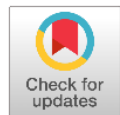




Artículo de investigación

Desarrollo y validación de la optimización en aleaciones de aluminio a partir de material comercial de reciclaje mediante simulación termodinámica y experimentación



Development and validation of optimization for aluminum alloys from commercial recycled material using thermodynamic simulation and experimentation

Andrea Jaqueline Castañeda Estrada¹, Mitsuo Osvaldo Ramos Azpeitia¹ , José Luis Hernández Rivera² , Ana Claudia González Castillo³

¹Facultad de ingeniería, Universidad Autónoma de San Luis Potosí, Dr. Manuel Nava No. 8, Zona Universitaria Poniente, C.P. 78290, San Luis Potosí, San Luis Potosí, México.

²SECIHTI-Instituto de Metalurgia-Universidad Autónoma de San Luis Potosí, Sierra Leona 550, Lomas 2da Sección. 78210. San Luis Potosí, San Luis Potosí, México.

Autor de correspondencia: Mitsuo Osvaldo Ramos Azpeitia, Facultad de ingeniería, Universidad Autónoma de San Luis Potosí, Dr. Manuel Nava No. 8, Zona Universitaria Poniente, C.P. 78290, San Luis Potosí, San Luis Potosí. mitsuo.ramos@uaslp.mx. ORCID: 0000-0002-6392-3609

Recibido: 4 de julio del 2026

Aceptado: 12 de octubre del 2026

Publicado: 15 de octubre del 2026

Resumen. – El presente trabajo de investigación, tiene como objetivo principal el aprovechamiento de chatarra de aluminio para el desarrollo de aleaciones. Se empleó el software Thermo-Calc para simulación termodinámica de diagramas pseudobinarios en equilibrio, mediante el cual se evaluaron los efectos de la modificación del contenido de los elementos aleantes de Mn, Mg, Cu, Zn y Si en la composición base. Se produjeron las aleaciones modificadas mediante fundición y vaciado en forma de placas. Los prototipos de las nuevas aleaciones obtenidas se optimizaron mediante las siguientes composiciones químicas; Prototipo 1: Al-2%Si-2%Zn-1.46%Cu-1.4%Mn, Prototipo 2: Al-4.98%Zn-1.95%Si-1.59%Cu-1.37%Mn. Con la aplicación de tratamientos térmicos se observó un incremento en las propiedades mecánicas de ambos prototipos, de manera más significativa para el Prototipo 2, que tiene el mayor contenido de Zn.

Palabras clave: Simulación termodinámica; Aleaciones de aluminio; Caracterización microestructural.

Abstract. – The primary objective of this research is to utilize aluminum scrap for the development of alloys. Thermo-Calc software was used to perform thermodynamic simulations of equilibrium pseudo-binary diagrams, allowing for the evaluation of how modifying the content of alloying elements—specifically Mn, Mg, Cu, Zn, and Si—affected the initial composition. The modified alloys were produced via melting and casting into plate form. The resulting alloy prototypes were optimized using the following chemical compositions: Prototype 1 (Al-2%Si-2%Zn-1.46%Cu-1.4%Mn) and Prototype 2 (Al-4.98%Zn-1.95%Si-1.59%Cu-1.37%Mn). Heat treatments resulted in improved mechanical properties for both prototypes, with the effect being more pronounced in Prototype 2, which has the highest Zn content.

Keywords: Thermodynamic simulation; Aluminum alloys; Microstructural characterization.



1. Introducción

El impacto ambiental que generan los procesos de fabricación de aleaciones metálicas va en aumento. Por ejemplo, en el 2019 la producción de metales y aleaciones metálicas representó el 40% de todas las emisiones industriales de gases de efecto invernadero, el 10% del consumo energético mundial, la extracción de 3200 millones de toneladas de minerales y la generación de miles de millones de toneladas de subproductos en ese año [1-2].

Es necesario que la producción de metales sea cada vez más sostenible. En ese sentido el reciclaje de materiales de desecho es una alternativa viable para la disminución de este impacto ambiental, así como para la reducción de los costos de la materia prima [1, 3-4]. La ventaja del aluminio es que se puede ahorrar hasta un 95% de energía fundiendo chatarra en lugar de producirlo a partir de óxidos mediante electrólisis, debido al bajo punto de fusión del metal, lo cual ayuda a minimizar el impacto ambiental [1, 5].

Las aleaciones de aluminio reciclado tienen una gran aplicación en la fabricación de partes automotrices debido a que poseen una excelente resistencia, baja densidad y alta resistencia a la corrosión [6-8]. Por otro lado, el uso de estas aleaciones también genera una ventaja en la sostenibilidad indirecta gracias a que, por ejemplo, permiten la reducción de peso en los vehículos, lo cual a su vez se traduce en un menor consumo de gasolina [5]. Lo anterior ha generado en los fabricantes de automóviles una tendencia a usar preferentemente aleaciones de aluminio obtenidas a partir de chatarra [1].

Específicamente en las aleaciones de aluminio, la adición de elementos como Cu y Mg permite que estas aleaciones sean tratables térmicamente para ser endurecidas por precipitación mediante tratamientos térmicos como T5 (enfriamiento desde temperatura elevada y envejecido de forma artificial) y T6 (solubilizado, templado y envejecido artificialmente), con lo cual se mejoran sus propiedades mecánicas [6, 9-11]. Por lo tanto, se puede obtener una mejora en las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio mediante la modificación de su composición química, lo cual permitiría mejorar de la calidad e incrementar la vida útil de productos fabricados con estas nuevas aleaciones [8, 12-13].

En el diseño de nuevas aleaciones se debe considerar la relación entre composición química, microestructura y procesamiento, los cuales intervienen en las propiedades mecánicas de la aleación. Por lo tanto, un diseño controlado de la composición química permite adaptar las propiedades de las aleaciones a una amplia variedad de aplicaciones. Este proceso suele requerir equilibrar el tipo y la cantidad de los distintos elementos presentes en la aleación para lograr un balance entre resistencia, ductilidad, resistencia a la corrosión y requisitos de diseño [14-15].

Por lo anterior, es necesario conocer el efecto de cada uno de los elementos aleantes sobre la estabilidad de las fases presentes en la microestructura de determinada aleación, lo cual a su vez puede hacerse analizando los diagramas de fase para dichas aleaciones [16-18]. Debido a que en la industria se trabaja con aleaciones más complejas que las presentadas en los diagramas de fases tradicionales, es importante considerar los diagramas de fases que involucren todos los elementos de interés.



Los métodos computacionales como CALPHAD (cálculo de diagramas de fase), se emplean para modelar las propiedades termodinámicas de cada fase y simular el comportamiento de las fases presentes en sistemas de múltiples componentes también llamados sistemas complejos [19-20]. Thermo-Calc es un software que se basa en el enfoque CALPHAD para calcular los equilibrios de fase en un amplio rango de condiciones de temperatura, presión y composición en sistemas de elementos múltiples utilizando algoritmos de minimización de energía de Gibbs y datos termodinámicos experimentales [21-22]. Este software permite simular diagramas de propiedades para evaluar la cantidad de fases presentes estables en función de la temperatura de acuerdo con la composición establecida, así como diagramas de distribución de elementos para evaluar la distribución de elementos en las fases presentes a cierta temperatura.

