



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE  
MÉXICO**

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**EFFECTO DE ALEANTES EN EL DESARROLLO DE ALEACIONES  
DE ALUMINIO PARA PROCESOS DE COLADA A PRESIÓN**

**TESINA**

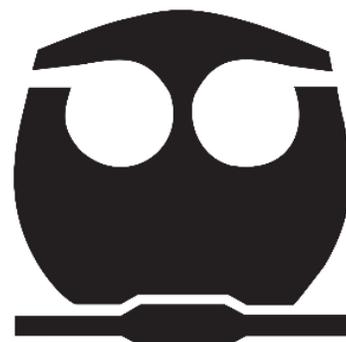
**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE  
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

**PRESENTA:**

**JOSÉ ALEJANDRO OCAMPO GARCÍA**

**MÉXICO, CDMX**

**AÑO 2023**





Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



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

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

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

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

**JURADO ASIGNADO:**

**PRESIDENTE:** Profesor: GARCÍA HINOJOSA JOSÉ ALEJANDRO

**VOCAL:** Profesor: ESCOBAR MEJIA LUIS DARIO

**SECRETARIO:** Profesor: ARANDA VILLADA VICTOR ANTONIO

**1er. SUPLENTE:** Profesor: RUIZ TAMAYO AGUSTIN GERARDO

**2° SUPLENTE:** Profesor: SANCHEZ SANTIAGO ARTURO ALEJANDRO

**SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:**

**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

**ASESOR DEL TEMA:**

---

Dr. José Alejandro García Hinojosa

**SUSTENTANTE (S):**

---

José Alejandro Ocampo García

*Agradecimientos:*

*Quiero agradecer principalmente a mi mamá, abuela y Octavio por el gran apoyo que me han dado durante mi vida. A mi primo Cesar y su hija Giselle, que también me han apoyado, al igual que mi tía Lucia, Armando y mis primos Iván y Ángel.*

*A mi novia Yara que me ha apoyado siempre que lo necesito.*

*También a mis hermanos de otra madre, Ángel Fernando, Adrián Albores y Carlos Alberto que sin duda han sido de gran apoyo y con los que he pasado grandes momentos.*

*A mis amigos de la Universidad, Frida, Manuel, Lalito, Adriana, Yuno, Diego, Helios, Uriel, Landy, Valeria, por siempre estarnos apoyando en la difícil pero muy bonita vida universitaria.*

*A mis profesores de universidad de los que aprendí mucho, especialmente a tres profesores, la maestra Balbina Ojeda, el Dr. José Alejandro y el maestro José Fernando con los que cursé una buena parte de la carrera, también quiero agradecer a mi profesora de inglés, Patrik.*

*Y, por último, pero no menos importante quiero dedicarme a mí estas renglones, por siempre seguir adelante a pesar de que muchas veces ya no podía, por aguantar todas las desveladas terminando los reportes y tareas y por qué, aunque muchas cosas no fueron como esperaba nunca me rendí y seguí adelante, ahora solo queda seguir creciendo, aprendiendo y llegar a alcanzar más metas.*

# Índice

<b>1.0 INTRODUCCIÓN</b> .....	1
<b>1.1 Generalidades del aluminio</b> .....	1
<b>1.2 Fundición a presión</b> .....	2
<b>1.3 Ventajas y desventajas del proceso de fundición a presión</b> .....	4
<b>1.4 Aleaciones para el proceso de fundición a presión</b> .....	4
<b>2.0 OBJETIVO GENERAL</b> .....	6
<b>3.0 PROCEDIMIENTO</b> .....	7
<b>4.0 FUNDAMENTOS TEÓRICOS</b> .....	8
<b>5.0 RESULTADOS</b> .....	12
<b>5.1 Effect of Si, Cu and processing parameters on Al-Si-Cu HPDC castings</b> .....	12
<b>5.2 Effect of Zr, Cr and Sc on the Al-Mg-Si-Mn high-pressure die casting alloys.</b> ..	20
<b>5.3 Effect of Mg level on the microstructure and mechanical properties of die-cast AlSi-Cu alloys</b> .....	25
<b>5.4 Development of a super ductile diecast Al-Mg-Si alloy</b> .....	33
<b>5.5 Characteristics of Al-Si Alloys with High Melting Point Elements for High Pressure Die Casting</b> .....	38
<b>5.6 The influence of Sr addition on the microstructure and mechanical properties of aluminum die-casting alloys</b> .....	41
<b>5.7 Strengthening die-cast Al-Mg and Al-Mg-Mn alloys with Fe as a beneficial element</b> .....	44
<b>5.8 Heat treatment of high-pressure die casting Al-Mg-Si-Mn-Zn alloys</b> .....	49
<b>5.9 Improvement of the high-pressure die casting alloy Al-5.7Mg-2.6Si-0.7Mn with Zn addition</b> .....	57
<b>5.10 Effect of Cu on the microstructure and mechanical properties of diecast Al-Mg<sub>2</sub>Si-Mg based alloy</b> .....	62
<b>5.11 Effect of alloying elements on strength properties and casting properties of corrosion resistant quench-free Al-Ca alloys.</b> .....	65
<b>5.12 Solid solution strengthening mechanism in high pressure die casting Al-Ce-Mg alloys.</b> .....	69
<b>6.0 DISCUSIÓN</b> .....	74
<b>6.1 Aleaciones Al-Si</b> .....	74
<b>6.1.1 Efecto del Sr</b> .....	74
<b>6.2 Aleaciones Al-Si-Cu</b> .....	74
<b>6.2.1 Efecto del Cu</b> .....	74

6.2.2 Efecto del Si.....	75
6.2.3 Efecto del Mg.....	75
6.2.4 Efecto del Cr, Mo, V y W.....	76
6.2.4 Efecto del Sr.....	76
6.3 Aleaciones Al-Mg.....	76
6.3.1 Efecto del Fe con Mn.....	76
6.4 Aleaciones Al-Mg-Si.....	77
6.4.1 Efecto del Zr, Cr y Sc.....	77
6.4.2 Efecto del Mg, Si, Ti, Cu, Fe y Mn.....	77
6.4.3 Efecto del Zn con tratamiento térmico y sin tratamiento térmico.....	78
6.5 Aleaciones de aluminio experimentales.....	79
6.5.1 Efecto del Ca.....	79
6.5.2 Efecto del Ce y Ce-Mg.....	80
7.0 CONCLUSIONES.....	81
Referencias principales.....	83
Referencias complementarias.....	84

## 1.0 INTRODUCCIÓN

### 1.1 Generalidades del aluminio

El aluminio, uno de los elementos metálicos más abundantes en la tierra se ha convertido en un competidor económico en las aplicaciones de ingeniería. La excelente combinación de su baja densidad, buenas propiedades mecánicas, gran resistencia a la corrosión y costos razonables ha hecho del aluminio y sus aleaciones uno de los grupos de metales más utilizados. Mientras que el ahorro de peso mediante la sustitución de metales pesados por metales ligeros ha sido una práctica habitual durante generaciones en las estructuras críticas del sector aeroespacial, ahora ha alcanzado el estatus de prioridad máxima en una variedad de otras industrias, incluidas la automotriz, camiones ligeros y pesados, vehículos militares, vehículos de apoyo en tierra para la aviación, estructuras de edificios y carreteras y equipos de construcción. Otras de las ventajas del aluminio y sus aleaciones, desde el punto de vista ambiental, es que los componentes de aluminio se pueden reciclar a costos relativamente bajos.

Como se muestra en la Figura 1, se espera que el mercado del aluminio siga creciendo.

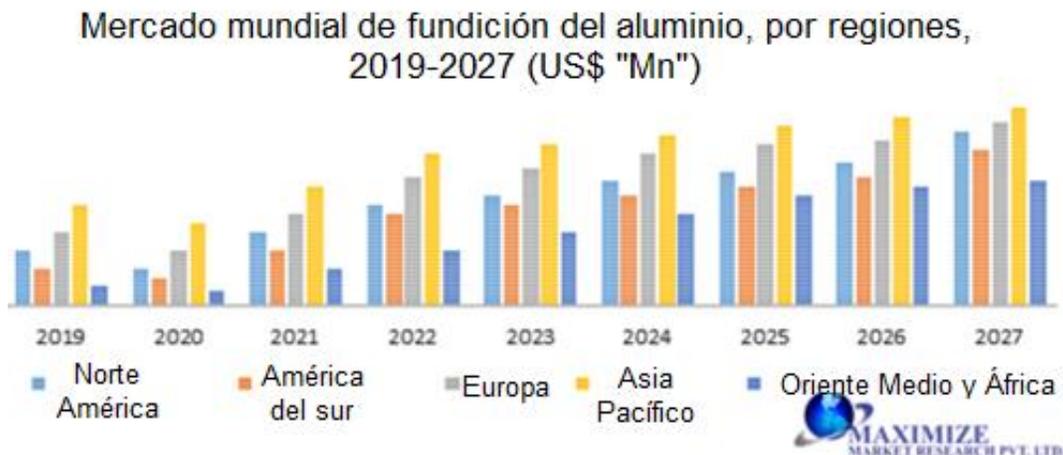


Figura 1. Mercado mundial de la fundición del aluminio [1]

Actualmente el mercado mundial de la fundición de aluminio lo domina la región de Asia Pacífico y se pronóstica que para 2027 siga siendo quien domine, seguido de Europa como se muestra en la Figura 1.

Las aleaciones de aluminio se dividen en dos categorías: aleaciones de fundición y aleaciones metalmecánicas. Para las aleaciones de fundición la nomenclatura

consiste en tres dígitos seguidos de un valor decimal, siendo el primer dígito el indicativo de los aleantes principales [2].

*Tabla 1. Nomenclatura de las aleaciones de aluminio.*

1xx.x	Aleaciones no aleadas de composición controlada (puras)
2xx.x	Aleante principal Cu
3xx.x	Aleante principal Si con Cu y Mg
4xx.x	Aleante principal Si
5xx.x	Aleante principal Mg
6xx.x	Fuera de uso
7xx.x	Aleante principal Zn con Cu y Mg
8xx.x	Aleante principal Sn
9xx.x	Nuevas aleaciones

Las piezas de fundición de aluminio y sus aleaciones se producen mediante los procesos de fundición comerciales, incluyendo: molde de arena, molde semipermanente, a la cera perdida, molde permanente y fundición a presión (High Pressure Die casting) [3].

## **1.2 Fundición a presión**

La fundición a presión o colada a presión (HPDC), representa un método de fundición preciso y repetitivo, que se acerca más al esfuerzo ideal para cambiar el material básico en un producto final. Las piezas fabricadas por colada a presión se caracterizan por tener una gran precisión en las dimensiones, un acabado con superficie lisa, paredes muy delgadas y con muy buenas propiedades mecánicas en cada ciclo [4].

Hay dos procesos básicos en la fundición a presión:

- Fundición a presión en cámara caliente.
- Fundición a presión en cámara fría.

El proceso de fundición a presión se utiliza comúnmente para componentes de latón y de aleaciones de aluminio. En la Figura 2 se muestra la forma de una máquina de fundición a presión en cámara fría. En el proceso de cámara fría el sistema de inyección está en contacto con el metal en forma líquida por un periodo corto de tiempo. Para proveer una mejor protección a la cavidad del molde y a la punta del pistón normalmente se rocía con un lubricante. Esto incrementa la vida de uso del molde y el pistón, además de que reduce la adhesión de componentes sólidos.

Todos los procesos de fundición a presión siguen un ciclo de producción similar. Inicialmente, el metal líquido es vaciado en la cámara de inyección e inmediatamente es empujado por el pistón al sistema de colada dentro de la cavidad del molde bajo presiones altas, las cuales se mantienen durante la solidificación de

la aleación. Después de que se tiene la pieza solidificada, se abre el molde y la pieza es expulsada [5].

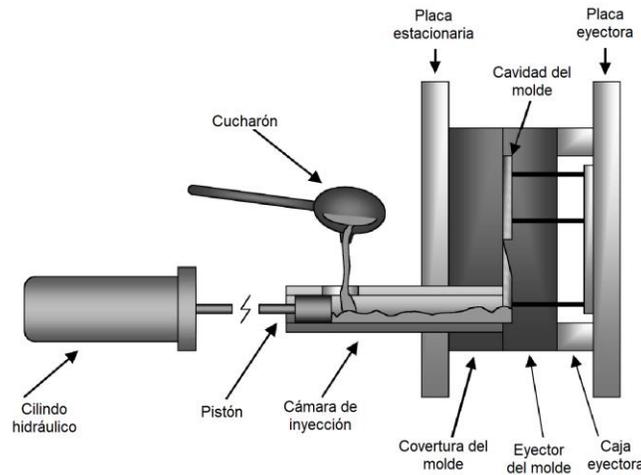


Figura 2. Principio del proceso de fundición a presión [5].

El método de fundición más utilizado para las aleaciones de aluminio es el de colada a presión. Las aleaciones de la familia Al-Si es el grupo más importante de aleaciones para el proceso de colada a presión. De estas, las aleaciones 380.0 y sus modificaciones constituyen un alto porcentaje de la producción total de piezas por colada a presión [6]. Las aleaciones hipereutécticas Al-Si son muy importantes, ya que sus valiosas características y excelentes propiedades para colada a presión se aprovechan para la industria automotriz y muchas otras [3]. Como se muestra en la Figura 3, en 2020 el segmento del transporte tuvo la mayor cuota de ingresos de más del 63,0%. Dentro del segmento del transporte, los vehículos ligeros se consideran el factor clave detrás del crecimiento de los productos de aluminio.

Mercado mundial de la fundición a presión del aluminio,

por aplicación. 2020(%)

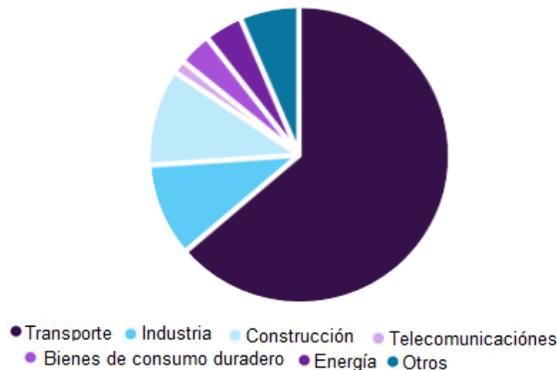


Figura 3. Mercado mundial del proceso de colada a presión del aluminio [7].

### 1.3 Ventajas y desventajas del proceso de fundición a presión

Algunas ventajas del proceso de colada a presión son:

- Superficies lisas.
- Posibilidad de fabricar componentes con geometría muy compleja.
- Buenas propiedades mecánicas en condiciones de colada.
- Posibilidad de producir piezas muy delgadas.
- Menores costos de material (aleación) en comparación con otros procesos de fundición.
- Mayor precisión en comparación con las aleaciones de fundición por molde de arena y permanente.

Desventajas

- Altos costos relacionado con la fabricación de moldes o dados.
- Altas inversiones relacionadas con la maquinaria.
- No se pueden utilizar temperaturas altas debido al riesgo de fracturas en el molde.
- El tamaño de molde está limitado por el tamaño de la máquina, hay maquinas que van de los 400 a 4000 toneladas, las de menor tonelaje permiten moldes de menor tamaño, mientras que las máquinas de mayor tonelaje permiten moldes mucho más grandes.
- El proceso de colada a presión requiere cierta experiencia para trabajar las maquinas. [4].

### 1.4 Aleaciones para el proceso de fundición a presión

Algunas de las aleaciones comunes para el proceso de colada a presión del aluminio se presentan en la tabla 2.

*Tabla 2. Composición química de aleaciones de aluminio para colada a presión.*

Aleación	Composición química											
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Sn	Ti	Otros	
360.0	9.0-10.0	2.00	0.60	0.35	0.40-0.6	...	0.50	0.5	0.15	...	...	0.25
A360.0	9.0-10.0	1.30	0.60	0.35	0.40-0.6	...	0.50	0.5	0.15	...	...	0.25
380.0	7.5-9.5	2.00	3.0-4.0	0.50	0.10	...	0.50	3.0	0.35	...	...	0.50
A380.0	7.5-9.5	1.30	3.0-4.0	0.50	0.10	...	0.50	3.0	0.35	...	...	0.50
B380.0	7.5-9.5	1.30	3.0-4.0	0.50	0.10	...	0.50	1.0	0.35	...	...	0.50
383.0	9.5-11.5	1.30	2.0-3.0	0.50	0.10	...	0.30	3.0	0.15	...	...	0.50
384.0	10.5-12.0	1.30	3.0-4.5	0.50	0.10	...	0.50	3.0	0.35	...	...	0.50
413.0	11.0-13.0	2.00	1.0	0.35	0.10	...	0.50	0.50	0.15	...	...	0.25
A413.0	11.0-13.0	1.30	1.0	0.35	0.10	...	0.50	0.50	0.15	...	...	0.25
C443.0	4.5-6.0	2.00	0.6	0.35	0.10	...	0.50	0.50	0.15	...	...	0.25
518.0	0.35	1.80	0.25	0.35	7.5-8.5	...	0.15	0.15	0.02	...	...	0.25

Si antes de la nomenclatura de la aleación presentada en la Tabla 2 hay una letra, esto significa que existe una modificación en la composición química de la aleación original o un límite de impureza. Las letras se asignan en orden alfabético iniciando con A, pero se omiten I, O, Q y X, dejando la letra X para aleaciones experimentales. Un ejemplo de esto son las aleaciones 380, A380 y B380 que se presentan en la Tabla 2, de la aleación 380 a la aleación A380 cambia en la composición química el límite máximo permisible de Fe y de la aleación A380 a la aleación B380 cambia el límite máximo permisible de Zn en la composición química.

## **2.0 OBJETIVO GENERAL**

Identificar el efecto que tienen diferentes elementos aleantes usados en la producción de piezas de aluminio mediante el proceso de colada a presión. No solo los elementos comunes como lo son el Si, Cu, Fe, Mg. También elementos poco usados en este procedimiento como lo son el Ti, Zn, Sc, Cr, entre otros.

### 3.0 PROCEDIMIENTO

Para la realización de este proyecto se inició comprendiendo la importancia del tema mediante clases impartidas por el tutor de este proyecto. Posteriormente se empezó con la búsqueda bibliográfica relacionada con el tema de interés, la cual se realizó principalmente en inglés, para esto se identificaron distintas palabras clave como: Die Casting, Aluminum, Aluminum Alloy, Alloying elements, High Pressure Die Casting, impurities, chemical composition, etc.

En la búsqueda bibliográfica se utilizaron 3 bases de datos: COMPENDEX (en la Biblioteca Digital de la UNAM), Researchgate y Google Scholar. La mayoría de los documentos analizados se obtuvieron de COMPENDEX.

Para la selección de los documentos analizados se fijó como intervalo de tiempo de publicación del 2010 a 2022, posteriormente se realizó la lectura de los abstracts y conclusiones de diferentes artículos.

También se hizo uso de dos volúmenes de la ASM Handbook para la realización del proyecto:

1. ASM committee. (1998). ASM Handbook – Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. (Vol. 02). ASM International.
2. ASM committee. (1998). ASM Handbook – Casting (Vol. 15). ASM International.

Además, se hizo uso de los siguientes libros:

1. Ruzbarsky, J. (2019). *Al-Si Alloys Casts by Die Casting A Case study*. Springer.
2. Apelian, D. (2009). *Aluminum Cast Alloys: Enabling Tools for Improved Performance*. NADCA.
3. AFS. (1993). *Aluminum Casting Technology*. AFS.

## 4.0 FUNDAMENTOS TEÓRICOS

Estudiar el efecto de los elementos aleantes es importante para el proceso de colada a presión (HPDC). Una de las formas de entender el efecto y la importancia de los elementos aleantes para la mayoría de las aleaciones es clasificarlos en las siguientes categorías:

- Elementos o aleantes principales.
- Elementos o aleantes secundarios.
- Elementos modificadores de microestructura.
- Elementos de impureza.

