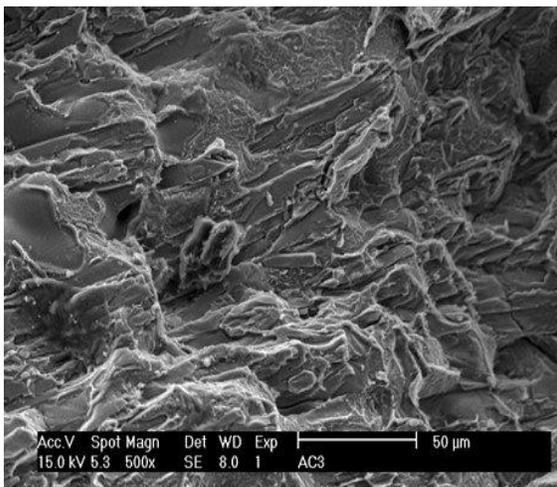
En este tipo de fractura se observan saltos bruscos correspondientes a planos cristalográficos diferentes. Por lo que se considera una fractura frágil y ocurre sin deformación aparente antes de la fractura, la cual es influenciada por la microestructura del material, en este caso por las fases T' y η' precipitadas en estas aleaciones.



Zn/Mg = 0.54



Zn/Mg = 0.93



Zn/Mg = 2.74

Figura 25. Superficie de fractura de las aleaciones Al-Zn-Mg obtenidas por microscopía electrónica de barrido de las aleaciones Al-Zn-Mg (a) en estado de colada y (b) después del T6 a 500X.

La Figura 28 muestra un mapeo por EDS realizado para identificar la distribución de los elementos en la superficie de fractura. Los elementos Fe, Mn, Si y Zn están presentes en los bordes de la fractura, mientras que el Mg se encuentra distribuido uniformemente en la matriz. En la Figura 29 se muestra la misma área de fractura, pero solamente con la distribución de los elementos Zn y Mg. En esta área analizada se observan precipitados, los cuales corresponden a la fase η , la cual se presenta con relaciones Zn/Mg altas (mayores a 1). Esta fase al ser una fase intermetálica rígida y frágil, actúa como un sitio de iniciación de grietas o como una barrera para la propagación de estas, afectando la tenacidad a la fractura de la aleación de Al-Zn-Mg de la siguiente manera:

1. Iniciación de grietas: puede ser propensa a la formación de grietas debido a su estructura cristalina y a su rigidez. La presencia de esta fase en la microestructura puede proporcionar sitios preferenciales para la iniciación de grietas.
2. Actúa como barrera para la propagación de grietas: la presencia de esta fase puede dificultar la propagación de las grietas a través del material, lo que puede aumentar la tenacidad a la fractura. Sin embargo, si las grietas logran atravesar la fase η -MgZn₂, su propagación puede acelerarse y la tenacidad a la fractura puede disminuir.