Existen diversos ejemplos de las aplicaciones de la simulación termodinámica para el desarrollo y optimización de aleaciones base aluminio. Por ejemplo, Anass Assadiki y colaboradores realizaron un estudio sobre el efecto estabilizador de elementos de aleación en fases metaestables de aleaciones de aluminio fundidas utilizando ThermoCalc [23]. En la investigación de H. Liang y colaboradores sobre la descripción termodinámica del sistema Al-Mg-Zn, se desarrollaron modelos termodinámicos para conocer las fases presentes en dicho sistema [24]. Otro ejemplo de la aplicación de las simulaciones realizadas con Thermo Calc fue el desarrollo experimental de una aleación eutéctica del sistema Al-Zn-Mg-Ca desarrollado por N. Belov y E. Naumova [25]. Los ejemplos anteriores demuestran que este software, el cual tiene una amplia base de datos de modelos termodinámicos, permite realizar la simulación de sistemas con un conjunto de parámetros termodinámicos consistentes y razonables, lo que lo hace uno de los programas más efectivos para cálculos termodinámicos. Con dichos cálculos es posible minimizar el tiempo del desarrollo de nuevas aleaciones con propiedades específicas.

La modificación de la composición química asistida por simulación termodinámica de un material reciclado, podría permitir disminuir los costos de producción. Por lo tanto, el objetivo de esta investigación es diseñar nuevas aleaciones prototipo de aluminio partiendo de la composición química de una aleación de desecho automotriz (ver Tabla 1). El diseño de los prototipos se basó en minimizar la cantidad de elementos de aleación añadidos con el fin de no impactar en los costos de producción, pero logrando una mejora en las propiedades de la aleación base. Se espera que la adición de elementos como Cu, Mn, Mg y Zn en el sistema Al-Si genere composiciones que sean susceptibles de endurecer por un tratamiento térmico de precipitación. Para el caso del trabajo, la optimización de la composición química se realizó con el apoyo del software Thermo-Calc.

Tabla 1. Composición química de la aleación de desecho automotriz.

Elemento	(%wt)
Zn	0.34
Mn	1.07
Si	1.92
Cu	0.35
Mg	0.009
Fe	0.25
Al	Bal.



2. Metodología experimental

Para producir las aleaciones modificadas se decidió evaluar los efectos de la adición de los elementos aleantes Mn, Mg, Cu y Zn sobre la estabilidad de las fases presentes en la aleación base de desecho automotriz. Los elementos fueron elegidos considerando aquellos que pudieran tener un efecto endurecedor por precipitación [6, 10], así como los resultados de estudios previos reportados en la literatura [26-27]. Se realizaron simulaciones termodinámicas utilizando la base de datos termodinámica para las aleaciones de aluminio TCAL5: (TCS Al-Alloys Database v5.0) del software Thermo-Calc 2018^a. Específicamente se generaron diagramas pseudobinarios de propiedades en estado de equilibrio. El orden de la realización del estudio termodinámico para la evaluación de los cambios en las fases presentes de la aleación base se muestra en la Figura 1.

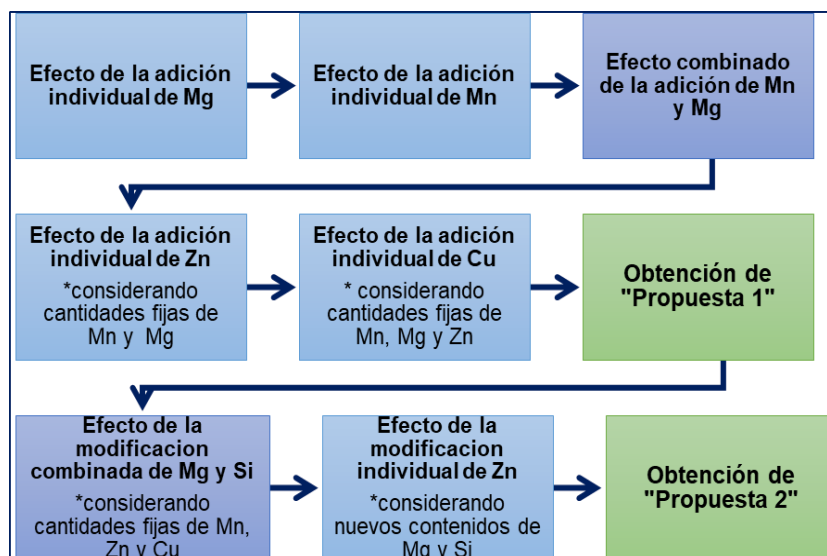


Figura 1. Esquema del orden de la realización del estudio termodinámico para la evaluación de los cambios en las fases presentes de la aleación base.

Con base en el análisis de los resultados se propusieron dos composiciones prototipo que se fundieron utilizando cargas de 100 kg compuestas por el material de desecho de la industria automotriz y cantidades adicionales calculadas de elementos de ajuste (Al, Mg, Mn, y Cu metálicos) a 700 °C durante aprox. 1h en un horno de gas con crisol de carburo de silicio (SiC) con capacidad de 200 kg. El vaciado de los lingotes se hizo en moldes metálicos de 18.5 cm x 50 cm x 1 cm, que fueron previamente precalentados con un soplete de gas. El ajuste de la composición química nominal durante el proceso de fusión y de los lingotes obtenidos se realizó mediante Espectrometría de Emisión Óptica por Chispa en un espectrofotómetro marca Bruker-Q4 Tasman.

Para el tratamiento T5 las muestras cortadas a partir de los lingotes se solubilizaron a 500 °C durante 90 min y se enfriaron en el horno hasta 180 °C, manteniéndose durante 12 h a esta temperatura, para posteriormente ser enfriadas en agua a temperatura ambiente. Para el tratamiento T6, después de la solubilización, las muestras se templaron en agua a 5 °C seguido de un envejecido artificial a 180 °C durante 12 h y posterior enfriamiento en agua a temperatura ambiente.



La evaluación mecánica mediante pruebas de tensión y microdureza se llevó a cabo en probetas en estado de colada; después de la aplicación de tratamientos térmicos se realizaron solo ensayos de dureza. Los ensayos de tensión se realizaron por duplicado bajo el estándar ASTM E-8 [28], utilizando probetas planas maquinadas con un ancho de 0.5 in, un espesor de 0.25 in y una longitud calibrada de 2 in, las cuales fueron ensayadas a una velocidad de 0.2 in/min en una máquina universal marca Shimadzu modelo AG-KN100.

Los ensayos de microdureza Vickers se realizaron en muestras montadas en resina para tener una superficie plana y uniforme, las cuales fueron preparadas metalográficamente previamente. El ensayo de realizo de acuerdo con la norma ASTM E384 [29] con una carga de 500 gr y un tiempo de indentación de 10 segundos en un microdurómetro marca Mitutoyo modelo mvK-HO. Se realizaron cinco indentaciones para cada caso y se reportó el promedio de estas.