Entre los elementos o aleantes principales se encuentran:

### Aleante Silicio (Si)

El Si es el elemento de aleación más importante en la gran mayoría de las aleaciones de aluminio. Su importancia como elemento de aleación es múltiple:

- El Si es principal responsable de que la aleación tenga una buena colabilidad (capacidad que tiene el metal líquido de llenar completamente un molde).
- El alto calor de fusión del Si contribuye enormemente a la fluidez de una aleación.
- El hecho de que el Si tenga una solubilidad sólida limitada (máximo 1,65%) y que, sin embargo, forme un eutéctico con el aluminio a un nivel significativamente alto (12%), significa que las aleaciones con más porcentaje de Si experimentan una fracción de volumen relativamente grande de solidificación isotérmica, por lo que ganan una resistencia significativa a la vez que sufren poca o ninguna contracción térmica, algo muy importante para evitar problemas de agrietamiento en caliente.
- Mientras más alto sea el contenido de Si, menor será su coeficiente de expansión térmica.
- El Si es una fase muy dura, lo que contribuye significativamente a la resistencia al desgaste de las aleaciones.
- Al combinar el Si con otros elementos como el Mg, se mejora la resistencia de las aleaciones y se vuelven tratables térmicamente al formar la fase  $Mg_2Si$  [8].

### Aleante Cobre (Cu)

El Cu es el elemento de aleación que más influye en la resistencia y la dureza de las aleaciones de fundición de aluminio, tanto con tratamiento térmico como sin él, y tanto a temperatura ambiente como a temperaturas elevadas. El Cu también mejora la maquinabilidad de las aleaciones al aumentar la dureza de la matriz, lo que facilita la obtención de acabados finos. Por otro lado, el cobre suele reducir la resistencia a la corrosión del aluminio y, en determinadas aleaciones, aumenta la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión.

Las aleaciones Al-Cu que no contienen una cantidad moderada de Si tienen poca fluidez y resistencia al agrietamiento en caliente durante la solidificación [8].

#### Aleante Magnesio (Mg)

El papel del Mg también es el de aumentar la resistencia y dureza de las piezas de aluminio. La gran influencia del Mg sobre la resistencia no se presenta en las aleaciones de la serie 5XX.X, se presenta en las aleaciones combinadas con Si, serie 3XX.X, al formar la fase  $Mg_2Si$  y en las aleaciones con Cu, serie 2XX.X, al precipitar la fase dura  $Al_2CuMg$  o  $CuAl_2$  [8].

Entre los elementos o aleantes secundarios se encuentran:

#### Níquel (Ni)

El Ni mejora la resistencia y la dureza a temperaturas elevadas de las aleaciones 2XX.X. Se emplea con el mismo fin en algunas aleaciones 3XX.X, pero su eficacia en las aleaciones que contienen silicio es menor [8].

#### Estaño (Sn)

El Sn en las aleaciones de fundición de aluminio 8XX.X tiene por objeto reducir la fricción en aplicaciones de cojinetes y bujes. La fase de Sn en esas aleaciones se funde a una temperatura muy baja (227.7 °C). Las aleaciones 8XX.X nos son generalmente aplicadas al proceso de colada a presión debido a que tienen baja colabilidad y su fluidez y tendencia a la contracción por solidificación es regular [8].

Los elementos modificadores de la microestructura y la macroestructura del aluminio son:

#### Titanio (Ti) y Boro (B)

El Ti y el B se utilizan para refinar los granos de aluminio primario. El titanio solo, añadido como aleación maestra de titanio y aluminio, forma  $TiAl_3$ , que sirve para nuclearse en dendritas de aluminio primario. Una mejor refinación de grano se observa cuando se combinan Ti y B, el refinador de grano más eficiente para aleaciones Al-Si tiene una relación de Ti:B cerca de 1.5:1. Estos refinadores se aplican para aleaciones de la serie 2XX.X, 3XX.X, 4XX.X y 5XX.X y procesos de molde de arena, molde permanente y molde semipermanente [8].

#### Estroncio (Sr), Sodio (Na), Calcio (Ca) y Antimonio (Sb)

Estos elementos se agregan a aleaciones de Al-Si eutécticas o hipoeutécticas, con el fin de modificar la morfología del eutéctico de Si a una forma fibrosa. El Sr y Na tienen el mismo efecto sobre el eutéctico de Si, sin embargo, el Sr tiene una velocidad de desvanecimiento más lenta y este se añade en intervalos de 0.01 a 0.025%. Los modificadores se agregan principalmente a las aleaciones de las series 3XX.X y 4XX.X fabricadas por molde de arena, molde permanente y semipermanente. Actualmente el Na y el Sb ya no se usan a nivel industrial [8].

## Manganeso (Mn) y Cromo (Cr)

El Mn y Cr ya sea solos o combinados cambian la morfología del intermetálico rico en hierro  $Al_5FeSi$  de su forma acicular a una forma más cubica  $Al_{15}(Mn\ Fe)_3Si_2$  que es menos dañino para la ductilidad. Además, el Mn ayuda a evitar el efecto de la adherencia de la pieza a molde (*soldering*) en las aleaciones para el proceso de colada a presión.

La modificación de los intermetálicos ricos en hierro con la adición de Mn y Cr tiene algunas desventajas. Los complejos compuestos intermetálicos, como  $\alpha-Al_{15}(Mn\ Fe\ Cr)_3Si_2$  tienen una gravedad específica alta y tienden a segregarse en el fondo del metal líquido, estas partículas generalmente se les conoce como lodos (*sludge*). Cuando los lodos son arrastrados en el metal líquido, disminuyen la fluidez de la aleación y aparecen como inclusiones duras, lo que puede comprometer las operaciones de maquinado y también disminuir las propiedades físicas y mecánicas de la aleación [8].

El problema de la formación de lodos se presenta usualmente en la fundición de aluminio, especialmente en el proceso de colada a presión, en donde, con el fin de alargar la vida de los moldes y la maquinaria las temperaturas de colada y mantenimiento son bajas en comparación con los demás procesos de fundición. Se ha demostrado que la formación de lodos depende principalmente de la composición química de la aleación, la temperatura de fusión y mantenimiento. Para la formación de lodos en aleaciones de Al-Si-Cu se ha definido lo que se conoce como Factor de Lodos (*Sludge Factor, SF*). Este factor se calcula a partir de los contenidos de Fe, Mn y Cr:

$$SF = (1 * \%Fe) + (2 * \%Mn) + (3 * \%Cr) \dots Ec1$$

La morfología, cantidad y tamaño de los lodos se ven afectadas significativamente por el contenido inicial de Fe, Mn y Cr, así como la velocidad de enfriamiento [9].

### **Elementos considerados como impurezas**

Zinc (Zn): El Zn está presente simplemente como un elemento de impureza aceptable en muchas aleaciones secundarias de colada a presión. Como tal, el Zn es bastante neutro; no aumenta ni disminuye las propiedades de una aleación [8].

Hierro (Fe): El Fe está presente en la mayoría de las aleaciones tradicionales de colada a presión como una impureza, pero una impureza muy útil. El Fe en concentraciones de 0.8% o más reduce en gran medida la tendencia del efecto de *soldering* en una aleación. El Fe combinado con el Al, Si y otros elementos forma una variedad de fases insolubles duras y complejas como la fase  $\beta-Al_5FeSi$ , con forma acicular o de aguja. Estas fases actúan como concentradores de esfuerzo que reducen significativamente la ductilidad de una aleación. La fundición a presión es capaz de tolerar niveles de hierro más altos que otros procesos de fundición [8].

El efecto de *soldering* o adherencia se produce cuando el aluminio líquido entra en contacto con la matriz, la cual está hecha comúnmente de acero. Debido a la afinidad natural del Fe y el Al, se produce una reacción en la superficie, que da lugar a la formación de fases intermetálicas. Una cantidad significativa de Al se adhiere a estas fases en la superficie de la matriz, y la pieza de fundición resultante puede empezar a incumplir tolerancias críticas o bien perder integridad. En este punto, la matriz debe de limpiarse y por lo tanto se detiene su uso, lo cual es un proceso costoso cuando ocurre con demasiada frecuencia. Se calcula que entre el 1 y el 1,5% de los gastos generales variables se atribuyen directamente al efecto de *soldering* en las plantas de fundición.

Una forma de evitar el efecto de *soldering* es el uso de revestimientos en el molde. Los revestimientos pueden ser útiles como barrera de difusión entre el acero del molde y el aluminio líquido. Un recubrimiento eficaz debe ser capaz de soportar las duras condiciones de la superficie de la matriz [8].

Los recubrimientos que se utilizan son: CrN+W, CrN, (TiAl)N y CrC. Además, los tratamientos superficiales, como la nitruración y la nitrocarburation, pueden ayudar a reforzar la superficie y evitar la erosión. La erosión acelera el proceso de *soldering* al hacer más áspera la superficie y crear puntos locales de temperatura en los picos de la superficie de la matriz o molde, que se sueldan muy rápidamente [8].

## 5.0 RESULTADOS

En esta parte del trabajo se resume la información más importante de la bibliografía consultada, resaltado los principales aspectos del efecto de los elementos presentes en las aleaciones para el proceso de colada a presión, para ello se coloca el nombre original de la información consultada.

### 5.1 Effect of Si, Cu and processing parameters on Al-Si-Cu HPDC castings.

En el artículo de Outmani et al. (2019) [10], se estudia el efecto del Si, Cu y los parámetros de procesos en aleaciones Al-Si-Cu para el proceso de fundición a alta presión (High Pressure Die Casting, HPDC).

La composición química de las aleaciones secundarias Al-Si-Cu y las variables de trabajo del proceso de fundición a alta presión (HPDC) pueden cambiar para las mismas piezas de fundición de un país a otro en el mundo. Incluso pueden variar a veces de un centro de fabricación a otro dentro del mismo país, esta variabilidad es capaz de influenciar en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si-Cu. Por ejemplo, el contenido de Si no excede el 11% en Europa, pero en China y Japón llega hasta el 12% y en Rusia varía entre el 11% y el 13%.

En este artículo se llevó a cabo un estudio experimental sobre la influencia de los contenidos de elementos de aleación, Si y Cu, la temperatura de colada y la presión de inyección en las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio para colada a presión. La Tabla 3 muestra la composición química de las aleaciones estudiadas. La aleación AlSi9Cu3 (Fe), es conocida en USA como A380, y su equivalente en Asia es la ADC12 (Japón, China e India) con un bajo contenido de Cu ( $\leq 2\%$ wt) y AK12M2 (Rusia), con un contenido de Si arriba de 12.7wt% y bajo contenido de Cu ( $\leq 2.5\%$ wt). La aleación A hipoeutéctica de la Tabla 3, representa la aleación A380, la aleación hipoeutéctica B representa la aleación ADC12 y la aleación C, cercana al eutéctico representa la aleación AK12M2.

*Tabla 3. Composición química (%wt.) de las tres aleaciones preparadas para este artículo [10].*

Aleación	Si	Cu	Mg	Zn	Fe	Mn	Ti	Ni	Cr, Pb, Sn	Al
Aleación A	9.64	3.23	0.4	1	0.82	0.15	0.04	0.06	< 0.04	bal.
Aleación B	9.75	1.44								
Aleación C	12.6	1.55								

También se investigaron y evaluaron las características microestructurales y el nivel de porosidad presente, como se muestra en las Figuras 4, 5, 6 y 7. El objetivo principal es poner de manifiesto los mecanismos de modificación de las propiedades alcanzadas mediante ensayos de tracción, mediciones de dureza y observaciones microestructurales realizadas en pieza producidas por HPDC.

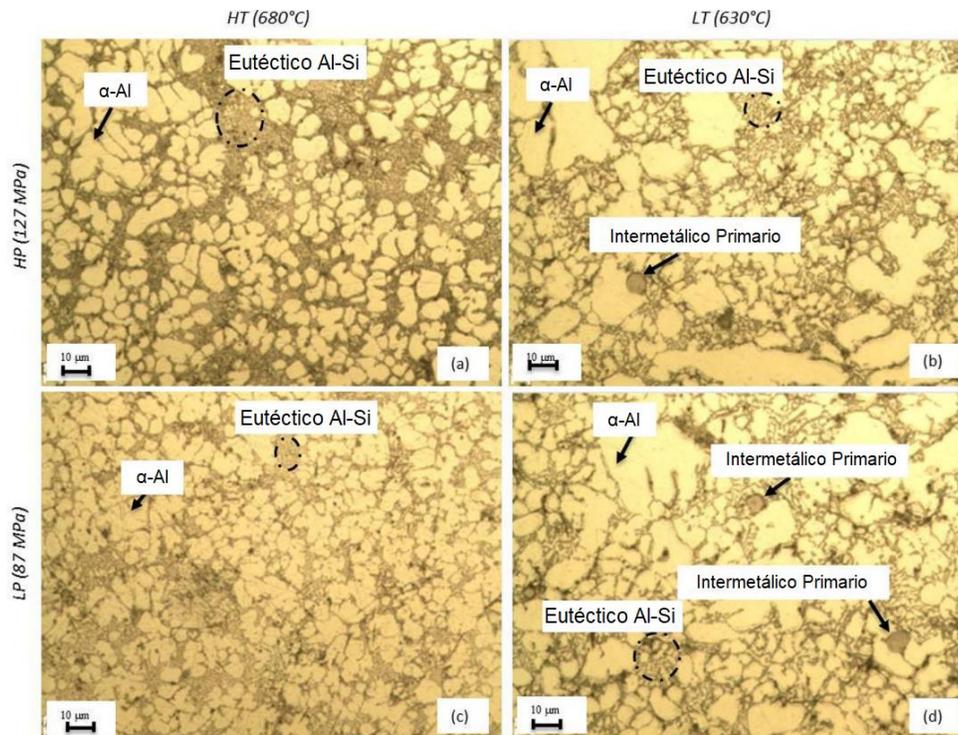


Figura 4. Aleación A inyectada a (a) 680 °C/ 127Mpa, (b) 630 °C/ 127 MPa, (c) 680°C/ 87 MPa, (d) 630°C/ 87MPa. \*HT (temperatura alta), LT (temperatura baja), HP (presión alta), LP (presión baja) [10].

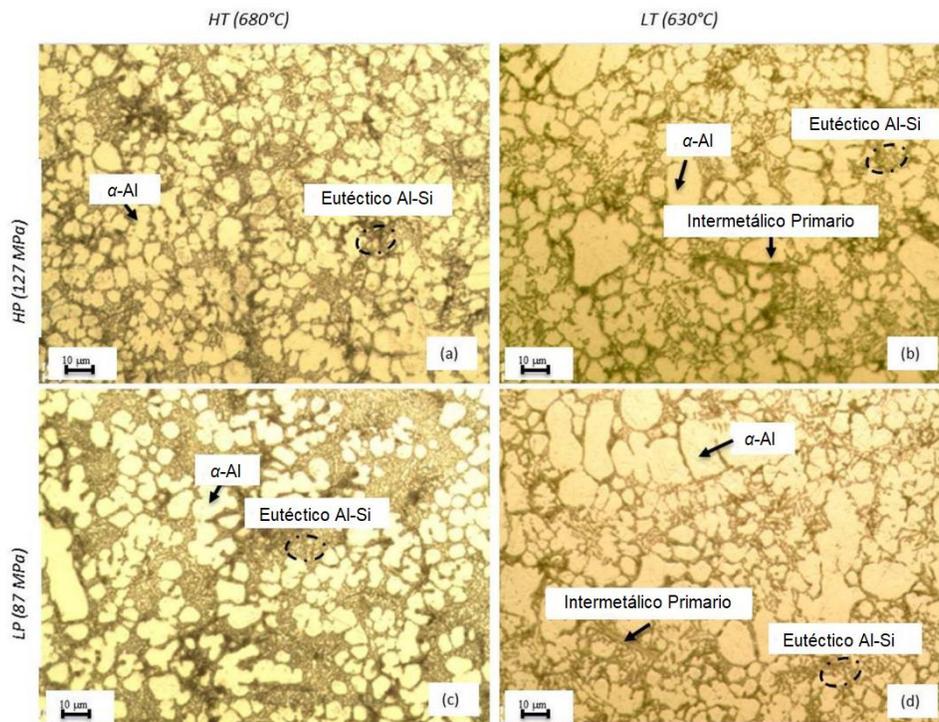


Figura 5. Aleación B inyectada a (a) 680 °C/ 127Mpa, (b) 630 °C/ 127 MPa, (c) 680°C/ 87 MPa, (d) 630°C/ 87MPa [10].

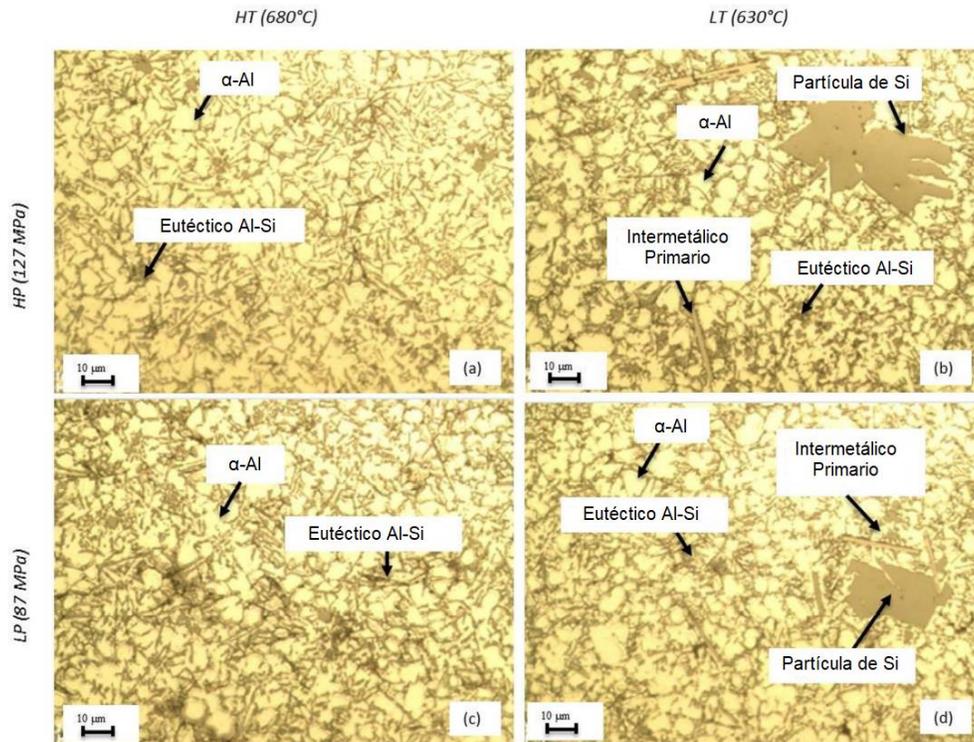
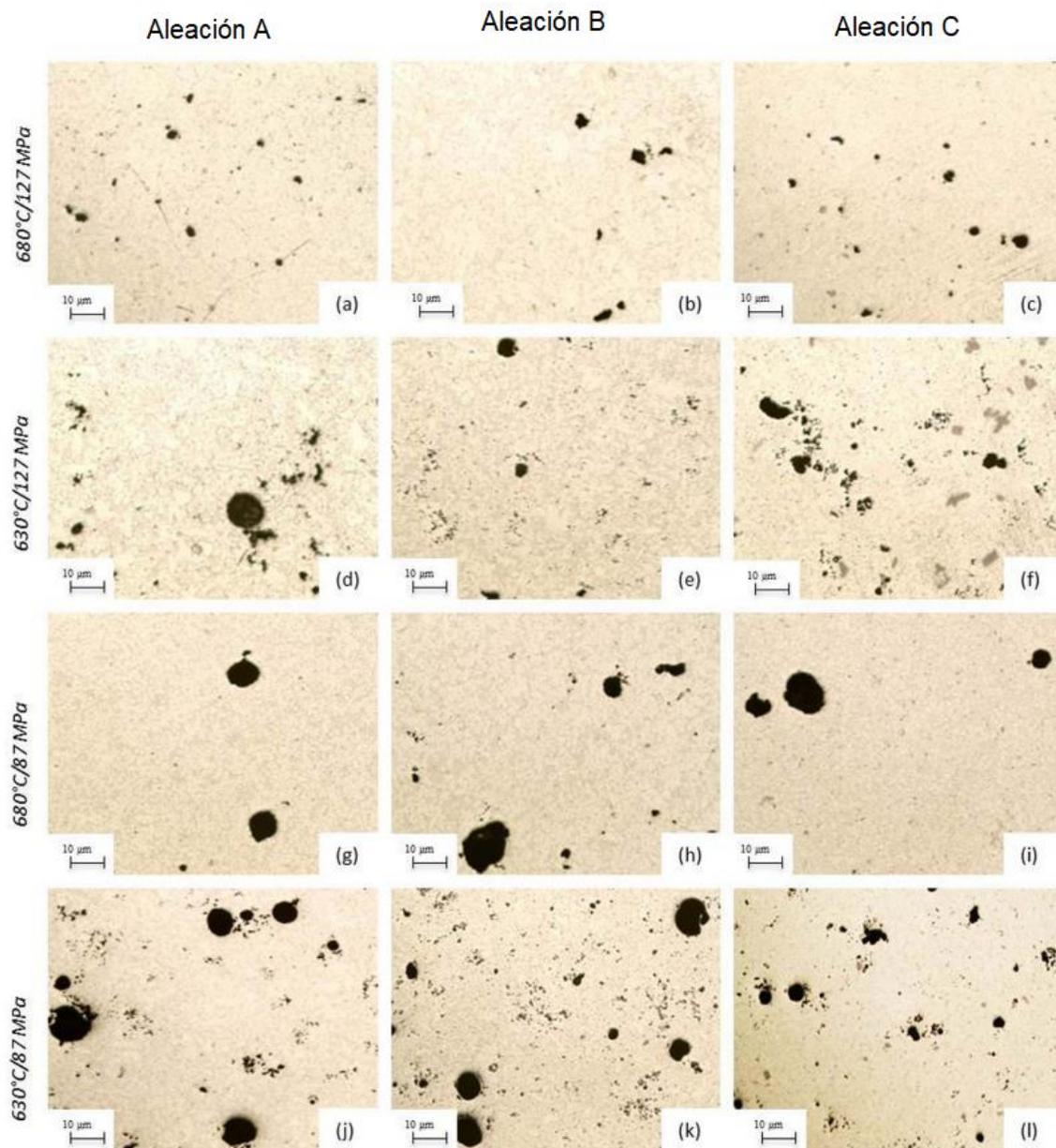


Figura 6. Aleación C inyectada a (a) 680 °C/ 127Mpa, (b) 630 °C/ 127 MPa, (c) 680°C/ 87 MPa, (d) 630°C/ 87MPa [10].