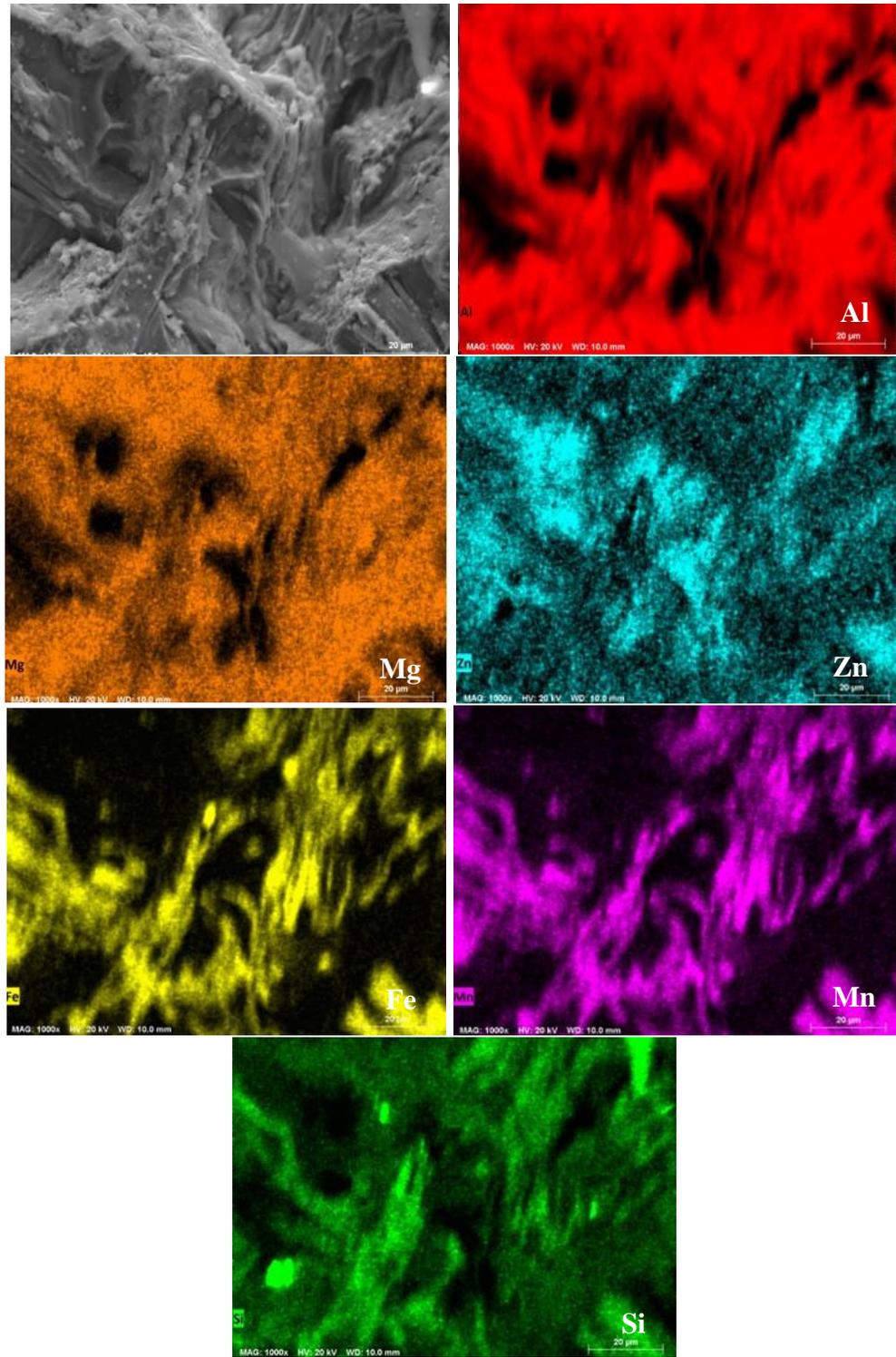


Figura 26. Mapeo en la superficie de fractura de una aleación Al-Zn-Mg con relación $Zn/Mg = 2.74$ después del T6 obtenidas por microscopía electrónica de barrido a 1000X.