La caracterización microestructural de las aleaciones se realizó en estado de colada y después de la aplicación de los tratamientos térmicos de precipitación y envejecido artificial. Para todos los casos las muestras se prepararon metalográficamente según la metodología descrita en la norma ASTM E3 [30] utilizando etapas sucesivas de desbaste y pulido. El desbaste se realizó con una desbastadora automática empleando lijas de carburo de silicio (SiC) de tamaños de 240, 320, 400, 600 y 1000 micras y agua como lubricante. Para el pulido se utilizó un paño especial para aleaciones base Al y como abrasivo pasta de diamante de 3 y 1 micras hasta obtener un acabado tipo espejo en las muestras. El ataque químico se realizó de 3-10 segundos utilizando el reactivo Keller ($2\text{mlHNO}_3 + 1.5\text{mlHCl} + 1.0\text{mlHF} + 95\text{mlH}_2\text{O}$). Posteriormente se obtuvieron micrografías mediante el microscopio óptico marca Carl Zeiss modelo Axio Vert A1 a diferentes aumentos.

3. Resultados y discusiones

En la Figura 2 se muestra el diagrama de propiedades obtenido para la aleación base de desecho automotriz, la cual según el análisis químico es similar a una aleación AA3003 modificada. Se observa, además de la matriz rica en aluminio, la precipitación a 650 °C de la fase $\square$ ($\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{M}_4$), donde “M” puede representar Mn o Fe, con una cantidad máxima de fase de 4.0 % hasta los 400 °C, para después disminuir a 3.5 % y mantenerse hasta temperatura ambiente. La fase Si precipita a 560 °C hasta un máximo de 1.5 % a 350 °C, permaneciendo estable hasta temperatura ambiente. La disolución de la fase $\square$ da pie a la precipitación de la fase $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}$ a partir de los 380 °C, de la fase Q (AlCuMgSi) a 350°C y de la fase $\square$ (Al_2Cu) a los 250 °C en cantidades de 0.88 %, 0.32 % y 0.52 % respectivamente; permaneciendo las tres estables hasta temperatura ambiente. Estas fases son similares a las reportadas en otros estudios para la aleación AA3003, donde la microestructura consiste en una matriz de aluminio con partículas de segunda fase $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$ y Al_6Mn dispersas en ella [31-32].

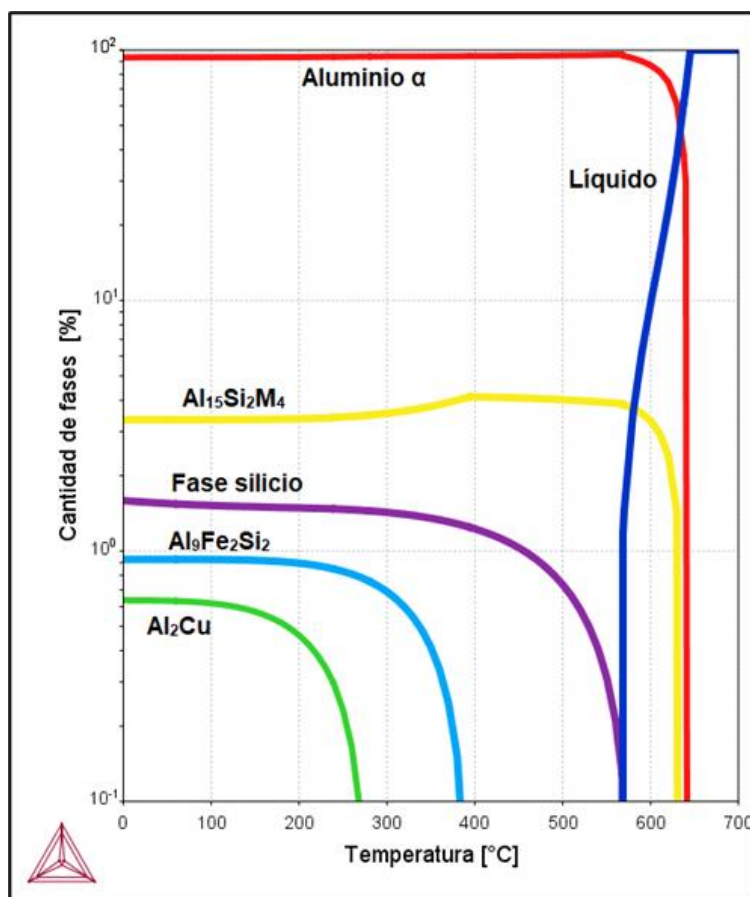


Figura 2. Simulación termodinámica del diagrama de propiedades, obtenido mediante el software de Thermo-Calc, que muestra la cantidad de fases en función de la temperatura para la aleación base.

Cabe destacar que la precipitación de las fases Q y $\square$ son benéficas en los sistemas base Al para generar endurecimiento por precipitación, mientras que la fase $\square$ es considerada menos dañina para las propiedades mecánicas que la fase $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ [33].

Para la evaluación del efecto de la adición de los elementos aleantes a la aleación base, se evaluó primero el efecto de la adición de Mg en un intervalo de 0.1 a 1.5 % con incrementos de 0.1 %, En el caso del Mn se optó por evaluar el efecto de aumentar la concentración entre 1.5 % y 2.5 % con incrementos de 0.1 %, manteniendo fijos el resto de los elementos de la aleación base. Los intervalos se eligieron buscando generar composiciones cercanas a las de los aluminios de las series 6000 y 7000 [6, 17]. La evaluación se realizó primero de manera individual y posteriormente de manera simultánea. Los resultados mostraron que adiciones de 1.4 % de Mg y 2.0 % de Mn podrían ser atractivas para la formación de fases benéficas en la microestructura tales como la fase Q y la fase Mg_2Si , así como para la disminución de la fase Silicio.

Con el objetivo de promover la formación de la fase $\square'$ ($\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$), que se reporta como benéfica para aleaciones de aluminio 7050 con 6.0 % de Zn [27], se decidió explorar el efecto de agregar Zn, evaluándose adiciones de 1.0 % a 10 % de Zn, en intervalos de 1 %. Los resultados mostraron que el incremento del Zn ayuda a la precipitación de la fase $\square$ (Mg_2Zn), sin embargo, adiciones mayores al 5.0 % de Zn mostraron un efecto negativo en la formación de la fase benéfica Mg_2Si , por lo que se decidió fijar la cantidad de Zn en 2.0 %.



Finalmente, se evaluó la adición de Cu buscando incrementar las propiedades mecánicas mediante un mecanismo de endurecimiento por precipitación de fases ricas en Cu. En este caso se busca tener un efecto endurecedor como el reportado en las aleaciones 7050 templadas en agua, donde se suprimió la precipitación no deseada, dando lugar a zonas de Guinier-Preston (GP) más finas y a una resistencia mecánica y conductividad eléctrica superiores tras el envejecimiento [27]. En este caso se realizaron simulaciones incrementando el contenido desde 0.1 % hasta 1.5 % de Cu en intervalos de 0.1 %, tomando como base el ajuste de los otros elementos cuyas adiciones se fijaron en 1.4 % Mg, 2.0 % Mn y 2.0 % Zn. La adición de 0.8 % de Cu incremento la fase estable Q de 0.5 % a 3.5 %. También se observó que el cobre incremento la fase β' y ayudo a suprimir la formación de la fase Si y a la precipitación de la fase β en poca cantidad. Cabe destacar que la fase Q es de estequiometria variable, por lo que han sido reportada en la literatura diferentes estequiometrias, reportándose incluso una confusión con otras fases como la β' [34].