Para la Figura 4 y 5, se muestran las microestructuras de las aleaciones hipereutécticas A y B con los diferentes parámetros de temperatura y presión trabajados, a una alta temperatura se observa el eutéctico Al-Si, también la fase dendrítica  $\alpha$ -Al la cual es pequeña y homogénea, a diferencia de la que se presenta a bajas temperaturas. Además, el eutéctico Al-Si muestra una morfología fibrosa para estas aleaciones, en comparación con la aleación C mostrada en la Figura 6, esto debido a la diferencia del contenido de Si. Para la aleación C, los diferentes parámetros no parecen tener gran impacto en la microestructura, excepto para bajas temperaturas, que es cuando se presenta largas partículas primarias de Si.



*Figura 7. Micrografías de la porosidad en las aleaciones A, B y C con los parámetros de temperatura y presión trabajados [10].*

En la Figura 7 se muestran las micrografías de la porosidad de las distintas aleaciones y en conjunto con la Figura 8, se observa que cuando se tiene una temperatura alta y se aplica una presión alta los niveles de porosidad son menores, si la temperatura y presión bajan, entonces el nivel de porosidad aumenta. Cuando se tiene una alta temperatura, pero se disminuye la presión, el nivel de porosidad aumenta para las aleaciones B y C, sin embargo, para la aleación A no parece tener un gran efecto, esto puede ser por la gran cantidad de intermetálicos  $Al_2Cu$  ricos en cobre lo que limita el crecimiento de la porosidad.

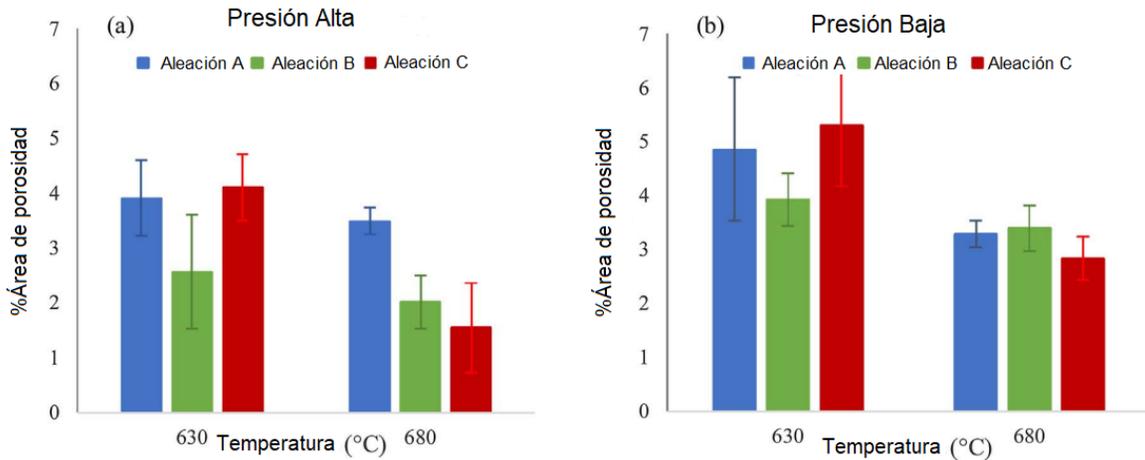


Figura 8. Efecto de la temperatura en el porcentaje del área de porosidad (a) presión de inyección 127 MPa, (b) presión de inyección 87 MPa [10].

La baja temperatura promueve la formación de compuestos intermetálicos gruesos ricos en Fe cuya composición, fase y fórmula sugerida se presentan en la Tabla 4. La presencia de estos intermetálicos modifica la morfología de las fases  $\alpha$ -Al como se muestra en las Figuras 9, 10, 11, lo cual a su vez deteriora las propiedades tensiles debido a su forma.

Tabla 4. Análisis de la prueba EDS de los compuestos intermetálicos [10].

Compuestos intermetálicos	Aleación	Elementos (%at.)									Fase	Fórmula sugerida
		Al	Si	Fe	Mn	Cu	Cr	Zn	Ni	Mg		
1	A	70	12	10.1	3.8	3	0.3	0.2	0.3	0	Fase $\alpha$ Primaria rica en Fe	$\alpha$ -Al <sub>15</sub> (Fe, Mn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>
	B	71	13	10.7	3.8	1	0.2	0.2	0.2	0		
2	A, B, C	69	2.3	0.1	0	26	0	1.5	0.7	0.1	Fase rica en Cu	Al <sub>2</sub> Cu
3	B	66	21	11.5	1	0.2	0	0.1	0.4	0	Fase $\beta$ primaria rica en Fe	$\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi
	C	65	20	11.6	1.2	0.8	0	0.2	0.7	0		

Los números presentes en las Figuras 9, 10 y 11, son los compuestos intermetálicos presentados en la Tabla 4.

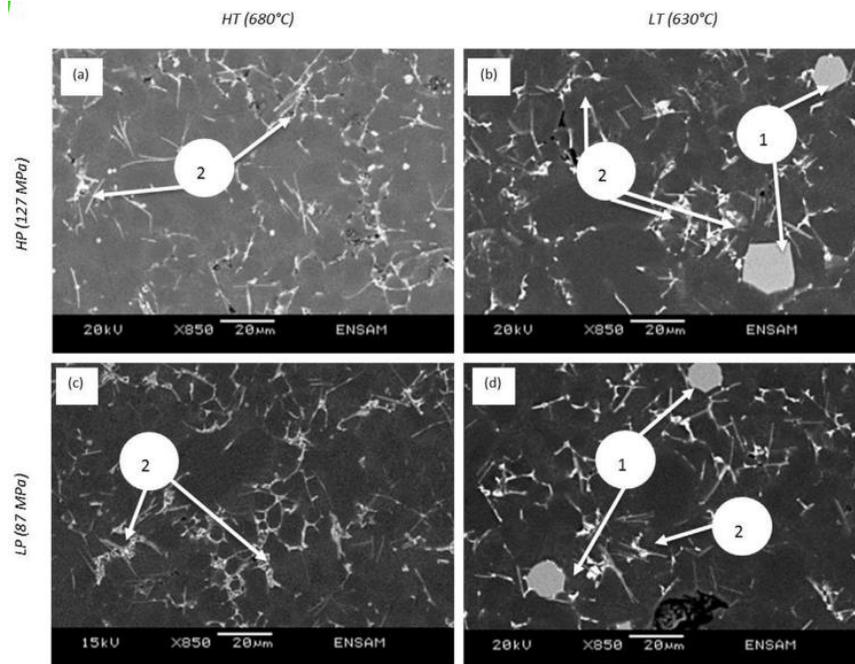


Figura 9. Microestructuras por MEB de los intermetálicos de la aleación A [10].

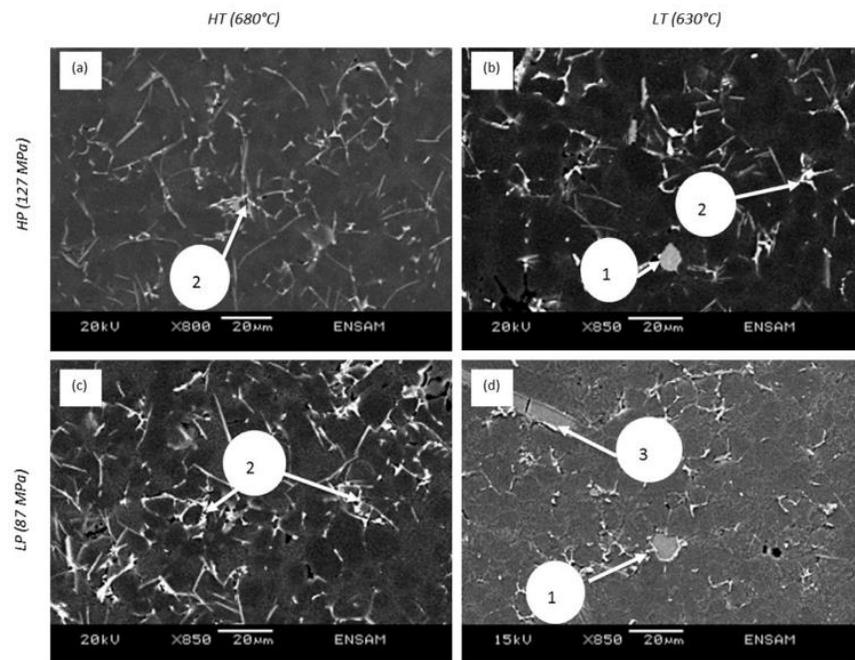


Figura 10. Microestructuras por MEB de los intermetálicos de la aleación B [10].

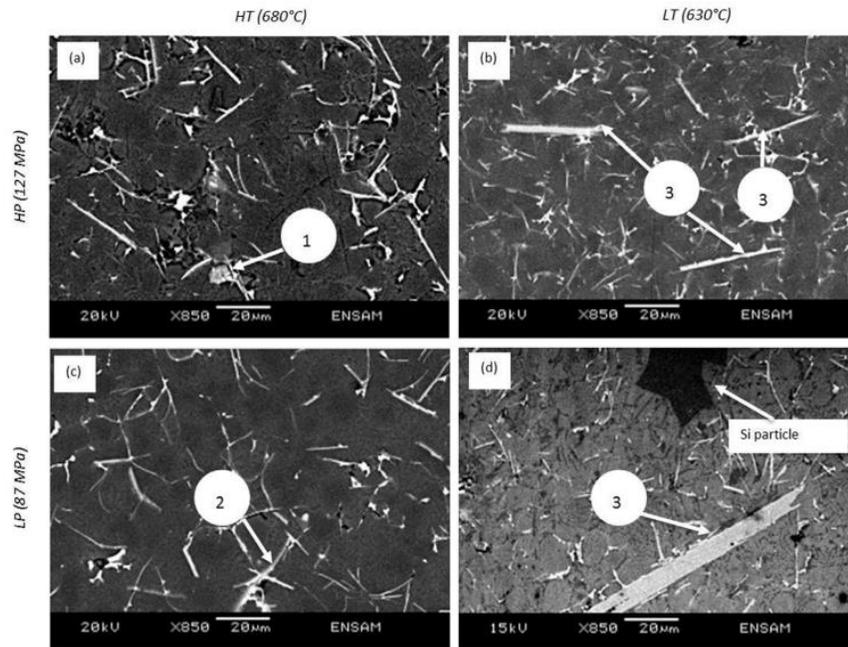


Figura 11. Microestructuras por MEB de los intermetálicos de la aleación C [10].

Los intermetálicos marcados con el numero 1 son los intermetálicos ricos en Fe,  $\alpha$ - $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ , los cuales tienen forma poliédrica lo cual resulta menos dañino para estas piezas en comparación con los intermetálicos ricos en Fe,  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ , marcados con el número 3 cuya forma es de aguja gruesa. El intermetálico marcado con el numero 2 son los ricos en Cu,  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , los cuales se forman por la presencia de Cu en la aleación, estos contribuyen a mejorar la resistencia de las aleaciones.

Por último, en las Figuras 12, 13, 14 y 15 se muestra el efecto de la temperatura y presión en las propiedades tensiles.

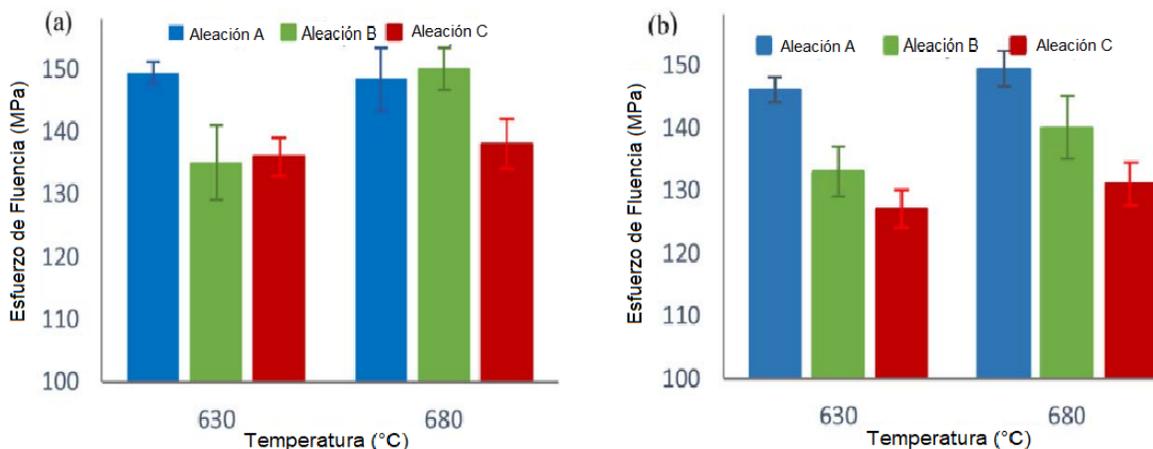


Figura 12. Efecto de la temperatura en el esfuerzo de fluencia (YS), (a) presión de 127 MPa, (b) presión de 87MPa [10].

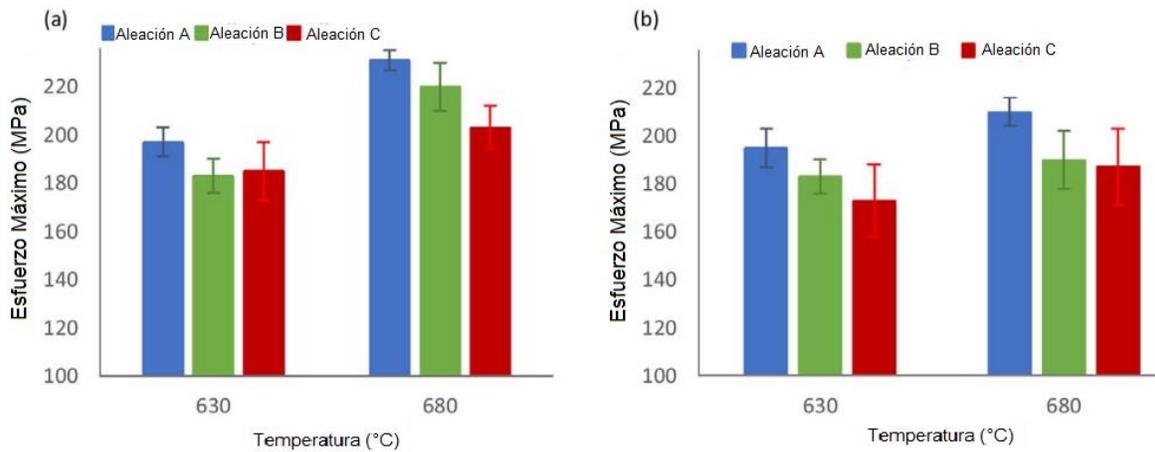


Figura 13. Efecto de la temperatura en el esfuerzo máximo (UTS), (a) presión de 127 MPa, (b) presión de 87 MPa [10].

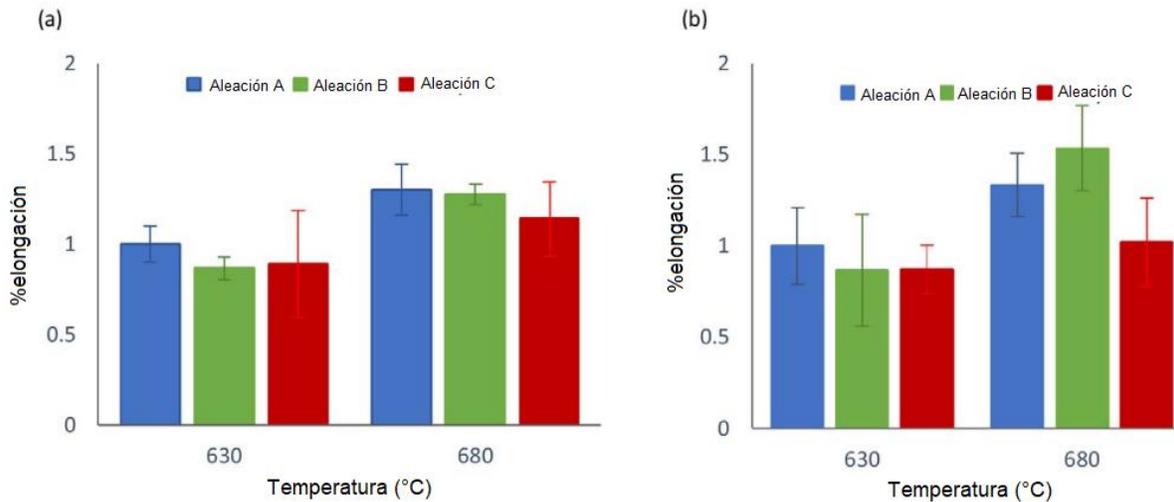


Figura 14. Efecto de la temperatura en % de elongación, (a) presión de 127 MPa, (b) presión de 87 MPa [10].

Tanto a una temperatura y presión alta, las tres aleaciones presentan las propiedades tensiles más altas, las dos aleaciones hipoeutéticas A y B, tienen valores similares de esfuerzo de fluencia (aproximadamente 150 MPa) y de esfuerzo máximo (cerca de 230 MPa), mientras que la aleación C cercana al eutético tiene el valor más bajo para el esfuerzo de fluencia.