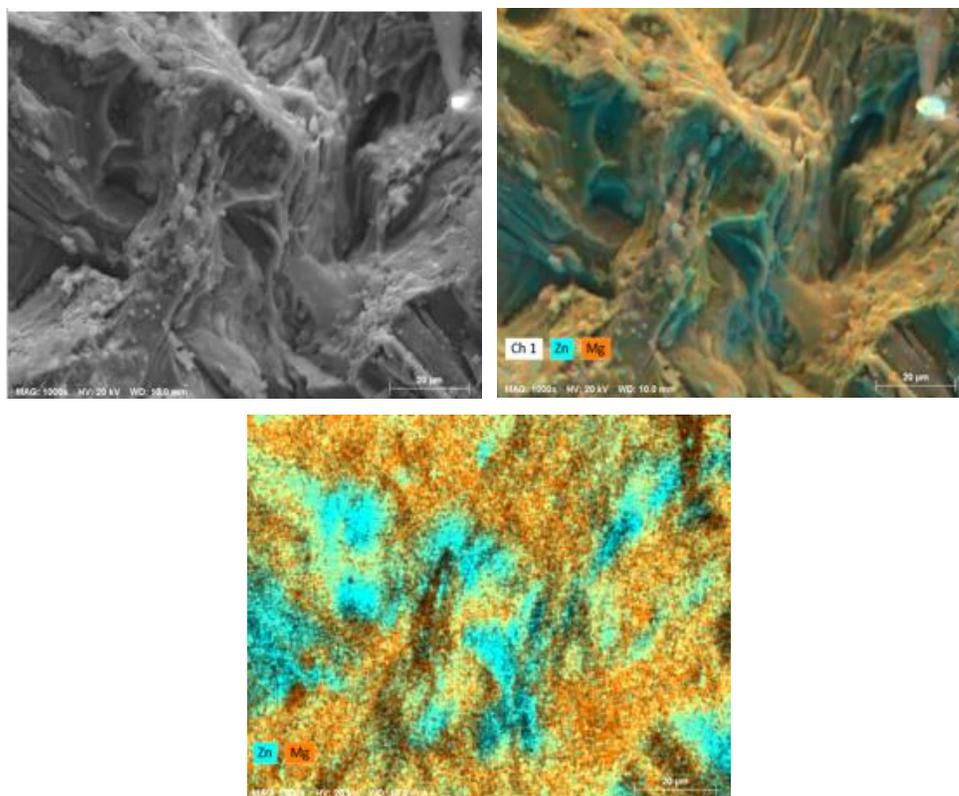


Figura 27. Mapeo de los elementos Zn, Mg en la superficie de fractura de una aleación Al-Zn-Mg con relación Zn/Mg = 2.74 después del T6 obtenidas por microscopía electrónica de barrido a 1000X.

El impacto de la fase η en la fractura de las aleaciones Al-Zn-Mg puede depender de factores como la cantidad, distribución y su morfología, así como de las condiciones de carga aplicadas. Además, la presencia de otras fases en la aleación también puede influir en la tenacidad a la fractura, tal como el intermetálico $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ encontrado en estas aleaciones.

La fase T al igual que la fase η , es una fase intermetálica dura y frágil, su presencia promueve la fractura frágil en estas aleaciones, lo que significa que la propagación de la fractura ocurre de manera repentina, debido a que la fase T actúa como un sitio de concentración de tensiones. Además, las grietas pueden propagarse preferentemente a través de la fase T debido a su naturaleza más frágil en comparación con la matriz de aluminio. Esto

puede resultar en una fractura intergranular o transgranular a través de la fase T, que en este caso promovió la fractura transgranular como se mencionó anteriormente.

4. Conclusiones.

En este trabajo se ha investigado el efecto de la relación Zn/Mg sobre la microestructura y propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Zn-Mg a partir de latas para bebidas. Las aleaciones Al-Zn-Mg se elaboraron con seis diferentes relaciones Zn/Mg. Las conclusiones son las siguientes:

- Después de aplicar el tratamiento térmico T6 en las aleaciones Al-Zn-Mg y según con los resultados del análisis por EDS en el microscopio electrónico de barrido, se endurecen con las fases T' y η' . A relaciones Zn/Mg menores a 1 (0.54, 0.74, 0.93) predomina la fase T', cuando la relación Zn/Mg es mayor a 1 (1.45, 2.06, 2.74), predomina la fase η' .
- Además del endurecimiento por precipitación de las fases T' y η' , las aleaciones Al-Zn-Mg son endurecidas por la aparición de “segundas fases” que son precipitadas en el momento de solidificación. Estos intermetálicos son los $Al_6(FeMn)$ y $Al_{12}(FeMn)_3Si$ que se forman debido a los contenidos de Fe, Mn y Si que contienen las latas para bebidas que son empleadas para obtener la aleación base.
- La mejora en las propiedades mecánicas es significativa para las aleaciones que tienen una relación Zn/Mg alto, esto debe a que la fase η' es la responsable de endurecerlas, si bien, la fase T también endurece estas aleaciones, el aumento en su valor no es significativo y hasta llega a tener valores cercanos a los de las aleaciones en estado de colada. Sin embargo, las aleaciones en las que precipita la fase T son las que presentan mayor ductilidad.
- El efecto del cobre en las aleaciones Al-Zn-Mg es limitado, ya que, si bien puede tener un efecto en su resistencia, este es mínimo, además de que puede promover el envejecimiento artificial y puede reducir ligeramente la corrosión bajo tensión. Este efecto se debe a que las aleaciones Al-Zn-Mg contienen un valor mínimo aproximado del 0.2%.

- El comportamiento de fractura de las aleaciones Al-Zn-Mg está relacionado con la distribución de las fases T y η presentes, el mecanismo dominante de fractura es frágil transgranular, debido a que ambas fases son duras y frágiles promoviendo este comportamiento. Sin embargo, la diferencia en el porcentaje de elongación es significativa, presentando una menor elongación las aleaciones AAS4, AAS5 y AAS6 con valores de 3.36, 4.41 y 1.00%; mientras que la mayor elongación fueron las aleaciones AAS1, ASS2 y AAS3 llegando hasta un valor de 8.84%.

5. Trabajo futuro.

En base a lo presentado en este trabajo, se propone desarrollar los siguientes temas de investigación:

1. Estudio del efecto de la relación Zn/Mg mantenido al Zn constante en un 6% y variando la concentración de Mg. desde 0 hasta 2%.
2. Realizar pruebas de resistencia a la corrosión para las aleaciones Al-Zn-Mg deformándolas en un 20%.

6. Bibliografía.

- Afify, N., Gaber, A.-F., & Abbady, G. (2011, mayo). Fine scale precipitates Afify in Al-Mg-Zn alloys after various aging temperatures. *Materials Sciences and Applications*, 2(5). <https://www.scirp.org/journal/paperinformation.aspx?paperid=5027>.
- ANIR. (2020). Reciclaje de metales [Asociación nacional de la industria del reciclaje A.G.]. <https://anir.cl/>
- ASM Handbook. (1990). ASM Handbook. Properties and selection-nonferrous alloys and special-purpose materials (ASM International).
- Campbell, F. (2012). *Lightweight Materials-Understanding the Basics*. ASM International.
- Chen, Z., Mo, Y., & Nie, Z. (2013, Abirl). Effect of Zn Content on the Microstructure and Properties of Super-High Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions*, 44. <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-013-1731-x#citeas>
- Daniela, G. (2016). Comportamiento mecánico y microestructural de uniones disímiles de aleaciones de Al A6061-T6 y A7075-T6, y Mg AZ31B mediante el proceso de fricción-agitación (FSW). Corporación Mexicana de Investigación en Materiales.
- Gao, R., Li, Y., Li, Z., Li, X., Wen, K., Zhang, Y., & Xiong, B. (2022). Quantitative relationship between microstructure and tensile properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys with various alloying degrees. *Journal of Materials Research and Technology*, 18, 5394–5405. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.04.153>
- Graf, G., Spoerk-Erdely, P., Staron, P., Stark, A., Mendez Martin, F., Clemens, H., & Klein, T. (2022). Quench rate sensitivity of age-hardenable Al-Zn-Mg-Cu alloys with respect to the Zn/Mg ratio: An in situ SAXS and HEXRD study. *Acta Materialia*, 227, 117727. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.117727>
- Lei, C., Wang, Q., Tang, H., Liu, T., Li, Z., Jiang, H., Wang, K., & Ding, W. (2022). Effects of Mg content on microstructure and mechanical properties of low Zn-containing Al-xMg-3Zn-1Cu cast alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 32(3), 721–738. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(22\)65828-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(22)65828-X)
- Lervik, A., Thronsen, E., Friis, J., Marioara, C. D., Wenner, S., Bendo, A., Matsuda, K., Holmestad, R., & Andersen, S. J. (2021). Atomic structure of solute clusters in Al-Zn-Mg alloys. *Acta Materialia*, 205, 116574. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.116574>