Como resultado final del análisis de las simulaciones para el desarrollo de una aleación modificando la aleación de desecho se obtuvo una primera propuesta con la siguiente composición: 2.0 % Mn, 1.5 % Mg, 1.5 % Cu, 2.0 % Zn, 2.0 % Si y 0.25 % Fe. El diagrama de propiedades correspondiente a esta propuesta se muestra en la Figura 3. Se observa que las fases β' y Q se mantuvieron con cantidades de fase altas, esperando que esto favorezca las propiedades mecánicas de la nueva aleación.

Para la realización de las simulaciones de una segunda propuesta, se decidió reevaluar otras cantidades de Si y Mg, pero manteniendo los valores de Zn, Cu y Mn que se establecieron previamente para el primer prototipo. Los valores quedaron en 5.0 % Zn, 1.0 % Cu, y 2.0 % Mn.

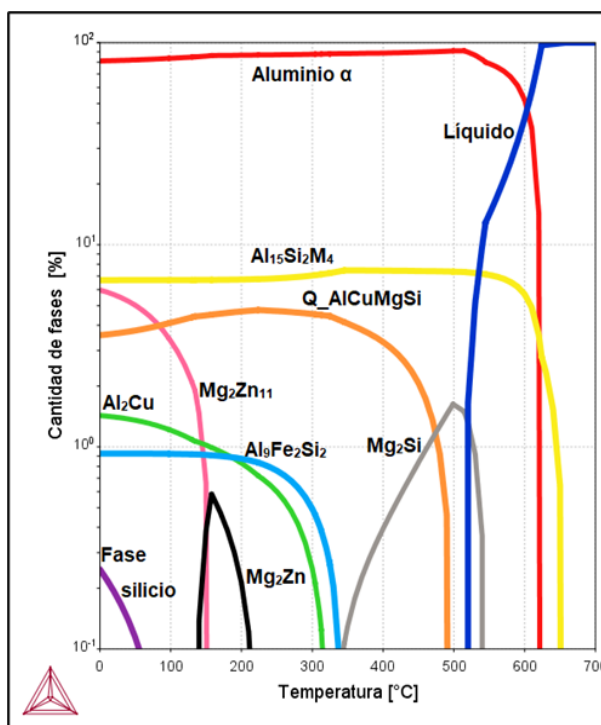


Figura 3. Simulación termodinámica del diagrama de propiedades, obtenido mediante el software de Thermo-Calc que muestra la cantidad de fases en función de la temperatura para el prototipo 1.



Se simularon los diagramas de propiedades con contenidos de 1.6 % y 1.8 % de Mg, así como de 2.0 % y 2.2 % de Si buscando la precipitación de la fase Mg_2Si , la cual se ha demostrado es la que mayor incremento genera en las aleaciones base aluminio [14-15]. Basado en los diagramas generados se observó que las modificaciones propuestas no modificaron el comportamiento de las fases, con excepción de una disminución de la fase $\square$ y una mejor estabilidad de la fase $\square'$. Por lo anterior se mantuvo al Mg en valores cercanos a 1.5 % y al Si en 2.0 %.

Finalmente se evaluó nuevamente las adiciones de Zn en diferentes cantidades, ya que se buscaba estabilizar la fase más benéfica que es la fase de Mg_2Si , por lo que las evaluaciones fueron en cantidades de 2.0, 3.5 y 5.0 % Zn sobre una aleación con las cantidades de Mn, Mg, Cu y Si previamente establecidas. Se concluyó que no es benéfico reducir la cantidad de Zn ya que no impactará en la presencia de la fase Mg_2Si y si afectará en la disminución de la fase η' , por lo que se sugiere que este elemento deberá estar en cantidades de 5.0 %.

Con base en las simulaciones realizadas del contenido de Zn, se seleccionó un contenido de 5.0 % Zn, manteniendo los contenidos de 2.0 % Si y 1.5 % Mg para las simulaciones del prototipo 2. El diagrama de propiedades simulado para el segundo prototipo de la nueva aleación se puede observar en la Figura 4.

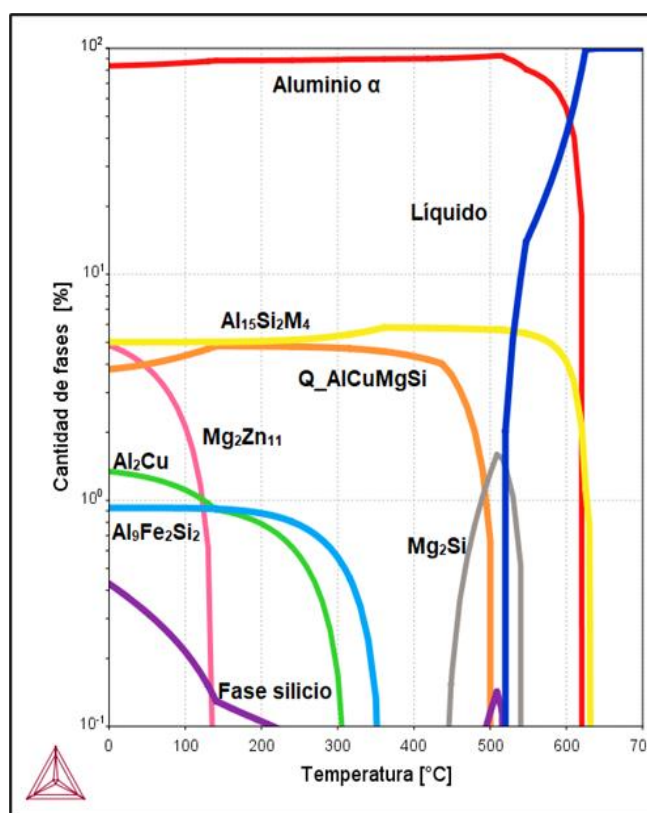


Figura 4. Simulación termodinámica del diagrama de propiedades, obtenido mediante el software de Thermo-Calc que muestra la cantidad de fases en función de la temperatura para el prototipo 2.

Las composiciones finales propuestas para cada prototipo según los resultados de las simulaciones termodinámicas y las composiciones obtenidas de las placas vaciadas se muestran en las Tablas 2 y 3.



Cabe destacar que el análisis de las composiciones finales de las placas vaciadas, mostro valores menores de Mn, lo cual se atribuye a una rápida oxidación de este elemento durante el proceso de vaciado.

Tabla 2 Composición química propuesta y obtenida para el Prototipo 1.

Elemento (%wt)	Propuesta 1	Prototipo 1
Si	1.9	2.11
Zn	2.0	2.02
Cu	1.5	1.46
Mn	2.0	1.40
Mg	1.5	1.32
Fe	0.25	0.28

Tabla 3 Composición química propuesta y obtenida para el Prototipo 2.