La aleación A se diferencia de la aleación B y C por su gran valor de esfuerzo máximo bajo una combinación de alta presión y temperatura.

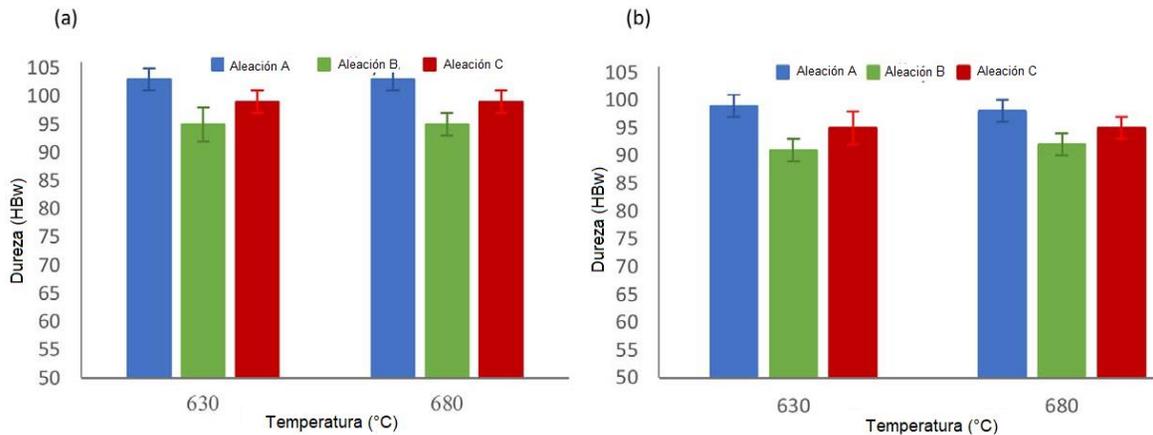


Figura 15. Efecto de la temperatura en la dureza (HBW), (a) presión de 127 MPa, (b) presión de 87 MPa [10].

La aleación A muestra el mayor valor de dureza cuando se tiene una temperatura y presión alta. Por el contrario, la aleación B tiene la dureza más baja. Esto se debe al alto contenido de Cu en la aleación A lo que promueve la formación de intermetálicos ricos en Cu,  $Al_2Cu$ . La aleación C, cercana al eutéctico tiene mejor dureza que la aleación B, aunque ambas tienen un contenido de Cu similar, la aleación C tiene un contenido de Si más grande. Comparando la variación que hay entre las diferentes combinaciones de temperatura y presión no se aprecia un cambio significativo.

## 5.2 Effect of Zr, Cr and Sc on the Al-Mg-Si-Mn high-pressure die casting alloys.

En este trabajo realizado por Prach et al. (2019) [11], se analiza el efecto del Zr, Cr y Sc en las aleaciones de Al-Mg-Si-Mn para el proceso de HPDC.

Se realiza el desarrollo de nuevas aleaciones de fundición de aluminio  $Al_5Mg_2SiMn$  con adición de Sc, Cr, Zr. Se investigó el efecto de los elementos de aleación en cantidades de 0,1 y 0,2% sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la aleación de fundición  $Al_5Mg_2SiMn$  producida por HPDC. La Tabla 5 muestra la composición química de las aleaciones investigadas.

Tabla 5. Composición nominal de las aleaciones investigadas [11].

Aleación	Composición Química (wt%)						Impureza (wt%)			
	Mg	Si	Mn	Cr	Zr	Sc	Fe	Ti	Be	Cu/Zn
Z1	5.7	2.5	0.7	-	0.1	-	0.2	0.2	0.004	0.15
Z2	5.7	2.5	0.7	-	0.2	-	0.2	0.2	0.004	0.15

Tabla 5 (continuación). Composición nominal de las aleaciones investigadas [11].

Aleación	Composición Química (wt%)						Impureza (wt%)			
	Mg	Si	Mn	Cr	Zr	Sc	Fe	Ti	Be	Cu/Zn
C1	5.7	2.5	0.7	0.1	-	-	0.2	0.2	0.004	0.15
C2	5.7	2.5	0.7	0.2	-	-	0.2	0.2	0.004	0.15
S1	5.7	2.5	0.7	-	-	0.1	0.2	0.2	0.004	0.15
S2	5.7	2.5	0.7	-	-	0.2	0.2	0.2	0.004	0.15
AlMg5Si2/M59	5.7	2.5	0.7	-	-	-	0.2	0.2	0.004	0.15

La microestructura de las diferentes aleaciones, así como la de la aleación base, se analizó mediante la microscopía electrónica de barrido MEB (SEM por sus siglas en inglés) y microanálisis por sonda electrónica (EPMA, *Electron Probe Micro Analysis*) como se muestra en las Figuras 16 y 17.

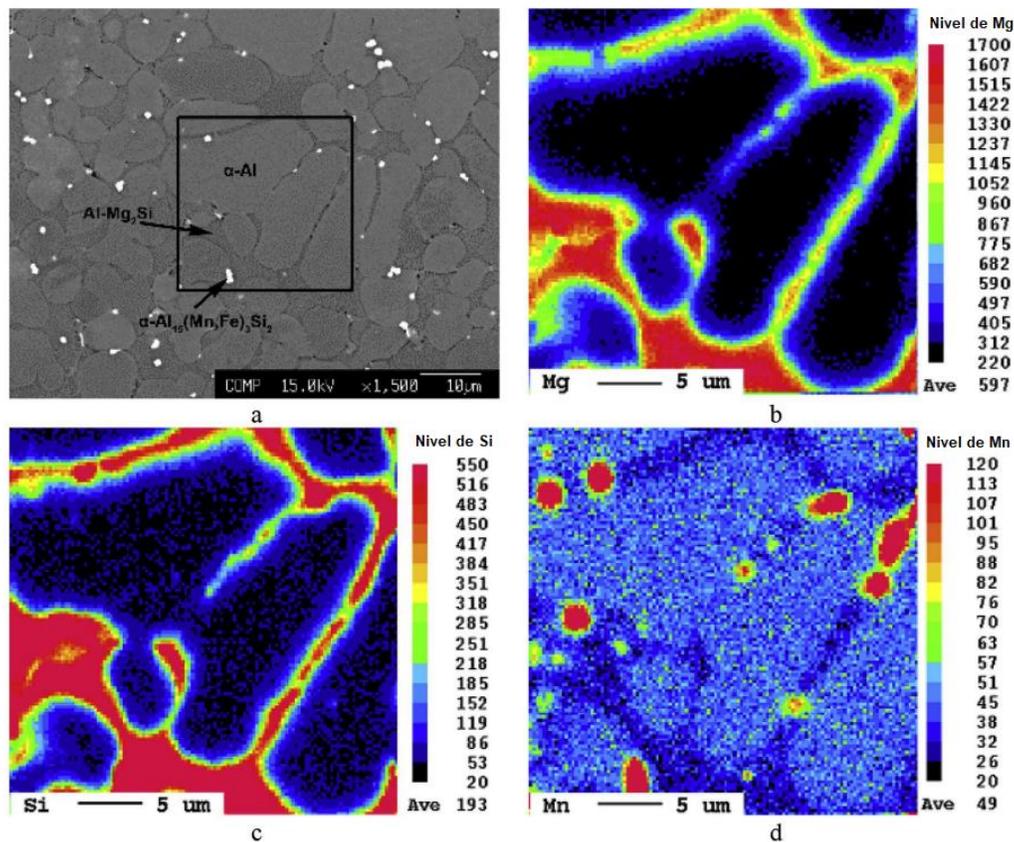


Figura 16. Mapeo elemental de la aleación M59 a) imagen obtenida por SEM de un área seleccionada, y patrón de segregación de b) Mg, c) Si y d) Mn en la zona seleccionada [11].

La microestructura de la aleación base está compuesta de solución sólida  $\alpha$ -Al, el eutéctico Al+Mg<sub>2</sub>Si y la fase  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Mn, Fe)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>. El eutéctico Al+Mg<sub>2</sub>Si tiene una morfología laminar y/o fibrosa, donde las placas y fibras de Mg<sub>2</sub>Si se alternan con  $\alpha$ -Al. En la Figura 16 se observa que tanto el Mg como el Si se encuentran mayormente en el borde de la dendrita y se acumulan principalmente en las regiones eutécticas. El Mn es acumulado mayormente en el borde de la dendrita y forma la fase que contiene Mn ( $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Mn, Fe)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>) en el espacio interdendrítico.

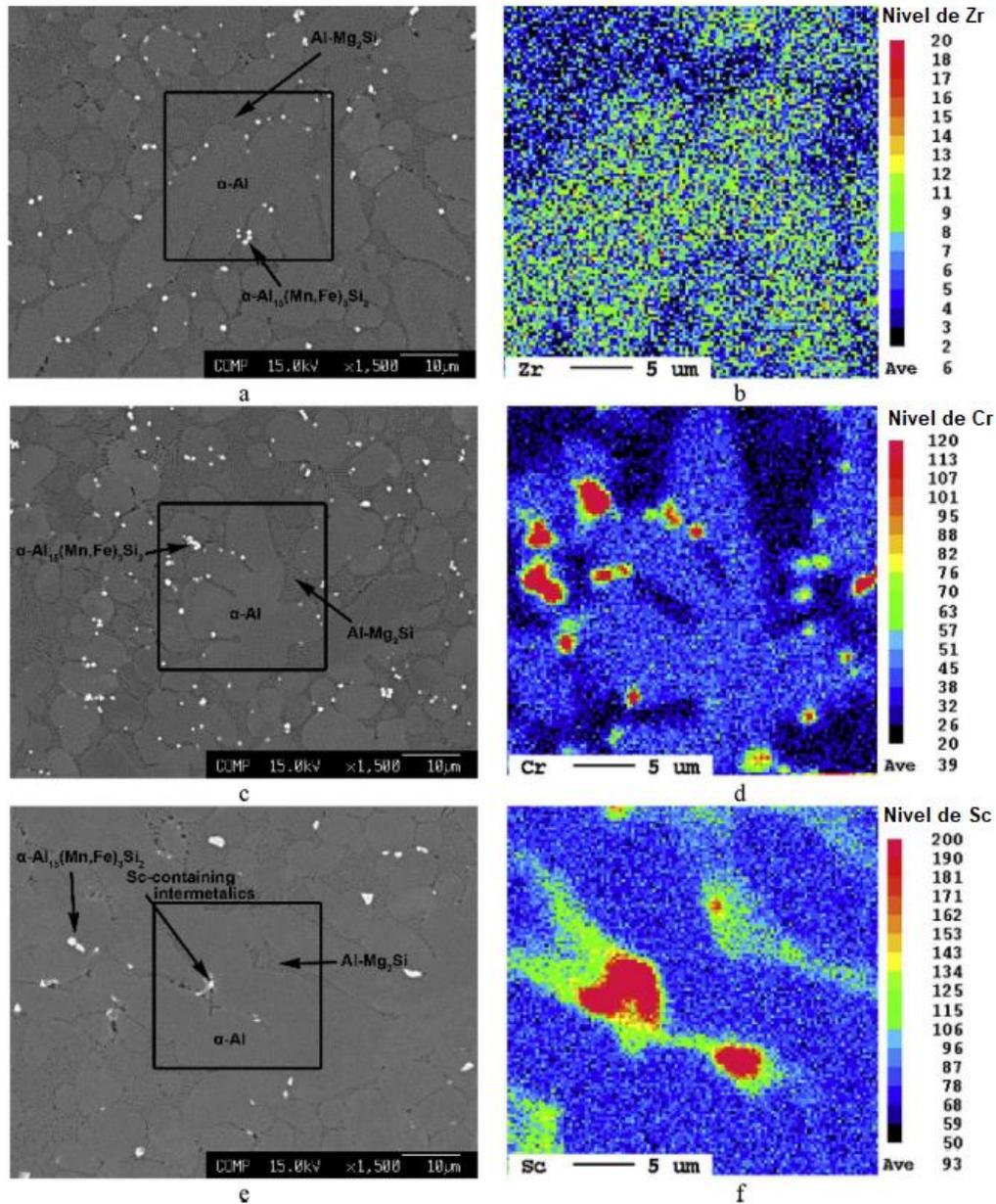


Figura 17. Mapeo elemental de la distribución de los elementos aleantes con 0.2% en peso de las aleaciones estudiadas: a-b) Z2, c-d) C2, e-f) S2 [11].

Durante la solidificación los metales de transición como los son el Zr, Sc y Cr segregan diferente a las dendritas de Al. El Zr se encuentra principalmente en el centro de la dendrita de Al y disminuye en el borde de la dendrita. El Cr sigue un comportamiento similar al del Zr en la microestructura, además, una gran cantidad de Cr se presenta en las fases que contienen Mn. En contraste con el Zr y Cr, el Sc tiene una baja tendencia para segregarse en la matriz de Al y es principalmente localizado en el área interdendrítica.

Después del proceso de fundición a presión, la fase  $\alpha$ -Al presenta una morfología de roseta globular equiaxial. La adición de Zr, Cr y Sc en pequeñas cantidades no afectan el tamaño de grano. Sin embargo, el espaciado interlaminar disminuye con la adición de Cr y Zr y disminuye aún más con la adición de Sc.

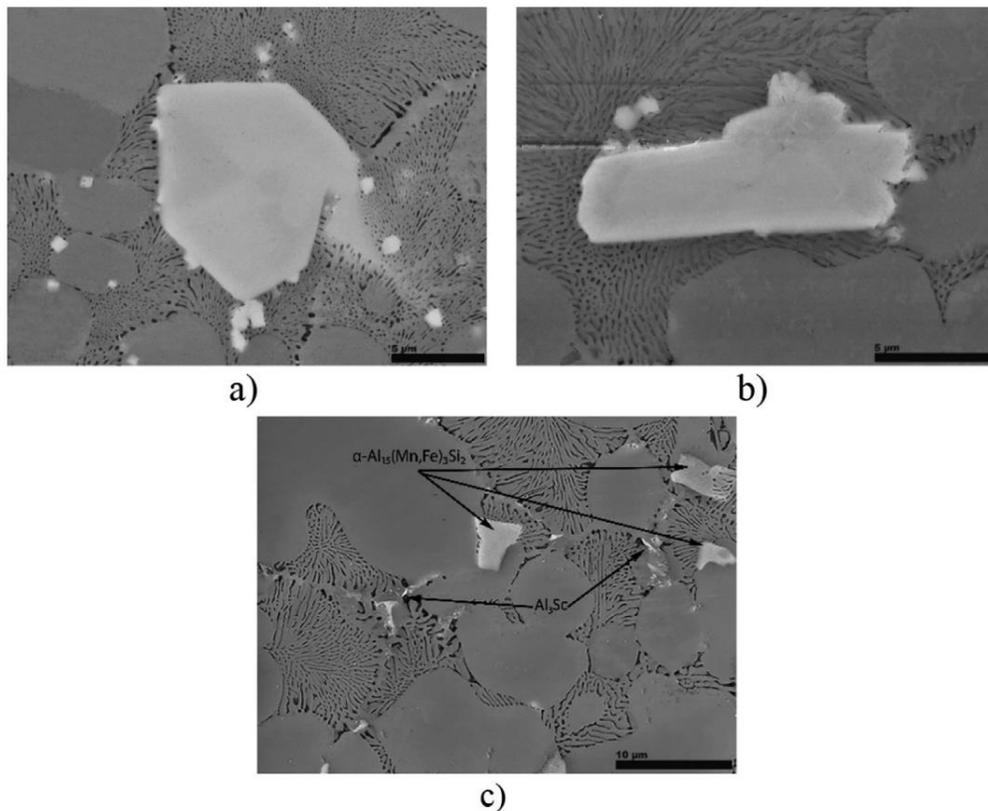


Figura 18. Imágenes MEB de las fases intermetálicas que contienen Cr, Zr y Sc en las aleaciones a) Z2, b) C2 y d) S2 [11].

Las fases intermetálicas en las diferentes aleaciones de la Figura 18 pueden ser identificadas como  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Mn, Fe)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>, Al<sub>7</sub>Cr, Al<sub>3</sub>Zr y Al<sub>3</sub>Sc. El intermetálico grueso de la aleación Z2 tiene forma ortogonal, el de la aleación C2 tiene forma similar a un bloque y el intermetálico de la aleación S2 tiene una forma irregular y es

localizado principalmente en el espacio interdendrítico, cerca de la fase  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(Mn, Fe)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>.

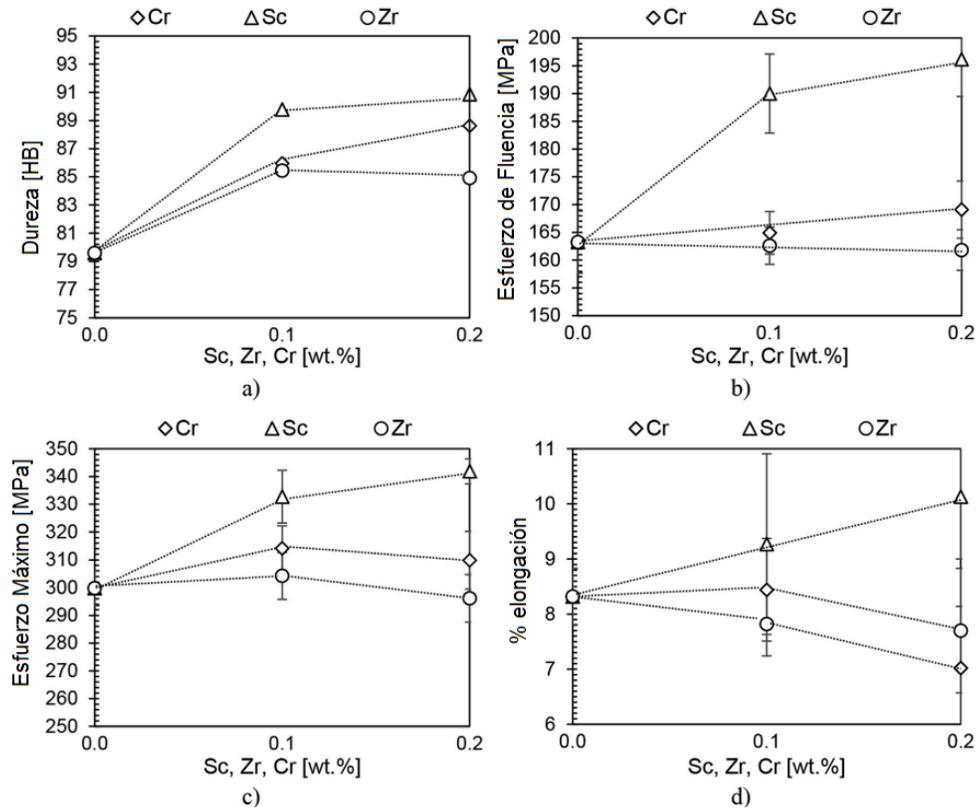


Figura 19. Efecto de los elementos aleantes en las propiedades mecánicas, a) dureza, b) esfuerzo de fluencia, c) esfuerzo máximo, d) % de elongación [11].

La mejora más significativa de las propiedades mecánicas se consiguió en las aleaciones con adición de Sc. La aleación con 0,2% de Sc presenta la mejor combinación de resistencia y ductilidad con un límite elástico de 196 MPa, un UTS de 341 Mpa y un 10% de elongación en la condición de colada. Esto se debe al efecto conjunto de la disminución del espacio interlamilar y la interacción de la fase Al<sub>3</sub>Sc con las celdas eutécticas.

Las aleaciones con adición de Cr y Zr presentan propiedades similares en términos de dureza en comparación con las aleaciones con adición de Sc y propiedades de tracción similares comparables a la aleación base AlMg<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>Mn (conocida comercialmente como Magsimal 59).

Aunque las aleaciones con Zr y Cr presentan mejoría en las propiedades mecánicas, las aleaciones de Sc son mejores, incluso con agregar 0.1% de Sc a la misma composición química, las propiedades aumentan.