- Lin, J.-C., Liao, H.-L., Jehng, W.-D., Chang, C.-H., & Lee, S.-L. (2006). Effect of heat treatments on the tensile strength and SCC-resistance of AA7050 in an alkaline saline solution. *Corrosion Science*, 48(10), 3139–3156. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.11.009>
- Liu, J. Z., Chen, J. H., Yuan, D. W., Wu, C. L., Zhu, J., & Cheng, Z. Y. (2015, enero). Fine precipitation scenarios of AlZnMg(Cu) alloys revealed by advanced atomic resolution electron microscopy study Part I: Structure determination of the precipitates in AlZnMg(Cu) alloys. *Materials Characterization*, 99, 286.
- Löffler, H., Kovács, I., & Lendvai, J. (1983, agosto). Descomposition process in Al-Zn-Mg alloys. *Journal of Materials Science*, 18.
- Palas, M. A. (2012). Reconocimiento de fases en aleaciones de aluminio en estado modelado [Tesis de pregrado en Ingeniería Mecánico-Eléctrica]. Universidad de Piura.
- Ruiz, J. (2002). Corrosión-fatiga en aleaciones ligeras de Al-Zn-Mg [Tesis Doctoral]. Universidad Complutense de Madrid.
- Sha, G., & Cerezo, A. (2004). Early-stage precipitation in Al–Zn–Mg–Cu alloy (7050). *Acta Materialia*, 52(15), 4503–4516. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.025>
- Smiths. (2020). 7000 Series Aluminim. SMITHS. <https://www.smithmetal.com/7000-series-aluminium-alloys.htm>
- Takata, N., Ishohara, M., Suzuki, A., & Kobashi, M. (2019, enero). Microstructure and strength of a novel heat resistant aluminum alloys strengthened by T-Al₆Mg₁₁Zn₁₁ phase at elevated temperatures. *Materials Science and Engineerinnng*, 739(2), 70.
- Tan, P., Sui, Y., Jin, H., Zhu, S., Jiang, Y., & Han, L. (2022). Effect of Zn content on the microstructure and mechanical properties of as-cast Al–Zn–Mg–Cu alloy with medium Zn content. *Journal of Materials Research and Technology*, 18, 2620–2630. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.03.168>
- Totten, G., & Mackenzie, S. (2003). *Handbook of Aluminum: Vol. I* (MARCEL DEKKER, INC.).
- Yang, X. B., Chen, J. H., Liu, J. Z., Qin, F., Xie, J., & Wu, C. L. (2014). A high-strength AlZnMg alloy hardened by the T-phase precipitates. *Journal of Alloys and Compounds*, 610, 69–73. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.04.185>

- Zhao, P., Wu, X., Gao, K., Wen, S., Rong, L., Huang, H., Wei, W., & Nie, Z. (2022). Effect of Zn/Mg ratio on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg alloys. *Materials Letters*, 312, 131676. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.131676>
- Zou, Y., Wu, X., Tang, S., Zhu, Q., Song, H., & Cao, L. (2020). Co-precipitation of T' and n' phase in Al-Zn-Mg-Cu alloys. 169, 10.
- Zou, Y., Wu, X., Tang, S., Zhu, Q., Song, H., Guo, M., & Cao, L. (2021). Investigation on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys with various Zn/Mg ratios. *Journal of Materials Science & Technology*, 85, 106–117. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.12.045>