Elemento (%wt)	Propuesta 2	Prototipo 2
Si	5.0	4.98
Zn	2.2	1.95
Cu	1.5	1.59
Mn	2.0	1.37
Mg	1.5	1.32
Fe	0.25	0.29

En la Figura 5 se presenta la caracterización microestructural de la aleación base y en las Figura 6 y Figura 7, la caracterización de los prototipos 1 y 2 en estado de colada respectivamente. Para la aleación base se observó una matriz de aluminio de granos finos evidenciados por la presencia de precipitados intermetálicos que tienden a segregarse en los límites de grano y que están distribuidos de manera homogénea en la matriz, lo cual sugiere un procesamiento previo de la aleación. Para estos precipitados se observan morfologías y tamaños variados predominando formas redondas e irregulares. Se infiere que la fase alfa ($Al_{15}(FeMn)_4Si_2$) es la fase que podría corresponder a estos precipitados como se ha encontrado en estudios similares [31-32].

Para el prototipo 1, se observó una microestructura dendrítica típica de fundición, que es resultado del proceso de solidificación con una velocidad de enfriamiento elevada, compuesta en su totalidad por la matriz de granos de aluminio y la presencia de precipitados, los cuales tiene morfologías forma globulizadas y de tamaño más homogéneo con respecto a lo que se observó en la aleación base. Considerando los diagramas de fases de la Figura 3, es probable que las fases de color negro de la Figura 6 sean de la fase $\square$ ($Al_{15}(Fe, Mn)_4Si_2$) y que las fases grises correspondan a la fase Q.

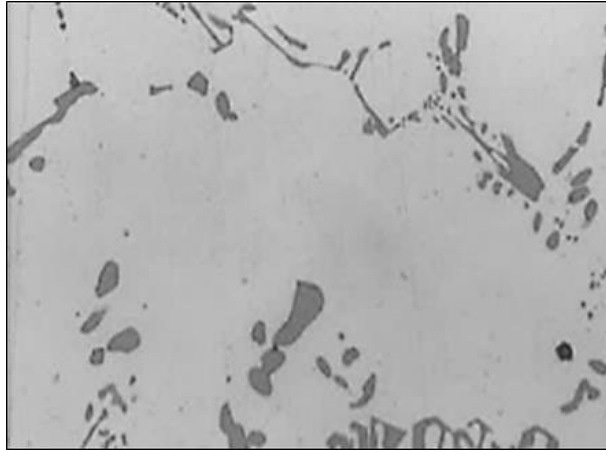


Figura 5. Micrografía de la microestructura para la aleación base, 1000X.

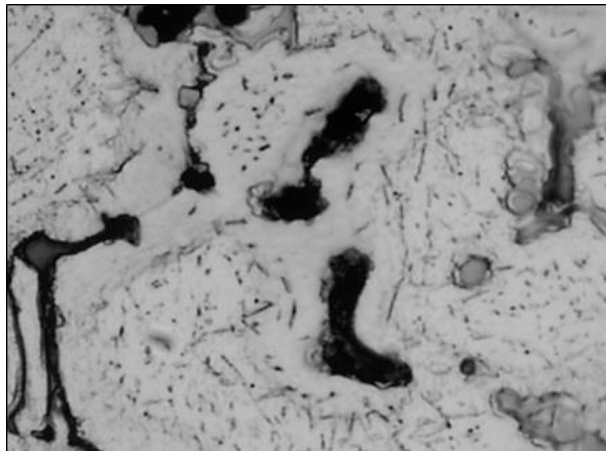


Figura 6. Micrografía de la microestructura en estado de colada para el Prototipo 1, 1000X.

En el caso del prototipo 2 (Figura 7), la microestructura corresponde también a una típica estructura dendrítica, sin embargo, el grado de refinamiento es mayor comparado con el prototipo 1. También se observa que el tamaño de los precipitados en el límite interdendrítico es menor y que la matriz de aluminio está libre de precipitados finos. Es probable que las fases intermetálicas de color negro observados en la Figura 7 correspondan a la fase α , mientras que las fases de tono gris pueden ser la fase β . En esta microestructura también se observaron precipitados más finos de forma acicular, los cuales en concordancia con los resultados de los diagramas de la Figura 4 pueden ser de la fase β' , como lo han observado diversos autores [9].

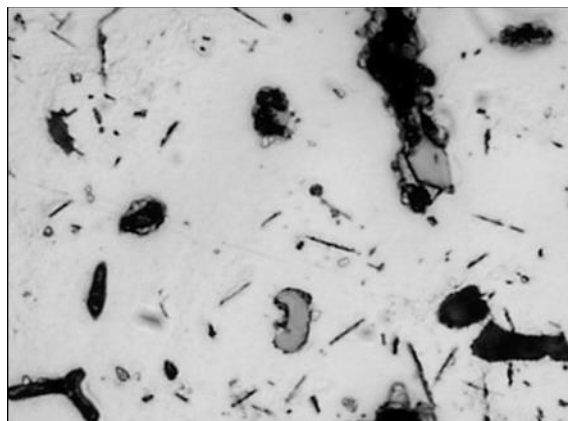


Figura 7. Micrografía de la microestructura en estado de colada para el Prototipo 2, 1000X.

El endurecimiento por precipitación es el tratamiento con el cual aleaciones del tipo Al-Mg-Si (serie 6000) y Al-Mg-Zn-Cu (serie 7000) ayudan al incremento de las propiedades mecánicas de dureza y resistencia mecánica [10-11]. Lo anterior ocurre debido a la formación de precipitados, los cuales se pueden describir como pequeñas partículas intermetálicas de una segunda fase finamente dispersas en la matriz, que en este caso es aluminio [10-11]. Internamente lo que sucede es una deformación en la red cristalina de la matriz creando ciertas deformaciones, estas deformaciones causaran el movimiento de las dislocaciones presentes. Conforme transcurre el tiempo la cantidad de los precipitados formados aumentara llegando a impedir el movimiento de las dislocaciones, este es el mecanismo con el que se mejoran las propiedades mecánicas de la aleación. [35].

En la Figura 8 y Figura 9, se presentan las micrografías para ambos prototipos después de ser sometidos a un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación T5. De manera general, se observa que, en ambos prototipos, el tratamiento T5 causó un incremento en la precipitación de fases intermetálicas con morfologías irregulares en los límites de grano. También se observó que estos precipitados tienden a engrosar por efecto del tiempo de envejecido. Se observa la presencia de una precipitación masiva de pequeños precipitados similares a los que se han reportado en otras aleaciones de aluminio cuya morfología es de “escritura china”, donde dichos precipitados que refuerzan la matriz de aluminio se reportan como de la fase $\square$ ($\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_4\text{Si}_2$) [36].

En el caso del prototipo 2 se observó otro precipitado intermetálico con morfología facetada de color gris oscuro, el cual puede tratarse de la fase Q del sistema Al-Cu-Mg-Si; de ser así, esta fase puede dar paso a la formación de la fase $\square$ [37]. El tamaño de los precipitados finos luego del tratamiento también es función del tiempo y temperatura del tratamiento, por lo que la correcta elección de estos, es de suma importancia para lograr obtener buenos resultados en cuanto a resistencia mecánica.