### 5.3 Effect of Mg level on the microstructure and mechanical properties of die-cast AlSi-Cu alloys

Hailing Yang, et. al (2015) [12], investigaron el efecto del nivel de Mg sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de las aleaciones de Al-Si-Cu para colada a presión en tres condiciones: de colada, después del tratamiento de solubilización y de solubilización y envejecimiento. La composición química se presenta en la Tabla 6.

Tabla 6. Composición de las aleaciones Al-Si-Cu para colada a presión con diferente contenido de Mg (wt. %) [12]

Si	Cu	Mn	Fe	Mg	Otros	Al
9.12 ±0.08	3.49±0.05	0.48±0.04	0.09±0.02	Varia *	<0.03	Balance

\* El contenido de Mg fue de 0.01, 0.11, 0.32, 0.48, 0.73 y 0.88.

En el experimento se aplicó para la evaluación microestructural el análisis MEB (Scanning Electron Microscope, SEM) para identificar la formación de fases y el mecanismo de endurecimiento.

En las Figuras 20.1 y 20.2 se muestra la microestructura de las aleaciones Al-Si-Cu con diferente contenido de Mg en el estado de colada. Microestructuras similares se observan con diferente contenido de Mg en el estado de colada. La fase  $\alpha$ -Al presenta dos tipos de morfologías, dendrítica y partículas globulares o de roseta. La fase primaria  $\alpha$ -Al está rodeada del eutéctico Al-Si el cual muestra morfología fibrosa, también se observa el intermetálico  $\alpha$ -AlFeMnSi.

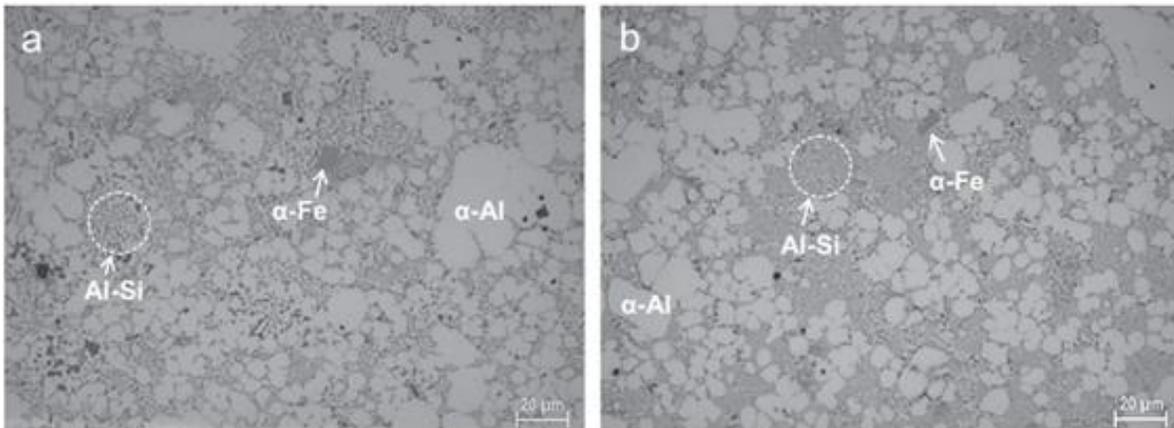
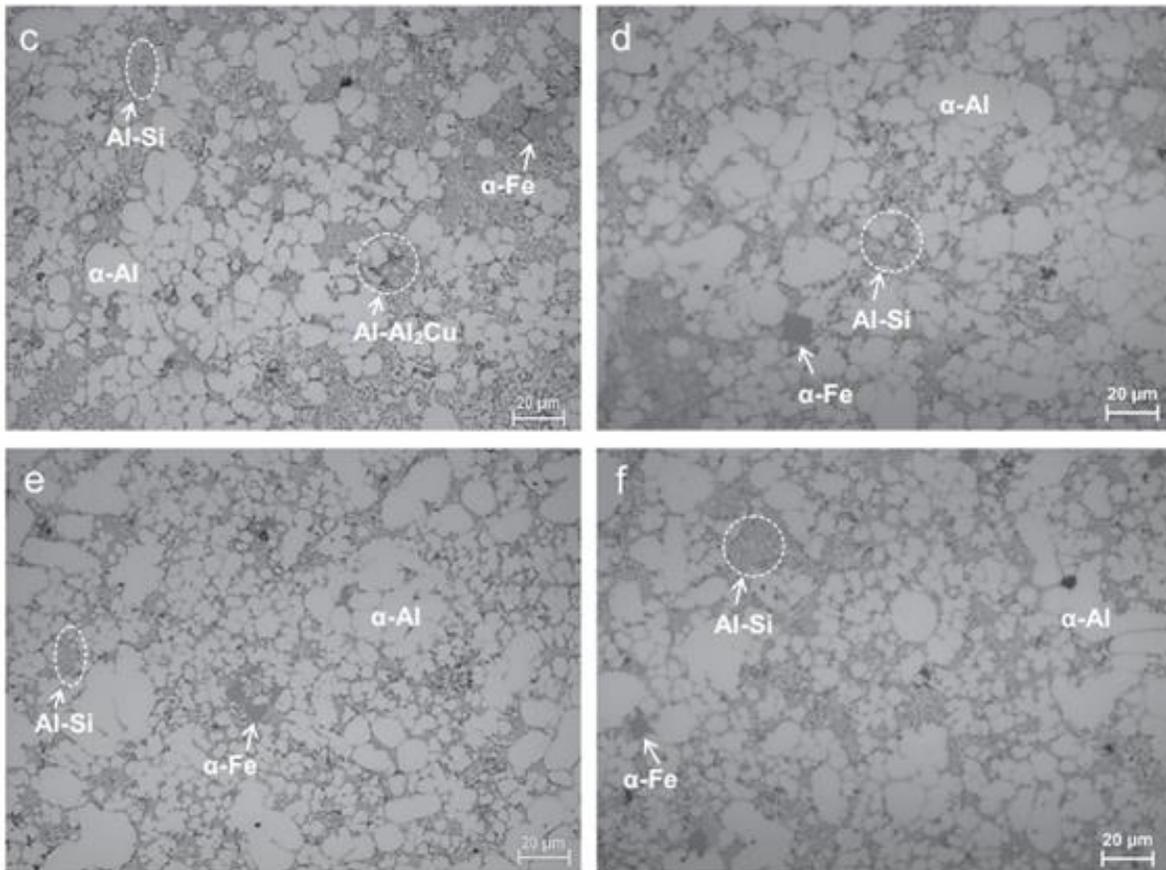


Figura 20.1 Micrografías ópticas de aleaciones Al-Si-Cu en el estado de colada, a)0.01% Mg, b)0.11%Mg, c)0.32%Mg, d)0.48%Mg, e)0.73%Mg y f)0.88%Mg [12].



*Figura 20.2 Micrografías ópticas de aleaciones Al-Si-Cu en el estado de colada, c)0.32%Mg, d)0.48%Mg, e)0.73%Mg y f)0.88%Mg [12].*

La Figura 21 muestra la microestructura típica de la aleación Al-Si-Cu con 0.32% de Mg en estado de colada. En la microestructura se observa la fase  $\alpha$ -Al, el eutéctico Al-Si, el intermetálico rico en Cu,  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y el intermetálico  $\alpha\text{-AlFeMnSi}$ . La microestructura revelada muestra la fase de Si eutéctico en conexión interna en la célula eutéctica.

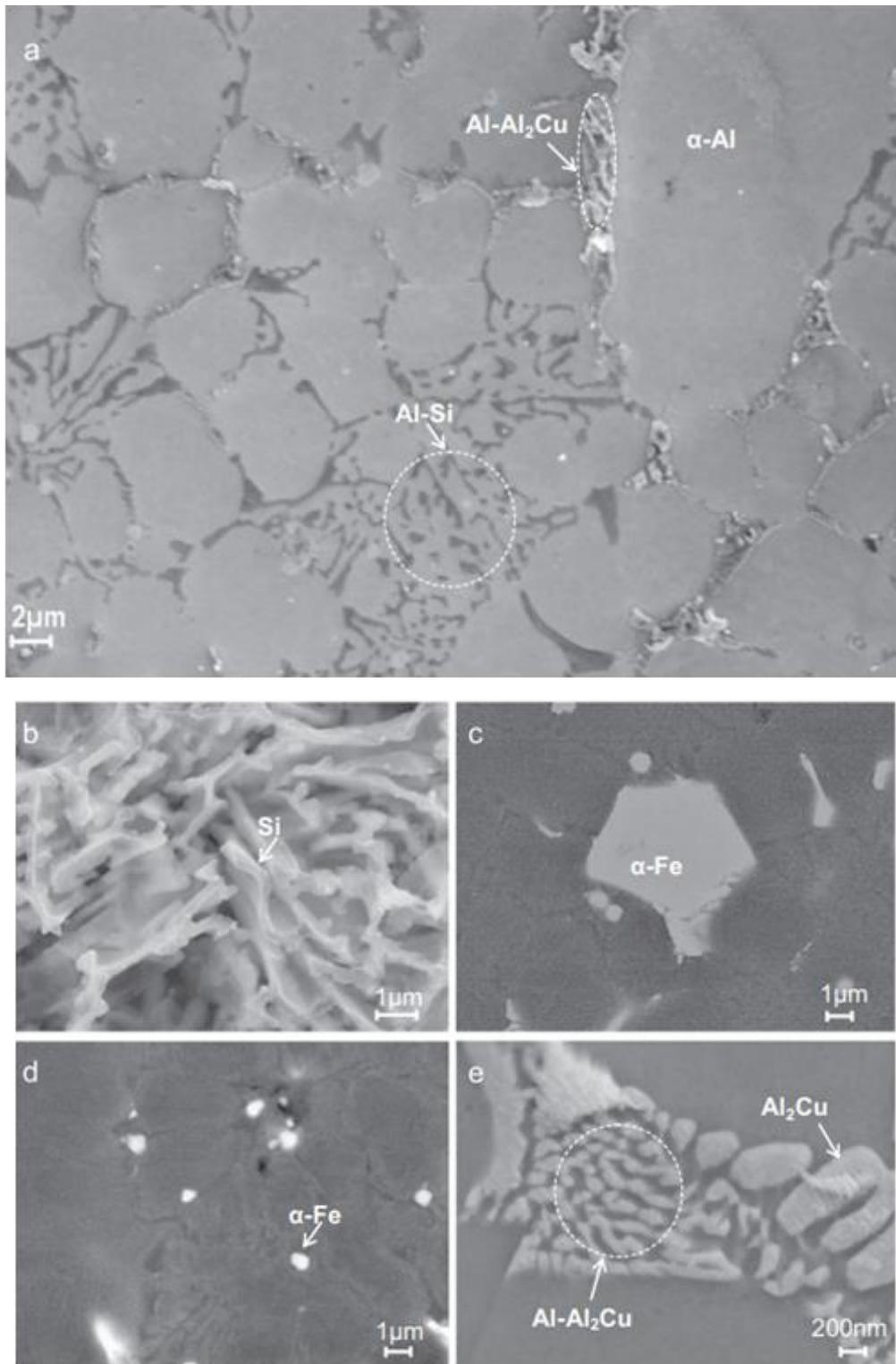
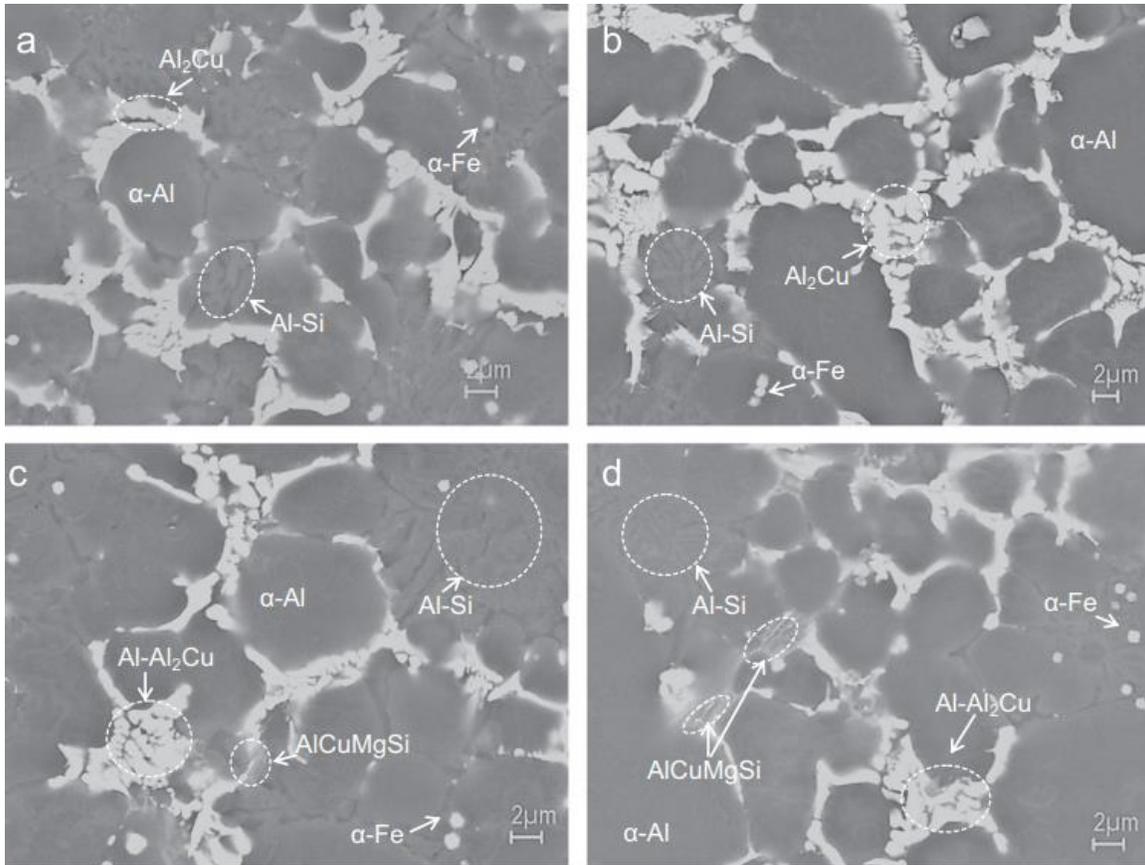


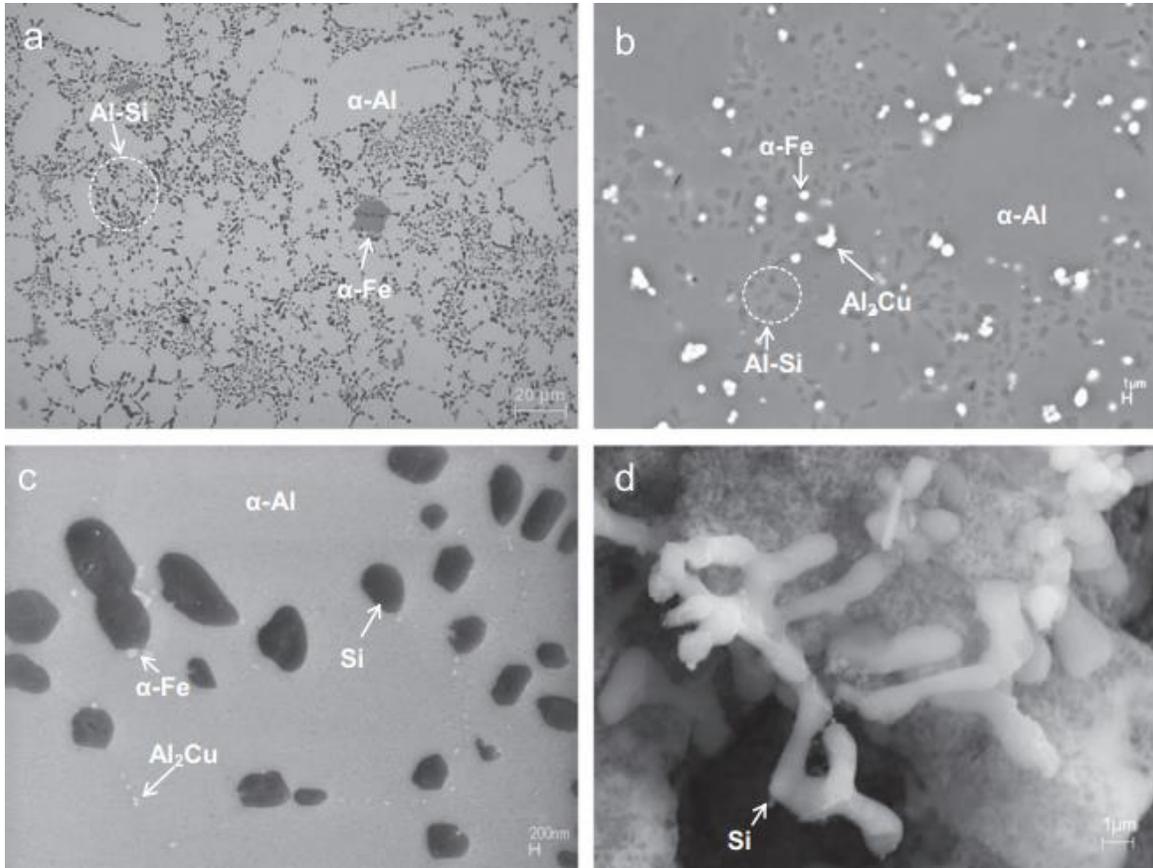
Figura 21 Micrográficas MEB a) microestructura típica de aleación Al-Si-Cu con 0.3% de Mg, b) morfología del Si eutéctico con revelado profundo, c) morfología del intermetálico  $\alpha$ -AlFeMnSi, d) morfología del intermetálico  $\alpha$ -AlFeMnSi, e) morfología de  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu en la fase eutéctica Al-Al<sub>2</sub>Cu [12].

Los compuestos intermetálicos AlCuMgSi se encontraron en aleaciones con Mg mayores a 0.32% como se muestra en la Figura 22, la cantidad fue aumentando con el contenido de Mg arriba del 0.32%



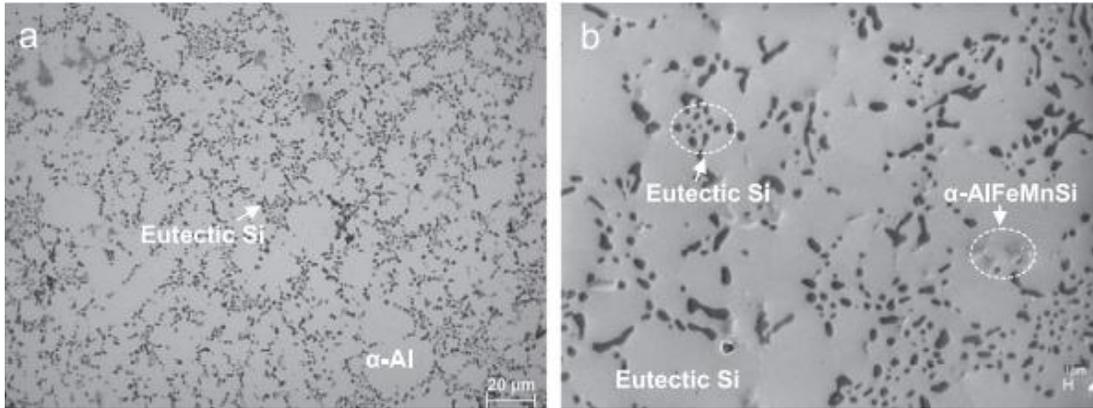
*Figura 22. Micrografías MEB retrodispersadas mostrando la distribución de varias fases en las diferentes aleaciones Al-Si-Cu con diferente adición de Mg: a)0.01%, b) 0.32%, c)0.48%, d)0.88% [12].*

La mayor parte de las fases  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y AlCuMgSi se disolvieron en la fase primaria  $\alpha$ -Al durante el proceso de disolución durante un corto período de tiempo (510 °C durante 30 minutos). Sin embargo, el tratamiento en solución no cambió la morfología y el tamaño de la fase intermetálica  $\alpha$ -AlFeMnSi, en la Figura 23 se muestra las imágenes obtenidas por SEM y micrografía óptica después del tratamiento de solubilización.