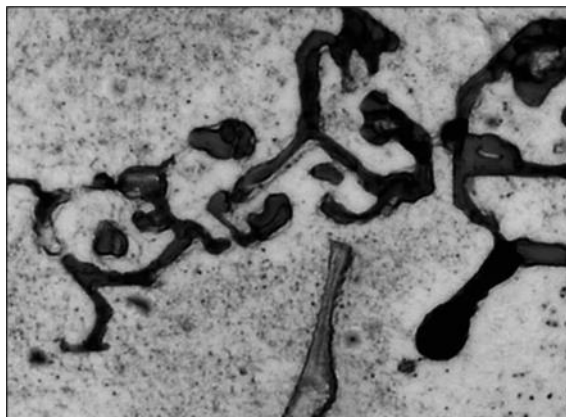


Figura 8. Micrografía de la microestructura después del tratamiento térmico T5 para el Prototipo 1, 1000X.

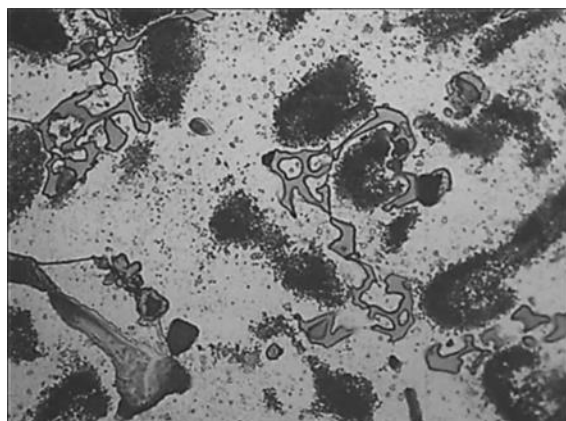


Figura 9. Micrografía de la microestructura después del tratamiento térmico T5 para el Prototipo 2, 1000X.

La microestructura después del tratamiento térmico T6 para ambos prototipos se muestra en las micrografías de la Figura 10 y Figura 11. El cambio más notable para ambos prototipos es el refinamiento de grano y de los precipitados. Para el Prototipo 1 (Figura 10), se observa la segregación de precipitados muy finos con morfologías de tipo escritura china o esqueleto de pescado y que corresponde a las fases θ y Q. Esta última también puede dar lugar a la formación de la fase θ (Al_2Cu). La disolución de esta última fase toma un tiempo considerable debido a la baja velocidad de difusión del Cu [37]. La adición de Cu da lugar a la formación de precipitados Q (Al-Cu-Mg-Si), que al combinarlos con precipitados de tipo β (Mg_2Si) dan pie a un buen endurecimiento por precipitación [37].

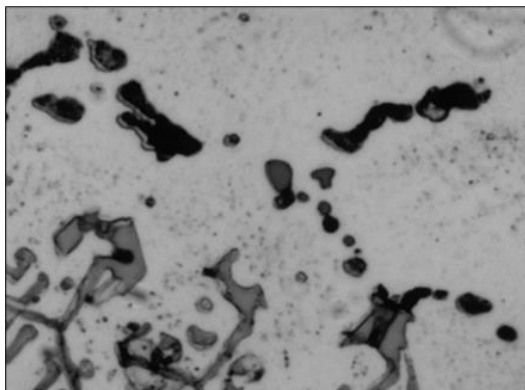


Figura 10. Micrografía de la microestructura después del tratamiento térmico T6 para el Prototipo 1, 1000X.

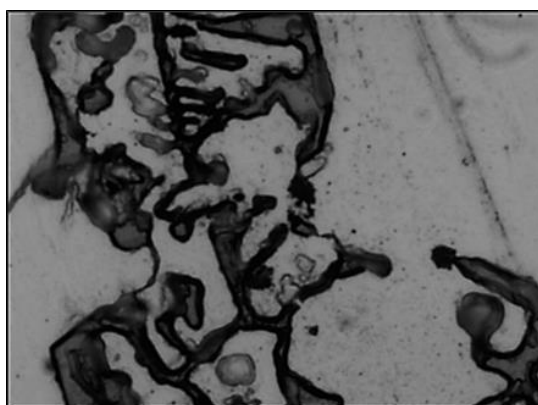


Figura 11. Micrografía de la microestructura después del tratamiento térmico T6 para el Prototipo 2, 1000X.

Con respecto al prototipo 2 de la Figura 11, el cual puede considerarse una modificación de las aleaciones de Al-Mg-Zn-Cu de la serie 7000, se observa que la fase presente sigue siendo α y que los precipitados se encuentran más separados entre sí. Sin embargo, en este caso se tiene en mayor cantidad la fase Q. Se observó también que la segunda fase se disolvió durante el envejecido, precipitando en forma de partículas muy finas dispersas de manera homogénea.

La evaluación mecánica de las aleaciones prototipo en condición de colada se muestran en las Tabla 4 y Tabla 5 para los valores de esfuerzo máximos y de microdureza Vickers. Con el fin de evaluar si se llevó a cabo un proceso de endurecimiento por precipitación, se registraron los valores de microdureza Vickers para ambos prototipos después de la aplicación de los tratamientos térmicos T5 y T6. Los resultados se muestran en la Tabla 6.

Tabla 4. Resultados de ensayos de tensión para ambos prototipos en estado de colada.

Numero de probeta	$\sigma_{\max}$ Prototipo 1 (MPa)	$\sigma_{\max}$ Prototipo 2 (MPa)
1	90.55	104.66
2	88.90	74.12
3	108.30	149.41
Promedio	95.91	109.39

**Tabla 5.** Resultados de ensayos de dureza para ambos prototipos en estado de colada.

Muestra	Microdureza (HV)
Prototipo 1	69 ± 10.6
Prototipo 2	113 ± 9.38

Tabla 6. Resultados de ensayos de dureza para ambos prototipos después de la aplicación de tratamientos térmicos T5 y T6.

Muestra	Tratamiento T5	Tratamiento T6
Prototipo 1	126 + 3.14	171 + 16.26
Prototipo 2	151 + 4.11	201 + 6.19

Los resultados demuestran que, desde el estado de colada, el prototipo 2 presenta una mayor dureza y resistencia, como era de esperarse, debido a la mayor cantidad de elementos aleantes y al menor grado de segregación observado (ver Figuras 6 y 7). La aplicación de los tratamientos térmicos T5 y T6 lograron incrementar los valores de la dureza para ambos prototipos. Para el prototipo 1 se incrementó la dureza de 82 % y un 147 % con los tratamientos T5 y T6 respectivamente, mientras que para el prototipo 2, el aumento fue de 33 % y 77 % con la aplicación de los mismos tratamientos.

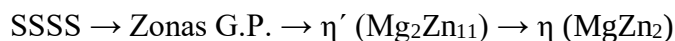
Cabe destacar que el prototipo 2 mostro las mejores propiedades a lo largo de la evaluación mecánica en comparación con el prototipo 1. Los valores máximos de dureza alcanzados son similares a los reportados en otras aleaciones Al-Zn-Mg Cu, donde con un tratamiento de envejecido a 120 °C durante 12 h se alcanzan valores de dureza de entre 205 HV y 215 HV y en donde dichas propiedades se atribuyen a la presencia de la fase η' [38].

El tratamiento térmico T6 mostro un incremento mayor de dureza con respecto al incremento de dureza en el tratamiento T5 para ambos prototipos. Un tratamiento T6 es aplicado para incrementar la resistencia de componentes fundidos de aleaciones Al-Si que contiene Cu o Mg [35]. Este tipo de tratamiento permite generar precipitados finos durante la etapa de envejecido, los cuales endurecen la microestructura.

Comparando el efecto de la aplicación del tratamiento T6 en los prototipos 1 y 2, se observó que el prototipo 2 obtuvo una dureza promedio de 201 HV. Como se mencionó antes, esto podría ser a causa de una alta densidad de precipitados finos de la fase η' ($\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$) y θ (Al_2Cu). Por lo tanto, se infiere que estos precipitados otorgaron un efecto endurecedor a la microestructura a diferencia del prototipo 1, donde la presencia de estas fases fue muy baja.

En las aleaciones de Al, el proceso de envejecimiento está relacionado con la formación y el engrosamiento de precipitados. En la etapa inicial del envejecimiento, se forman únicamente fases metaestables coherentes. Durante esta fase, la velocidad de nucleación de las fases coherentes supera a su velocidad de crecimiento, por lo que la dureza de las aleaciones aumenta considerablemente. Al prolongarse el tiempo de envejecimiento, la fase coherente se transforma en una fase semicoherente, como la η' ; la coexistencia de fases coherentes y semicoherentes confiere a las aleaciones una mayor resistencia mecánica [38].

El endurecimiento por precipitación que sucede en las fases del sistema Al-Mg-Zn, se ha descrito mediante una secuencia de precipitación que sucede al aplicar un tratamiento de envejecido a temperaturas menores a 200 °C, la cual se ha reportado como [9, 39]:



En los diagramas de propiedades, en condiciones de equilibrio, la fase η' a pesar de ser metaestable subexiste en conjunto con su fase en estado de equilibrio η . Sin embargo, η' precipita más fácilmente debido al contenido de Zn, por lo cual logra mantenerse en la aleación al aplicar un temple.

4. Conclusiones

Las conclusiones que se obtuvieron en este trabajo son las siguientes:

1.- La aplicación del software de simulación termodinámica permitió la evaluación de la adición individual y colectiva de diferentes elementos sobre la estabilidad de las fases formadas para la optimización de la composición de una aleación base, con lo cual, se disminuyó el tiempo de desarrollo de nuevas aleaciones y se aprovechó un material de reciclaje.

2.- Se determinaron las cantidades adecuadas de la adición de Si, Cu, Zn, Mn y Mg a la composición de una aleación de reciclaje para proponer dos nuevas composiciones de aleaciones prototipo de aluminio. Las composiciones de las muestras vaciadas fueron:

Prototipo 1: Al - 2.11 % Si - 2.02 % Zn - 1.46 % Cu - 1.40 % Mn - 1.32 % Mg - 0.28 % Fe.

Prototipo 2: Al - 4.98 % Zn - 1.95 % Si - 1.59 % Cu - 1.37 % Mn - 1.32 % Mg - 0.29 % Fe.

Con estas composiciones se puede lograr la precipitación de fases tales como Q, θ , η' , las cuales pueden incrementar las propiedades mecánicas de las aleaciones

3.- La caracterización de los dos prototipos vaciados mostró que las simulaciones termodinámicas predicen razonablemente bien las fases presentes en la microestructura, además se encontró que la composición del prototipo 2 (con mayor cantidad de Zn), es más eficiente para lograr un refinamiento de la estructura dendrítica de colada.

4.- Mediante la aplicación de los tratamientos térmicos T5 y T6 se obtuvo un incremento de la dureza en ambos prototipos, en comparación con los resultados obtenidos en estado de colada; corroborando que las aleaciones desarrolladas son susceptibles de endurecer por un mecanismo de precipitación.

5.- El tratamiento T6 resultó ser más efectivo para incrementar los valores de dureza para ambos prototipos, en comparación con el tratamiento T5. Para el prototipo 1 se incrementó la dureza un 82% y un 147% con los tratamientos T5 y T6 respectivamente, mientras que para el prototipo 2, el aumento fue de 33% y 77%. Específicamente, se observó que el tratamiento T6 fue más efectivo en el prototipo 2.

6.- El incremento en la dureza para ambos prototipos se atribuyó a la precipitación, durante el envejecido artificial a 120 °C, de las fases Q(Al-Cu-Mg-Si), la fase η' ($\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$) y del intermetálico θ (Al_2Cu), los cuales, debido a su morfología y distribución en la matriz, generaron en las aleaciones un endurecimiento.

7.- El prototipo 2 exhibió mejores propiedades debido a la modificación de su microestructura causado principalmente por su contenido mayoritario de Zn.



5. Reconocimiento de autoría

Andrea Jaqueline Castañeda Estrada: Metodología; Análisis formal; Investigación; Análisis de datos; Escritura; *Mitsuo Osvaldo Ramos Azpeitia:* Conceptualización; Recursos; Ideas; Metodología; Análisis formal; Investigación; Recursos; Análisis de datos; Borrador Revisión y edición. *José Luis Hernández:* Conceptualización; Recursos; Ideas; Metodología; Análisis formal; Investigación; Recursos; Análisis de datos; Borrador Revisión y edición. *Ana Claudia González:* Conceptualización; Ideas; Investigación; Análisis de datos; Escritura.

Referencias

- [1] D. Raabe, “The Materials Science behind Sustainable Metals and Alloys”, Chem. Rev., 123, pp. 2436–2608, 2023
- [2] D. Raabe, C. C. Tasan, E. A. Olivetti, “Strategies for Improving the Sustainability of Structural Metals”, Nature 575, pp. 64–74, 2019.
- [3] D. Raabe, D. Ponge, P. J. Uggowitzer, M. Roscher, M. Paolantonio, C. Liu, H. Antrekowitsch, E. Kozeschnik, D. Seidmann, B. Gault, F. De Geuser, A. Deschamps, C. Hutchinson, C. Liu, Z. Li, P. Prangnell, J. Robson, P. Shanthraj, S. Vakili, C. Sinclair, L. Bourgeois, S. Pogatscher, “Making Sustainable Aluminum by Recycling Scrap: The Science of “Dirty” Alloys”, Progress in Materials Science, 128, 100947. 2022.
- [4] S. Capuzzi, G. Timelli, “Preparation and Melting of Scrap in Aluminum Recycling: A Review”, Metals, 8, 249. 2018
- [5] G. Gaustad, E. Olivetti; R. Kirchain, “Improving Aluminum Recycling: A Survey of Sorting and Impurity Removal Technologies”, Resources, Conservation and Recycling, 58, pp 79–87, 2012.
- [6] M. H. Jacobs, “Talat: introduction to aluminum as an engineering material” *University of Birmingham*, UK, 1999 1201.01 -1201.05
- [7] P. Krall, I. Weißensteiner, S. Pogatscher, “Recycling aluminum alloys for the automotive industry: Breaking the source-sink paradigm” Resources, Conservation and Recycling, 202, 107370, 2024.
- [8] S.K. Das, J.A.S. Green, J.G. Kaufman “The development of recycle-friendly automotive aluminum alloys”, JOM, 59 (11), pp. 47-51, 2007.
- [9] L. Shengdan, L. Qun, L. Huaqiang, “Effect of quench-induced precipitation on microstructure and mechanical properties of 7085 aluminum alloy”, Materials & Design 132, pp. 119-128, 2017.
- [10] J. Alcántara, J. Caro, R. Colás, “A critical review of age treatment hardening mechanisms in aluminum alloys”, Materials, 15(9), 3074. 2022. <https://doi.org/10.3390/ma15093074>