*Figura 23. a) Microestructura típica de la aleación Al-Si-Cu con 0.32% de Mg después del tratamiento de solubilización, b) imagen SEM retro dispersada mostrando la distribución de los intermetálicos  $Al_2Cu$  y  $\alpha-AlFeMnSi$  sin disolverse, c) imagen SEM mostrando el eutéctico Si esferoidizado, d) imagen SEM mostrando la morfología 3D del eutéctico Si de una muestra con ataque profundo [12].*

La adición de Mg promovió un endurecimiento adicional tras el tratamiento de solución y envejecimiento. La fase  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ) fue la única fase precipitada durante el envejecimiento para reforzar las aleaciones Al-Si-Cu sin Mg. En la Figura 24 se muestra las micrográficas obtenidas después del tratamiento de solubilización y envejecimiento.



*Figura 24. a) Microestructura de la aleación Al-Si-Cu con 0.32% de Mg después del tratamiento de solubilización a 510°C durante 30 min y envejecimiento a 170°C por 24 h, b) imagen SEM mostrando la distribución de los intermetálicos  $Al_2Cu$  y  $\alpha-AlFeMnSi$  sin disolverse [12].*

En las propiedades mecánicas se encontró que la adición de Mg dio lugar a un endurecimiento efectivo de la aleación tanto en la condición de colada como después del tratamiento de solubilización y envejecimiento como se muestra en las Figuras 25, 26, 27 y 28.

Con el incremento del Mg en las aleaciones Al-Si-Cu en condiciones de colada hubo un incremento considerable en el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo, sin embargo, se presenta una disminución en la elongación con tan solo añadir 0.01% de Mg como se muestra en la Figura 25.

Cuando se añade 0.88% de Mg, el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo incrementaron 185MPa y 332MPa respectivamente, pero la elongación disminuyó 3.2%.

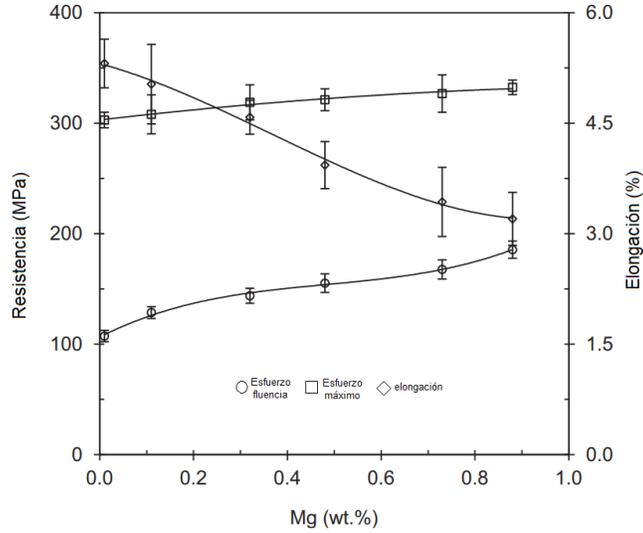


Figura 25. Efecto del contenido de Mg en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si-Cu en condiciones de colada [12].

En la Figura 26 se muestra las propiedades mecánicas de las aleaciones después del tratamiento de solubilización a 510°C por 30 minutos. Se muestra un pequeño incremento en el esfuerzo de fluencia y un pequeño decremento en el esfuerzo máximo, también se observa una gran disminución en la elongación cuando se incrementa el contenido de Mg.

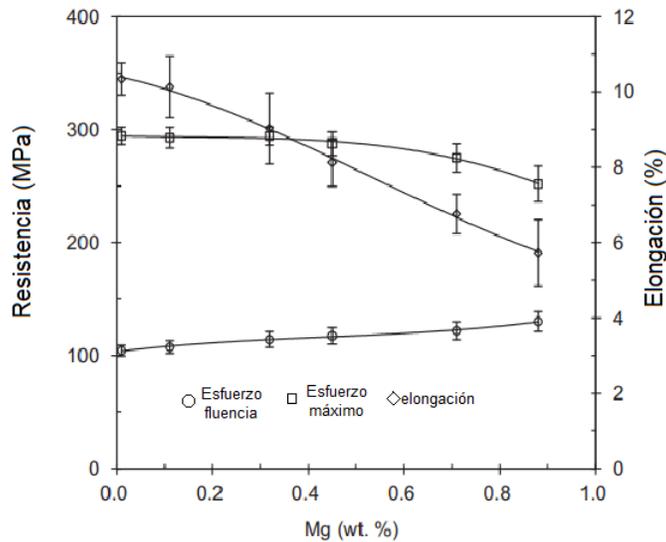
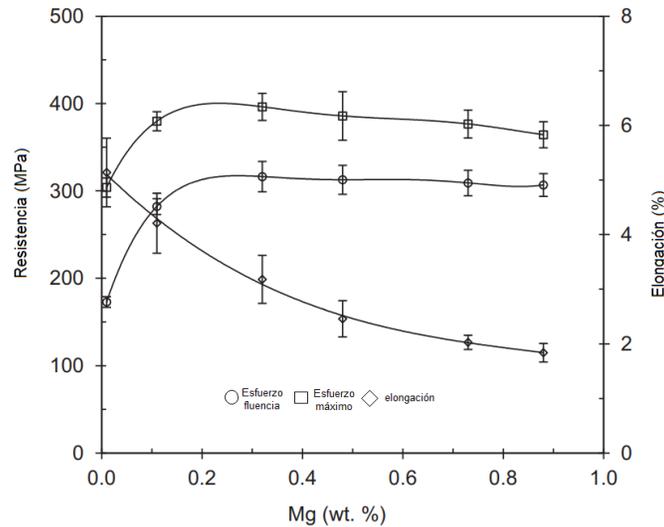


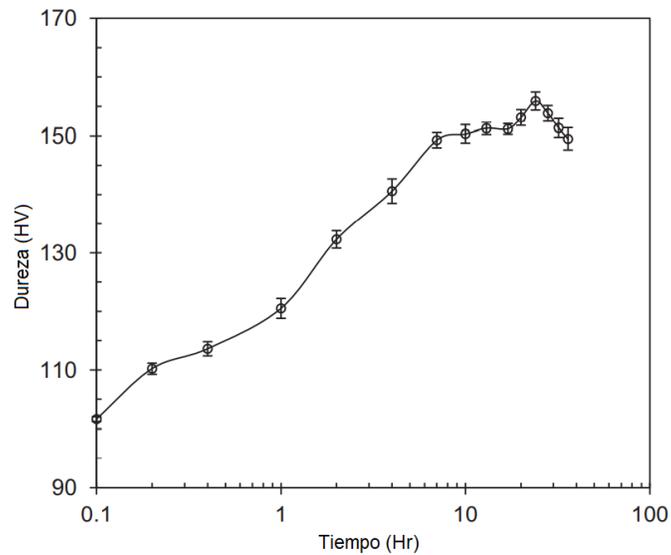
Figura 26. Efecto del contenido de Mg en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si-Cu después del tratamiento de solubilización a 510°C por 30 minutos [12].

La Figura 27 muestra las propiedades mecánicas de la aleación Al-Si-Cu después del tratamiento de solubilización a 510°C por 30 minutos y envejecimiento a 170°C por 24 horas. Se observa un incremento en el esfuerzo de fluencia y esfuerzo máximo, también una disminución significativa en la ductilidad con tan solo añadir 0.1% de Mg.



*Figura 27. Efecto del contenido de Mg en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si-Cu después del tratamiento de solubilización a 510°C por 30 minutos y de envejecimiento a 170°C por 24 h [12].*

Para determinar la respuesta al envejecimiento, una serie de medidas de dureza se tomaron a una temperatura de 170°C a tiempos diferentes como se muestra en la Figura 28, la dureza más alta se obtuvo a 24 horas, aunque la dureza alcanzó un máximo de 95% después de 10 horas de envejecimiento, pasadas las 24 horas se presentó una disminución significativa en los valores de la dureza. La adición de Mg introdujo el intermetálico Q'-AlCuMgSi encima de la precipitación de la fase  $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu) durante el envejecimiento, dando lugar al endurecimiento por precipitación a la aleación.



*Figura 28. Dureza (HV) en función del tiempo de envejecimiento para la aleación Al-Si-Cu con 0.3% de Mg después del tratamiento de solubilización a 510°C por 30 min y envejecimiento a 170°C [12].*

El contenido de Mg puede ser controlado tan bajo como 0.1% de Mg para obtener un incremento en el esfuerzo de fluencia con una gran ductilidad o a un nivel tan alto como 0.7% de Mg para incrementar la resistencia, pero sacrificando la ductilidad. Esto es particularmente importante para la aplicación de aleaciones de aluminio secundario para definir de la aleación cuando se considera el fortalecimiento a través de tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento.

#### **5.4 Development of a super ductile diecast Al-Mg-Si alloy**

En el artículo reportado por S. Ji, et. al (2012) [13] se estudia el desarrollo de aleaciones super dúctiles de Al-Mg-Si para colada a presión. Las aleaciones de aluminio super dúctiles para colada a presión se han desarrollado principalmente para la industria automovilística, su uso va desde componentes de aluminio en trenes de potencia y chasis, incluyendo carcasas de transmisión, culatas, cárteres de motor, rines y también para elementos decorativos. A partir de la revisión de las aleaciones de aluminio disponibles en la actualidad, se resumen los requisitos de las aleaciones de aluminio para colada a presión y se centra el desarrollo en el sistema Al-Mg-Si. Se evalúa el efecto de varios elementos de aleación sobre la microestructura y las propiedades mecánicas, como el esfuerzo de fluencia (YS), esfuerzo máximo (UTS) y elongación.

Los elementos estudiados para el desarrollo de la aleación Al-Mg-Si fueron:

- Ti
- Cu
- Fe

➤ Mn

En las Figuras 29 y 30 se muestra el efecto de los diferentes elementos aleantes en las propiedades mecánicas.

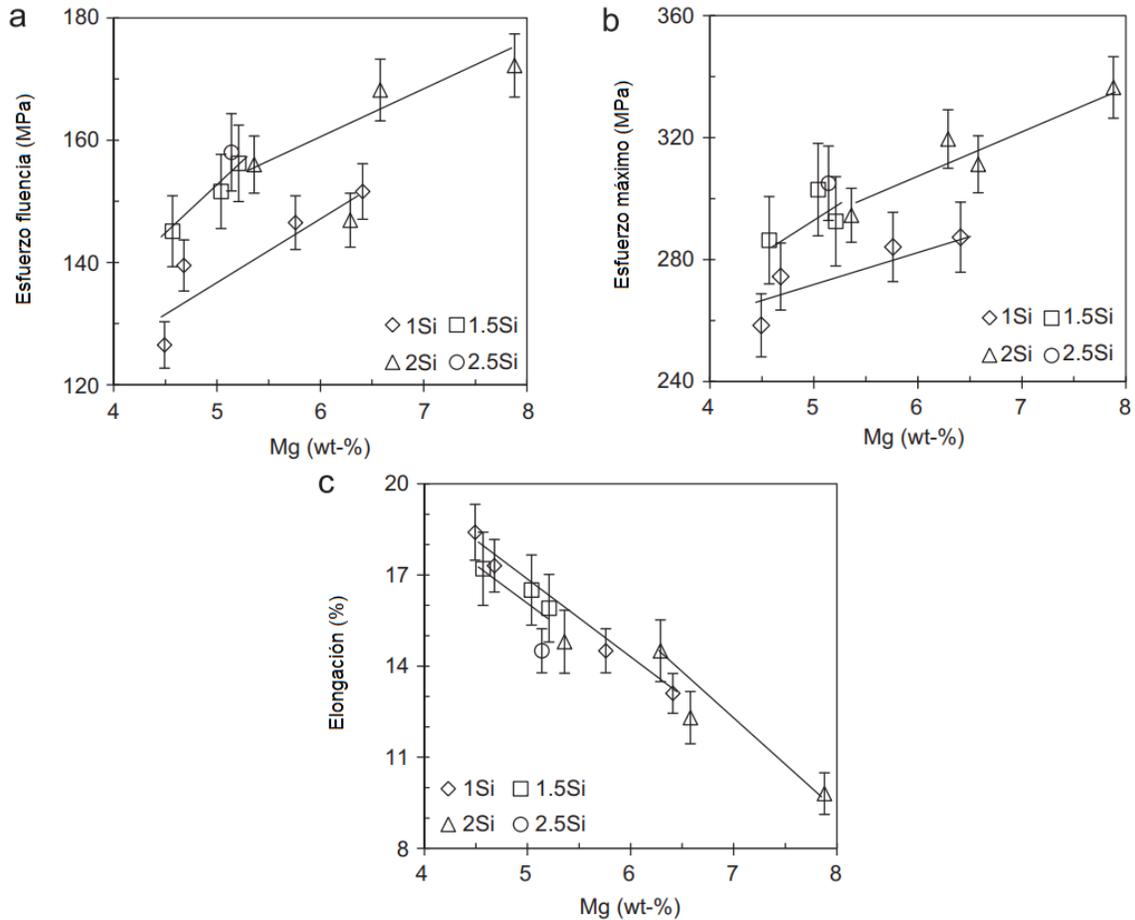
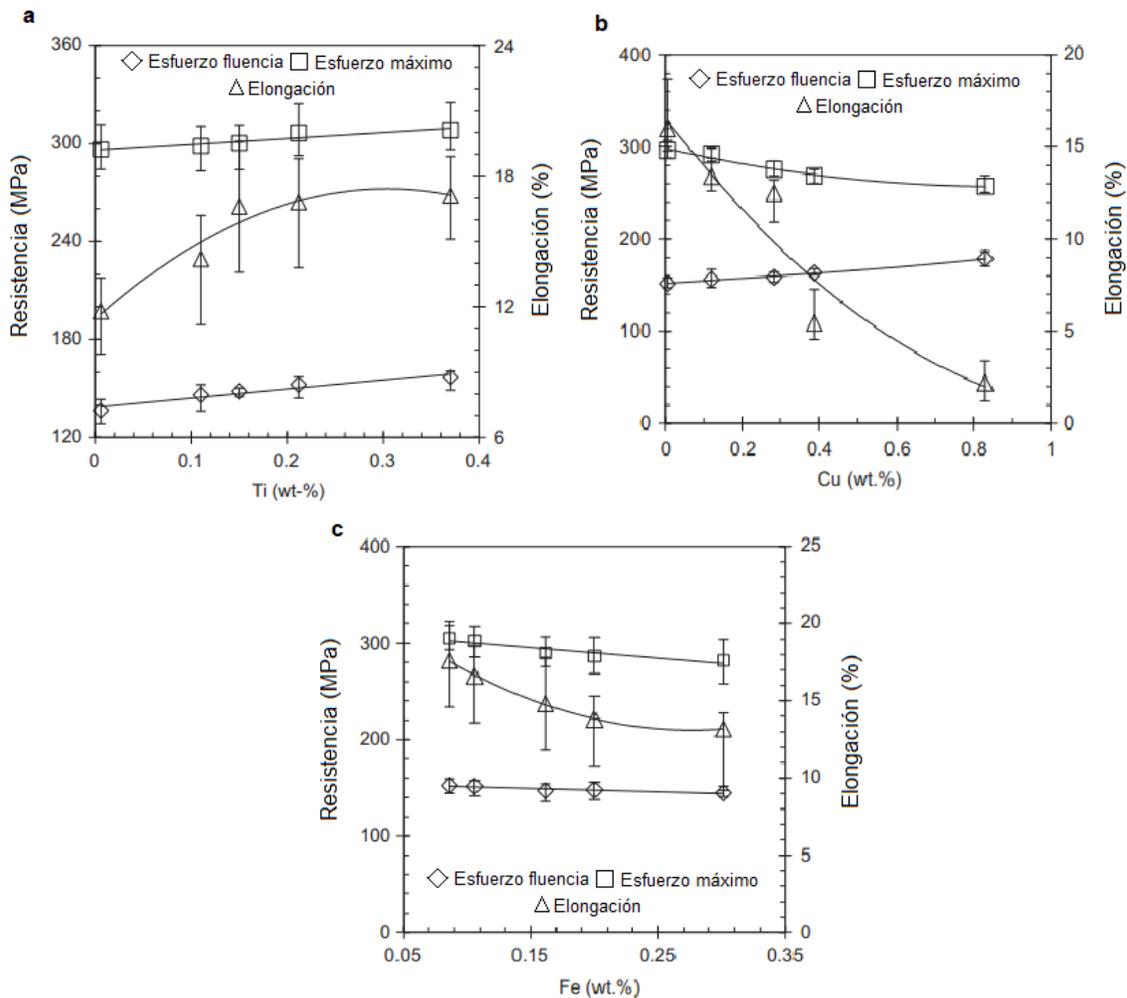


Figura 29. Efecto del Mg y Si en: a) esfuerzo de fluencia, b) esfuerzo máximo, c) elongación de la aleación de colada a presión Al-Mg-Si en el estado de colada. Los otros elementos incluyen 0.6%Mn, 0.2% Ti y 0.25% Fe [13].

De acuerdo con lo visto en la Figura 29, tanto el Mg como el Si incrementa significativamente el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo, pero hay una reducción importante en la elongación. Cuando el contenido de Mg aumenta de 4.5% a 8% el esfuerzo de fluencia aumenta de 140 MPa a 170 MPa y el esfuerzo máximo incrementa 260 MPa a 340 MPa. Por otro lado, la elongación decrece significativamente de un valor de 18% a 10%.

Los resultados de la Figura 29 indican que el Mg puede mejorar las propiedades mecánicas de las aleaciones de colada a presión más significativamente que el Si en el estado de colada. El Si puede aumentar significativamente la colabilidad de la aleación y también reduce las fracturas en caliente, añadir arriba de 1.5% de Si es esencial para producir piezas libres de defectos de fracturas en caliente.

En la Figura 30 se muestra el efecto del Ti, Cu y Fe en las propiedades mecánicas de la aleación estudiada.



*Figura 30. Efecto de los diferentes elementos aleantes en las propiedades mecánicas de la aleación de colada a presión Al-Mg-Si, a) efecto del Ti en aleación con 5% Mg, 1.5% Si, 0.6% Mn y 0.25 % Fe, b) efecto del Cu en aleación con 5% Mg, 1.5% Si, 0.6% Mn, 0.2% Ti y 0.25%Fe, c) efecto del Fe en aleación con 5% Mg, 1.5% Si, 0.6% Mn y 0.2% Ti [13].*

Los resultados de los experimentos de la Figura 30a, confirman que el Ti puede aumentar significativamente la elongación de la aleación con añadir un bajo

porcentaje. También una pequeña adición de Ti puede aumentar el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo, por lo que el Ti es un elemento especial para las aleaciones de aluminio por colada a presión super dúctiles. En el caso de la adición de Cu, Figura 30b, se incrementa levemente el esfuerzo de fluencia, pero disminuye la elongación y el esfuerzo máximo de la aleación en el estado de colada. En el caso del Fe y Mn, Figura 30c, el esfuerzo de fluencia, el esfuerzo máximo y la elongación bajan notablemente cuando se incrementa el Fe. El Mn no tiene efecto significativo en las propiedades mecánicas de la aleación. Sin embargo, el Mn es un elemento que ayuda a prevenir el efecto de *die soldering*, en el proceso de fundición a presión, especialmente cuando el Fe es limitado a bajo niveles.