- [11] N.M. Siddesh Kumar, Dhruthi, G.K. Pramod, P. Samrat, M. Sadashiva, “A Critical Review on Heat Treatment of Aluminium Alloys”, *Materials Today: Proceedings*, Volume 58 (1), pp. 71-79, 2022.
- [12] D. Verlag, “Manual del Aluminio Vol. 1, 2 Ed, Editorial Reverté, 1992.
- [13] B. Stojanovic, M. Bukvic, I. Epler “Application of aluminum and aluminum alloys in engineering”. *J. Eng. Appl. Sci.*, 3(2), pp. 52-62, 2018.
<https://doi.org/10.18485/aeletters.2018.3.2.2>,
- [14] A. Datta, A.K. Rana, “Chemical composition design in cast aluminum alloys for enhanced microstructure and functionality”, *Discov. Chem.* 2, 252, 2025. <https://doi.org/10.1007/s44371-025-00331-8>
- [15] N.D. Alexopoulos, S.G. Pantelakis, “Evaluation of the effects of variations in chemical composition on the quality of Al-Si-Mg, Al-Cu, and Al-Zn-Mg cast aluminum alloys”, *J. Mater. Eng. Perform*, 12(2), pp. 196–205, 2003.
- [16] B. Callegari, T.N. Lima, R.S. Coelho, “The influence of alloying elements on the microstructure and properties of Al-Si-based casting alloys: a review”, *Metals*, 13(7), 1174, 2023.
- [17] M. Yıldırım, D. Özyürek, “The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys”, *Mater& Des.*, 51, pp.767–774, 2013.
- [18] Y. Wang, H. Liao, Y. Wu, J. Yang, “Effect of Si content on microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys”, *Mater& Des.*, 53, pp. 634–638, 2014.
- [19] J.O. Andersson, T. Helander, L. Hdghmd, P. Shi, B. Sundman, “Thermo-calc & Dictra, computational tools for materials science”, *Calphad*, Vol. 26, No. 2, pp 273-312, 2002.
- [20] L. L. Hans, S. Gomez Fries, B. Sundman, “Computational Thermodynamics: The Calphad Method” Cambridge University Press, 2007.
- [21] A.A. Luo, “Material design and development: from classical thermodynamics to CALPHAD and ICME approaches”. *Calphad* 50, pp. 6–22, 2015.
- [22] N. Saunders, A.P. Miodownik, “CALPHAD (calculation of phase diagrams): a comprehensive guide”, 1st ed., Elseiver, Amsterdam, 1998.
- [23] A. Assadiki, V.A. Esin, M. Bruno, R. Martinez, “Stabilizing effect of alloying elements on metastable phases in cast aluminum alloys by CALPHAD calculations”, *Comput. Mater. Sci.* 145, 1–7, 2018.
- [24] H. Liang, S.L. Chen, “Thermodynamic description of the Al-Mg-Zn system”, *Metal and Mater. Trans. A*, 28a, pp. 1725-1733. 1997.
- [25] N. Belov, E. Naumova, T. Akopyan, “Eutectic alloys based on the Al–Zn–Mg–Ca system: microstructure, phase composition and hardening”, *Mater. Sci. and Tech.* 33(6), pp. 656–666, 2017.



- [26] K. Nakajima, O. Takeda, T. Miki, K. Matsubae, S. Nakamura, T. Nagasaka, “Thermodynamic analysis of contamination by alloying elements in aluminum recycling”, *Environ. Sci. Technol.*, 44 (14), pp. 5594-5600, 2010.
- [27] L. Kang, G. Zhao, G. Wang, “Effect of different quenching processes following solid-solution treatment on properties and precipitation behaviors of 7050 alloy”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 28, pp. 2162-2172, 2018.
- [28] American Society for Testing and Materials. “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. (ASTM E-8)”
- [29] American Society for Testing and Materials. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. (ASTM E384)
- [30] American Society for Testing and Materials. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. (ASTM E-3)
- [31] R. Kumar, A. Gupta, T. R. Dandekar, R. K. Khatirkar, “Microstructure and texture development in AA3003 aluminium alloy”, *Materials Today Communications*, Vol. 24, 100965, 2020.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.100965>.
- [32] R.K Singh, A.K Singh, N.E. Prasad, “Texture and mechanical property anisotropy in an Al–Mg–Si–Cu alloy”, *Mater. Sci. and Eng. A*, Vol 277 (1–2), pp. 114-122, 2000.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.100965>
- [33] E. Tillov, M. Chalupov, L. Hurtalov, “Evolution of Phases in a Recycled AlSi Cast Alloy During Solution Treatment” in “Scanning Electron Microscope”, V. Kazmiruk, Ed., InTech, Mar. 09, pp. 411-438, 2012. Doi: 10.5772/1973.
- [34] A. Bobel, K. Kim, C. Wolverton, M. Walker, G. B. Olson, “Equilibrium composition variation of Q-phase precipitates in aluminum alloys”, *Acta Materialia*, Vol. 138, pp. 150-160, 2017.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.07.048>.
- [35] E. Sjölander, S. Seifeddine, “Artificial ageing of Al-Si-Cu-Mg casting alloys” *Mater. Sci. and Eng. A*, 528, pp. 7402-7409, 2011.
- [36] R. E. Ramírez, “Efecto del zinc en las propiedades mecánicas de una aleación Al-Ai tipo a319”, Tesis de maestría, Universidad Autonoma de Nuevo Leon, 2012.
- [37] F. Zupanic, M. Steinacher, S. Žist, T. Boncina, “Microstructure and Properties of a Novel Al-Mg-Si Alloy AA 6086”, *Metals* 11, 368, 2021.
<https://doi.org/10.3390/met11020368>.
- [38] C. Feng, W-B Shou, H-Q Liu, D-Q Yi, Y-R Feng, “Microstructure and mechanical properties of high strength Al–Zn–Mg–Cu alloys used for oil drill pipes”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 25, pp. 3515–3522, 2015.



[39] M. Song, K. Chen, “Effects of enhanced heat treatment on the mechanical properties and stress corrosion behavior of an Al-Zn-Mg alloy”, J. Mater. Sci. 43, pp. 5265– 5273, 2008.

Derechos de Autor (c) 2026 Andrea Jaqueline Castañeda Estrada, Mitsuo Osvaldo Ramos Azpeitia, José Luis Hernández Rivera, Ana Claudia González Castillo



Este texto está protegido por una licencia [Creative Commons 4.0](https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/).

Usted es libre para compartir —copiar y redistribuir el material en cualquier medio o formato — y adaptar el documento — remezclar, transformar y crear a partir del material— para cualquier propósito, incluso para fines comerciales, siempre que cumpla la condición de:

Atribución: Usted debe dar crédito a la obra original de manera adecuada, proporcionar un enlace a la licencia, e indicar si se han realizado cambios. Puede hacerlo en cualquier forma razonable, pero no de forma tal que sugiera que tiene el apoyo del licenciante o lo recibe por el uso que hace de la obra.

[Resumen de licencia](#) - [Texto completo de la licencia](#)