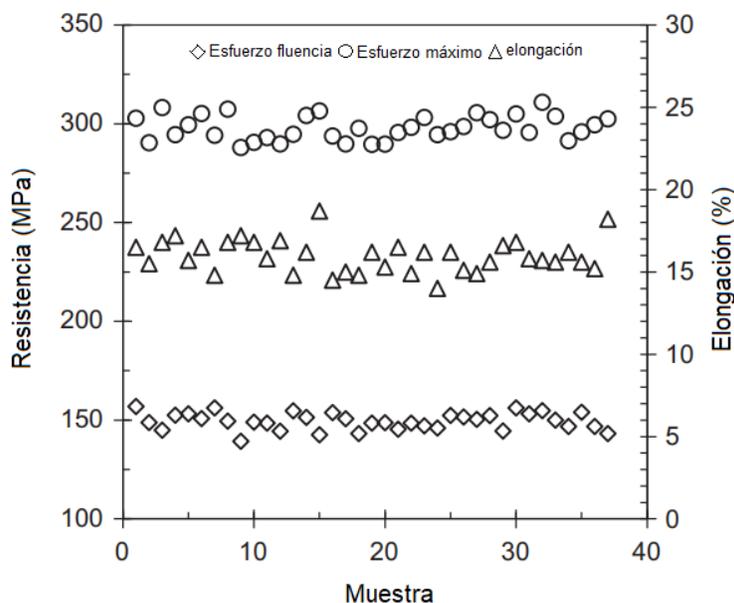


Figura 31. Esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo y elongación de la aleación optimizada Al-Mg-Si en estado de colada, fabricada por colada a presión. Composición química de: 5% Mg, 1.5% Si, 0.6% Mn, 0.2% Ti y 0.25% Fe [13].

La composición química óptima seleccionada para la aleación super dúctil Al-Mg-Si es: 5-5.55%Mg, 1.5-2.0%Si, 0.5-0.7%Mn, 0.15-0.2%Ti, Fe debe ser menor a 0.25%. La Figura 31 muestra las propiedades mecánicas de la aleación optimizada, con 150Mpa para el esfuerzo de fluencia, 300Mpa para el esfuerzo máximo y una elongación del 15%.

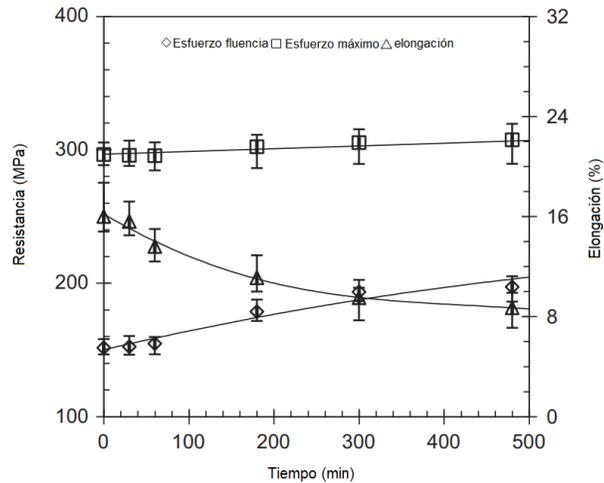


Figura 32. Efecto del envejecimiento a 180°C en la aleación optimizada [13].

A la aleación optimizada se le realizó un envejecimiento (*Paint baking*) a 180°C a varios tiempos, los resultados se muestran en la Figura 32. De acuerdo con S. Ji, et. al (2012) [13], el esfuerzo máximo no muestra una variación significativa, el esfuerzo de fluencia incrementa un poco y la elongación disminuye, por lo que el proceso de envejecimiento en una aleación Al-Mg-Si obtenida por el proceso de HPDC es insignificante.

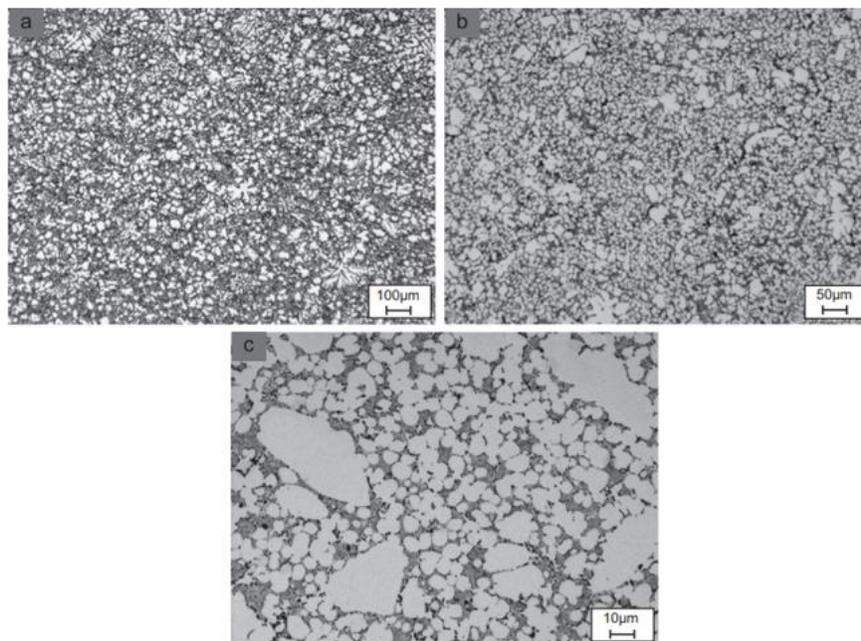
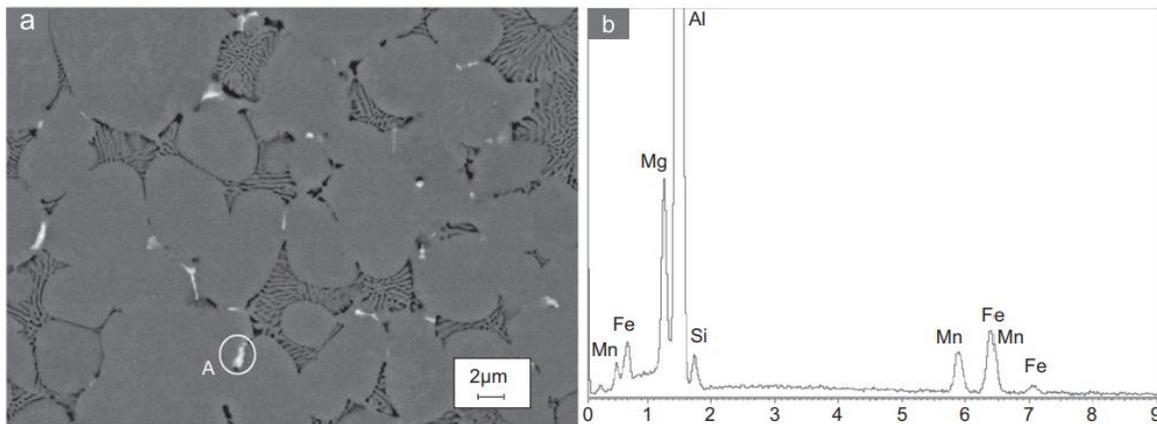


Figura 33. Micrografía óptica de la microestructura de la aleación Al-Mg-Si por fundición a colada, a) imagen global mostrando la distribución de la fase primaria  $\alpha$ -Al con morfología de dendritas fragmentadas, b) morfología de dendritas fragmentadas de la fase  $\alpha$ -Al, c) morfología globular de la fase  $\alpha$ -Al [13].

La microestructura de la aleación Al-Mg-Si con 5% Mg, 1.5% Si, 0.6% Mn, 0.2% Ti y 0.25% Fe (Figura 33) consiste en dendritas o dendritas fragmentadas de la fase primaria  $\alpha$ -Al, al igual que una morfología globular de la fase  $\alpha$ -Al y el eutéctico  $Mg_2Si$ . La cantidad del eutéctico  $Mg_2Si$  depende del nivel de Mg y Si en la aleación.

En la aleación se encontraron pequeños intermetálicos ricos en Fe ( $\alpha$ -AlFeMnSi), los intermetálicos se localizaron en las orillas de la fase primaria y el eutéctico, como se muestra en la Figura 34. El análisis de Fluorescencia de Rayos X por energía dispersiva (EDS, por sus siglas en inglés) confirma que el intermetálico está compuesto por Al, Mn, Fe y Si.



*Figura 34. a) Micrografía MEB retrodispersada mostrando la distribución de los intermetálicos en la orilla del grano en la aleación Al-Mg-Si, b) diagrama EDS mostrando los elementos de la partícula A [13].*

La aleación super dúctil Al-Mg-Si optimizada queda con una composición química de 5-5.55% Mg, 1.5-2.0%Si, 0.5-0.7%Mn, 0.15-0.2% Ti y <0.25% Fe, la cual puede evitar un tratamiento de envejecimiento, ya que las propiedades mecánicas obtenidas en el estado de colada son las óptimas para el uso de esta aleación en piezas para la industria automovilística.

### **5.5 Characteristics of Al-Si Alloys with High Melting Point Elements for High Pressure Die Casting**

El trabajo publicado por T. Szymczak, et al. (2020) [14], se centra a la posibilidad de aumentar las propiedades mecánicas (resistencia a la tracción, límite elástico, elongación y dureza) de las aleaciones hipoeutécticas Al-Si para el proceso de colada a presión (HPDC) mediante elementos de alto punto de fusión: cromo (Cr), molibdeno (Mo), vanadio (V) y tungsteno (W), se les conoce como elementos con alto punto de fusión ya que son algunos de los elementos de la tabla periódica que tienen los puntos de fusión más altos. Se utilizó la aleación EN AC-46000 como

aleación base, en la Tabla 7 se muestra la composición química de la aleación EN AC-46000.

Tabla 7. Composición química de aleación base EN AC-46000 [14].

Composición Química									
Si	Cu	Zn	Fe	Mg	Mn	Ni	Ti	Cr	Al
8.69-9.35	2.09-2.43	0.90-1.07	0.82-0.97	0.21-0.32	0.18-0.25	0.05-0.13	0.042-0.049	0.023-0.031	Balance

El artículo presenta el efecto del Cr, Mo, V y W sobre el proceso de cristalización y la microestructura de la aleación de aluminio por colada a presión, las Figuras 35 y 36 se muestran las microestructuras obtenidas.

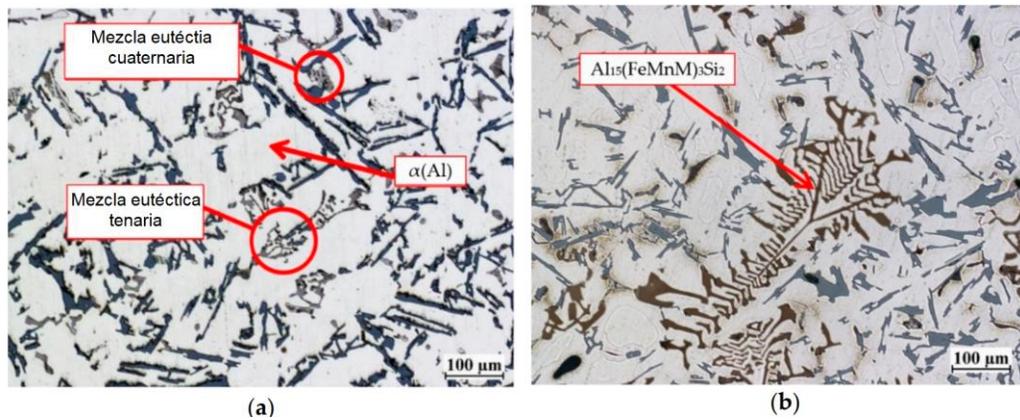


Figura 35. Microestructura de: a) aleación base EN AC- $AlSi9Cu3(Fe)$ , b) aleación con contenido de 0.25% de Mo, V y W [14].

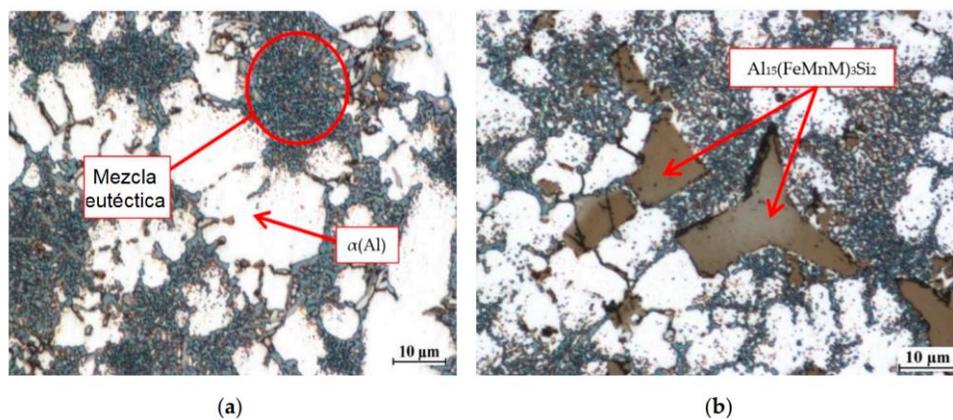


Figura 36. Microestructura de: a) aleación base, b) aleación con contenido de 0.25% de Mo, V y W [14].

En la Figura 35 se observa la mezcla del eutéctico cuaternario ( $\alpha$ -Al +  $Al_2Cu$  +  $AlSiFeMnMgNi$  +  $\beta$ -Si) y ternario ( $\alpha$ -Al +  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$  +  $\beta$ -Si), de acuerdo con Szymczak, et al. [14], estas mezclas de eutéctico se cristalizan después de la formación de las dendritas. El intermetálico  $Al_{15}(Fe, Mn, M)_3Si_2$ , tiene una forma esquelética, en estos intermetálicos que son ricos en Fe, la letra M es cualquiera de los elementos de alto punto de fusión o bien alguna combinación entre ellos). En la Figura 36 se muestra la microestructura de la aleación con 0.25% de Mo, V y W. Al igual que en la Figura 35, la microestructura consiste en la fase  $\alpha$ -Al en forma de dendritas y en una mezcla de eutéctico. Esta mezcla consiste en la solución sólida  $\alpha$ -Al y  $\beta$ -Si y de pequeñas partículas intermetálicas. En la Figura 36b se observan los intermetálicos  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ , en este caso la forma del intermetálico toma la forma de polígonos o estrellas, al incrementar el contenido de los elementos con alto punto de fusión, la cantidad de intermetálicos aumenta.

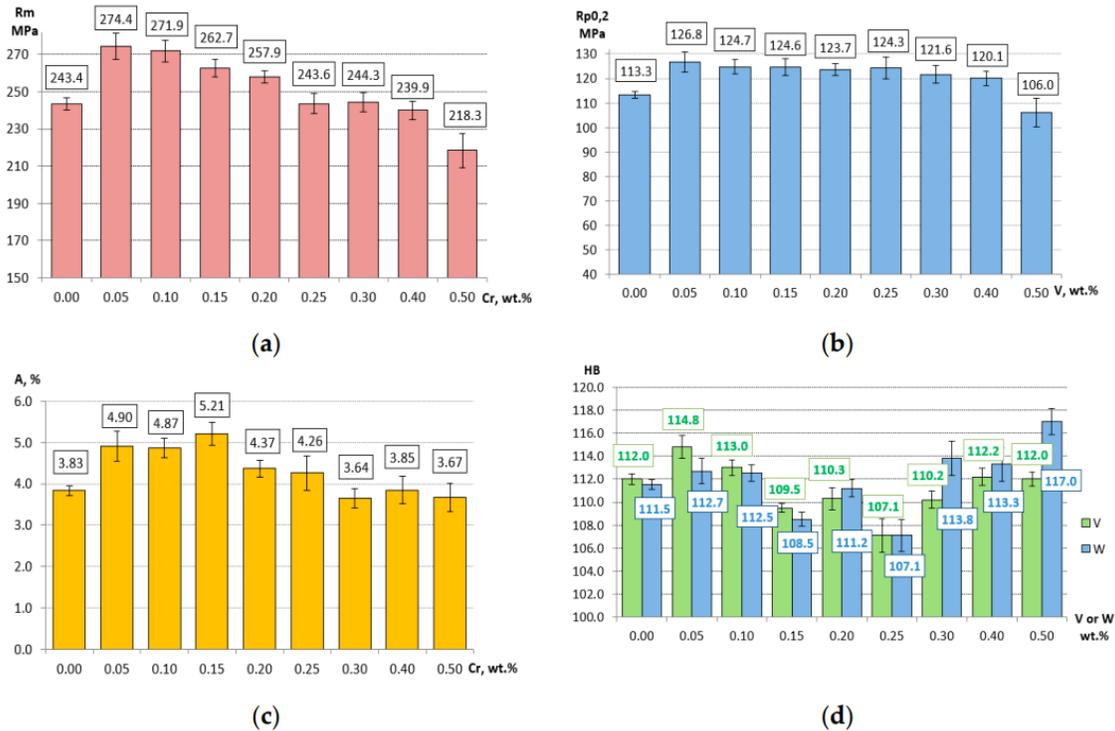


Figura 37. Efecto de los elementos con alto punto de fusión seleccionados en las propiedades mecánicas: a) efecto de Cr en la resistencia a la tensión ( $R_m$ ), b) efecto de V en el esfuerzo de fluencia ( $R_{p0.2}$ ), c) efecto de Cr en la elongación (A), d) efecto de V y W en la dureza Brinell (HB) [14].

En la Figura 37 se muestra el efecto de los diferentes elementos aleantes en las propiedades mecánicas. En cuanto al Cr (Figura 37a), con tan solo añadir 0.05% se obtiene la resistencia a la tensión más alta, al añadir mayor contenido de Cr empieza

a disminuir, si lo que se busca es tener una gran resistencia a la tensión al igual que una elongación mayor (Figura 37c), añadir 0.05% de Cr es una opción viable, ya que es el segundo valor más grande obtenido.

Si lo que se busca es tener un alto esfuerzo de fluencia, añadir 0.05% de los elementos con alto punto de fusión es la mejor opción. El mejor elemento para incrementar el valor del esfuerzo de fluencia es el vanadio (Figura 36b), el cual aumenta el esfuerzo de fluencia hasta 126.8MPa.

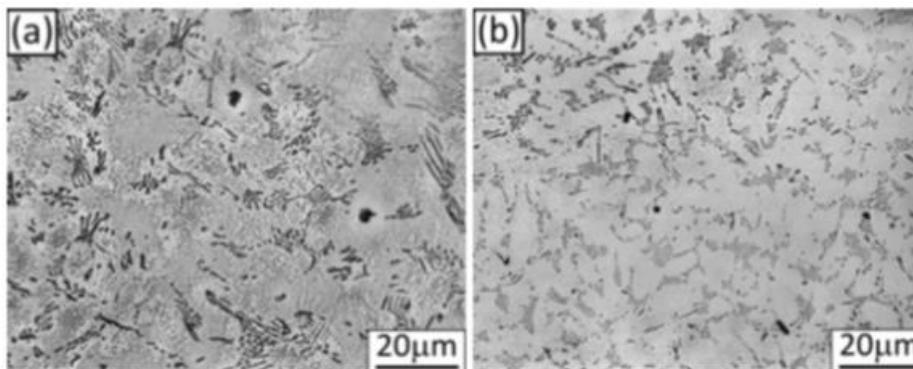
Para obtener los mejores valores de dureza Brinell, añadir 0.05% de V es suficiente, mientras que el W alcanza su valor máximo con 0.5%.

Las mejoras en las propiedades mecánicas de las aleaciones se deben principalmente por la presencia de los intermetálicos  $Al_{15}(Fe,Mn,M)_3Si_2$  formados en la microestructura y el tamaño de estas partículas.

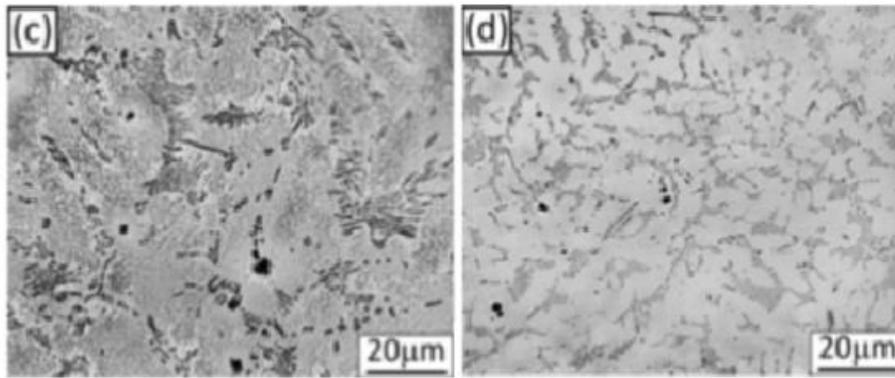
### **5.6 The influence of Sr addition on the microstructure and mechanical properties of aluminum die-casting alloys**

La adición de Sr es comúnmente usada en aleaciones de aluminio fabricadas por molde de arena, molde permanente y semipermanente. Sin embargo, Xiaodong Sun, et al. (2016) [15], estudian el efecto del Sr en la microestructura y propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio para colada a presión.

En este artículo se investigan los efectos de la adición de Sr en la microestructura y las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio 380 y 413, para la fabricación de las muestras se utilizó una aleación maestra Al-10%Sr con el fin de tener una concentración de 200-300 ppm de Sr.

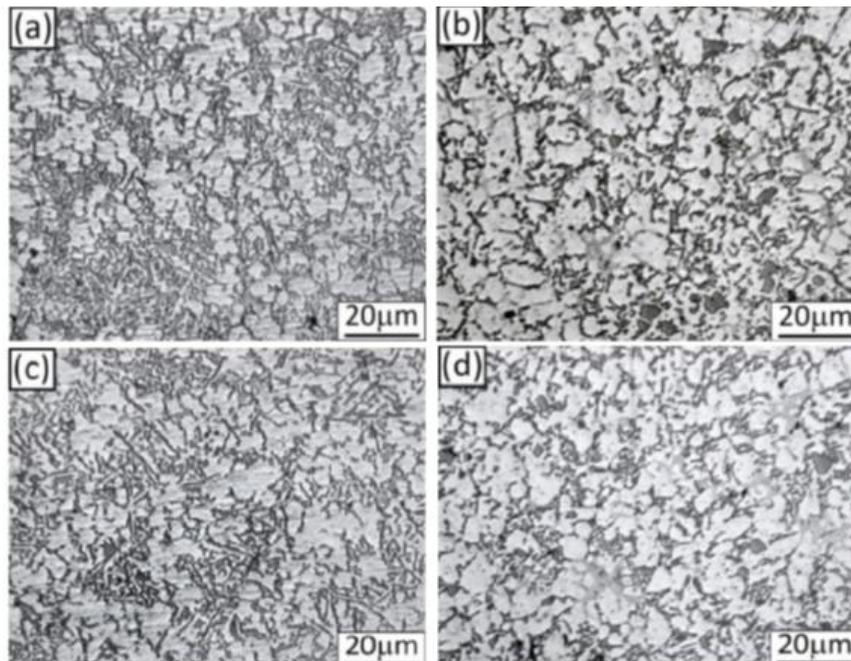


*Figura 38.1 Microestructura de aleación 380, a) sin Sr y espesor 2mm, b) con Sr [15].*



*Figura 38.2 Microestructura de aleación 380, c) sin Sr y espesor 6mm, d) con Sr y espesor 6mm [15].*

La microestructura de la aleación 380 sin Sr (Figura 38.1a, Figura 38.2c) presenta dendritas de  $\alpha$ -Al y Si eutéctico en forma de bloque o acicular. Después de añadir Sr la morfología del eutéctico cambia y es más fina. Las celdas eutéticas se encuentran en las aleaciones modificadas con Sr, estas se forman con el crecimiento del eutéctico y la fase  $\alpha$ -Al en el sistema hipoeutéctico Al-Si. Algunos intermetálicos pueden ser encontrados tanto en las aleaciones con modificador y sin modificador. La fase eutética es más fina en las muestras de 2mm en comparación con la de 6mm.



*Figura 39. Microestructura de aleación 413, a) sin Sr y espesor 2mm, b) con Sr y espesor 2mm, c) sin Sr y espesor 6mm, d) con Sr y espesor 6mm [15].*

La microestructura de la aleación 413 se muestra en la Figura 39, cuando no se tiene Sr en la aleación el eutéctico tiene una morfología gruesa y acicular, después de la adición de Sr el eutéctico cambio la morfología a un tipo conglobado, lo que determina que la morfología del eutéctico se ve mayormente influenciado por el Sr. A diferencia de las muestras modificadas, cuando no existe adición de Sr es difícil identificar las celdas eutécticas.

Cuando el espesor es de 6mm el eutéctico tiende a ser más grueso en comparación con un espesor de 2mm.

Las propiedades mecánicas de las diferentes muestras se observan en las Figuras 40 y 41. En ellas se observa que las propiedades mecánicas disminuyen con el incremento del espesor de la pieza.

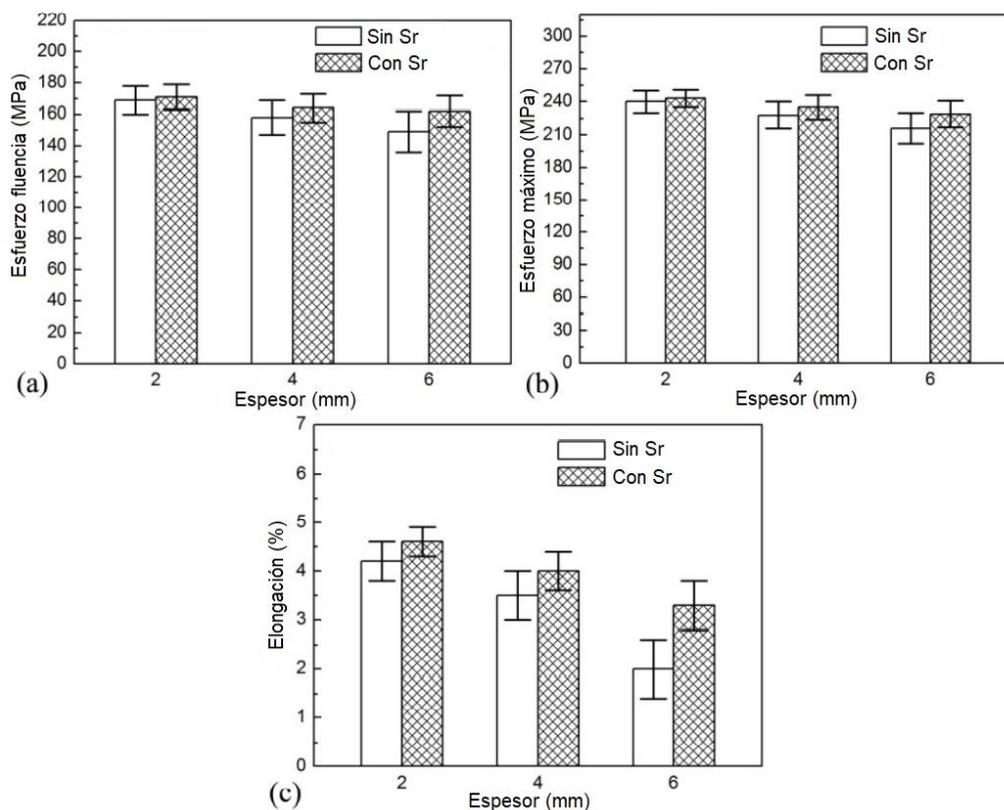


Figura 40. Propiedades mecánicas de la aleación 380 con Sr y sin Sr a diferentes espesores a) esfuerzo de fluencia, b) esfuerzo máximo, d) elongación [15].

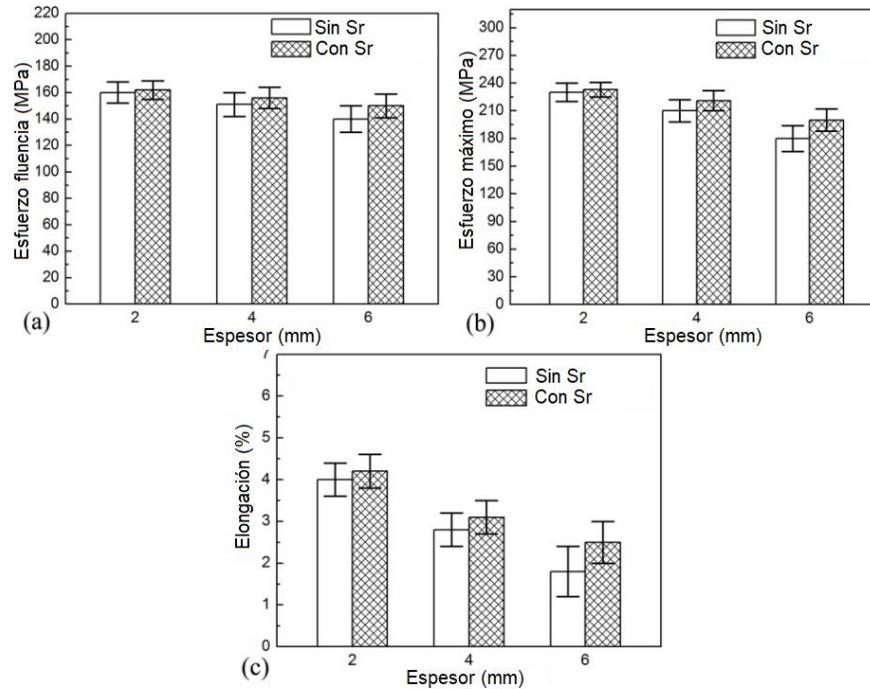


Figura 41. Propiedades mecánicas de la aleación 413 con Sr y sin Sr a diferentes espesores a) esfuerzo de fluencia, b) esfuerzo máximo, d) elongación [15].

La adición de Sr incrementa los valores del esfuerzo de fluencia, el esfuerzo máximo y elongación. Para las muestras más delgadas el aumento de las propiedades mecánicas es más notorio. El añadir Sr a las aleaciones para modificar el eutéctico y tener una microestructura fina en forma esférica hace que las propiedades mecánicas incrementen. Para las muestras más delgadas el agregar Sr no es tan necesario ya que se tiene una microestructura más fina debido a las altas velocidades de enfriamiento, por otra parte, para las muestras con mayor espesor el efecto del Sr en la microestructura es más notorio, por lo tanto, para piezas mayores a 2mm fabricadas por el método de colada a presión agregar Sr es benéfico.

### 5.7 Strengthening die-cast Al-Mg and Al-Mg-Mn alloys with Fe as a beneficial element

Zhu, X. et al. (2018) [16], estudiaron el efecto del Fe y Mn en la microestructura y propiedades mecánicas de una serie de aluminio Al-5%Mg fabricadas por HPDC, las composiciones químicas se muestran en la Tabla 8. En este artículo también se llevó a cabo un modelo del cálculo de diagramas de fase para comprender la formación de fases en las aleaciones experimentales. Los resultados muestran que el Fe puede ser un elemento beneficioso en las aleaciones Al-Mg y Al-Mg-Mn para mejorar las propiedades mecánicas.

Tabla 8. Composición química de las aleaciones Al-5%Mg-xFe y Al-5%M-0.6%Mn-xFe analizadas por ICP-AES [16].

Aleación	Mg	Fe	Mn	Otros	Al
Al-Mg-Fe	5 ± 0.2	Varía *	-----	< 0.05	Balance
Al-Mg-Fe-Mn	5 ± 0.2	Varía °	0.6 ± 0.03	< 0.05	Balance
* Contenido de Fe en aleaciones: 0.09, 0.53, 1.03, 1.48, 1.91, 2.54, 3.02 y 3.48.					
° Contenido de Fe en aleaciones: 0.10, 0.47, 1.10, 1.55, 1.95, 2.48, 2.97 y 3.51.					

Los intermetálicos ricos en Fe afectan significativamente a las propiedades mecánicas de las aleaciones experimentales, esto se muestra en las Figura 42.

El Fe mejora el esfuerzo de fluencia, pero reduce significativamente la elongación. Por su parte, el esfuerzo máximo también mejora con la adición de Fe cuando el nivel de Fe es inferior al 2.0%, pero disminuye significativamente al aumentar el nivel de Fe. Además, la adición de Mn aumenta el volumen del intermetálico rico en Fe y, por lo tanto, puede reforzar aún más las aleaciones Al-Mg.

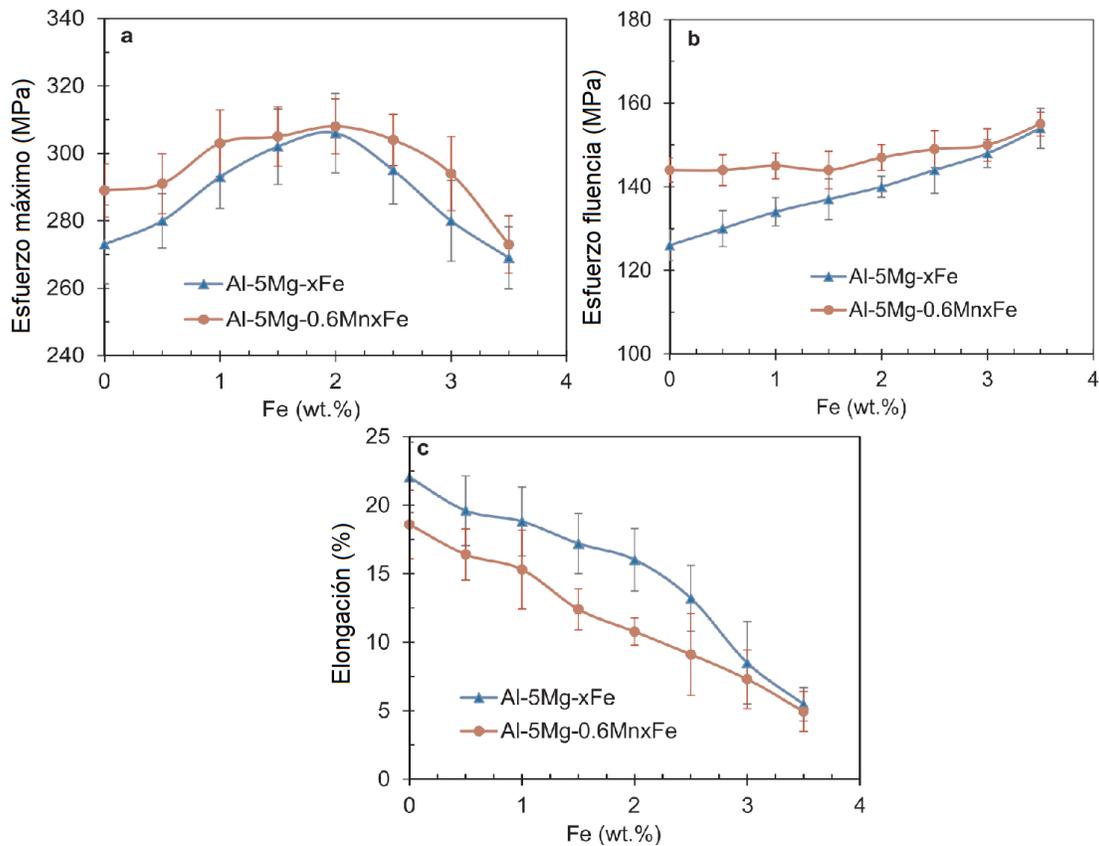


Figura 42. Propiedades mecánicas de las aleaciones Al-5%Mg-xFe y Al-5%Mg-0.6%Mn-xFe bajo condiciones de colada, a) esfuerzo máximo, b) esfuerzo de fluencia, c) elongación [16].

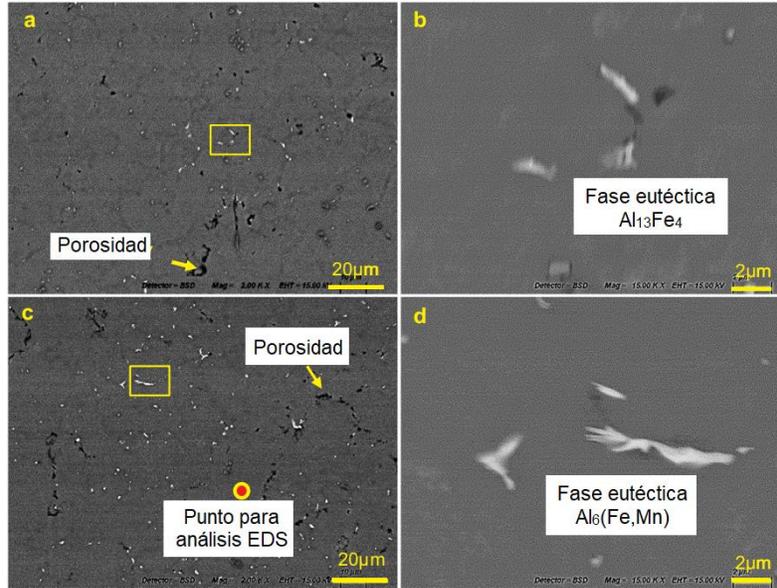


Figura 43. Micrografía MEB retrodispersada de a, b) Al-5%Mg, c, d) Al-5%Mg-0.5%Mn [16].

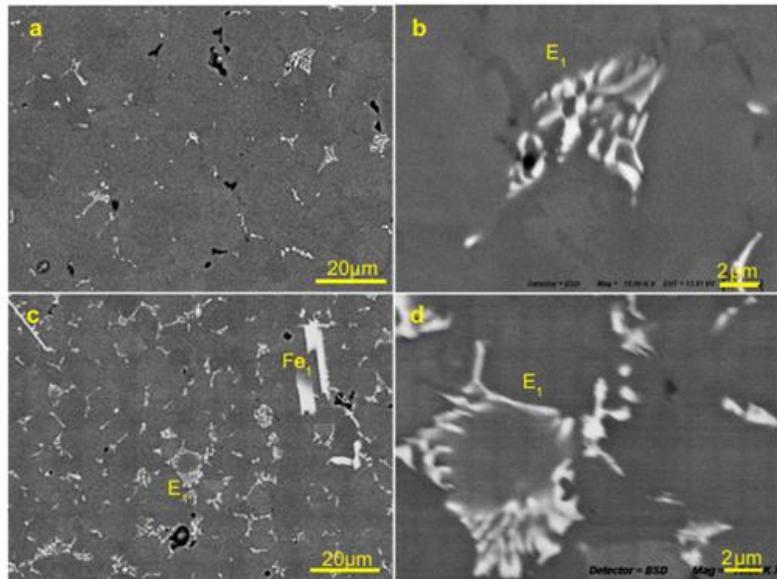


Figura 44.1 Micrografía MEB retrodispersada de la aleación Al-5%Mg-xFe, a, b) x=0.5, c, d) x=1.5 [16].

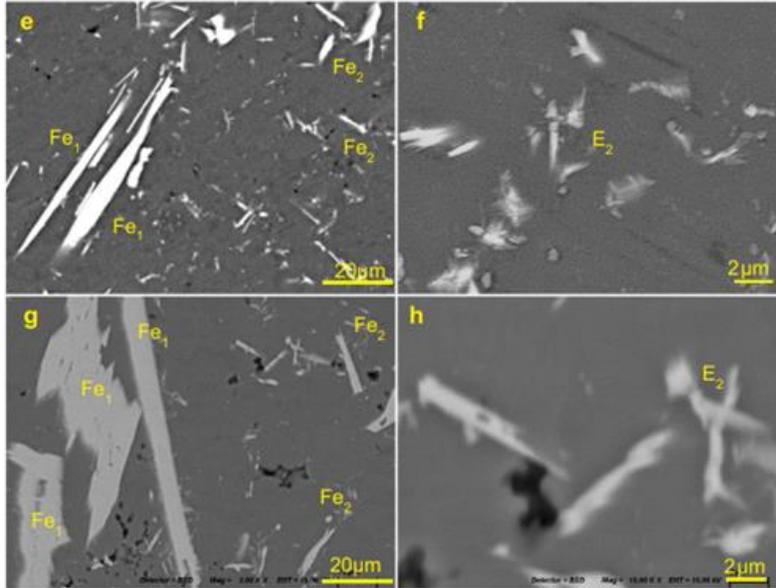


Figura 44.2 Micrografía MEB retrodispersada de la aleación Al-5%Mg-xFe, e, f)  $x=2.5$ , g, h)  $x=3.5$  [16].

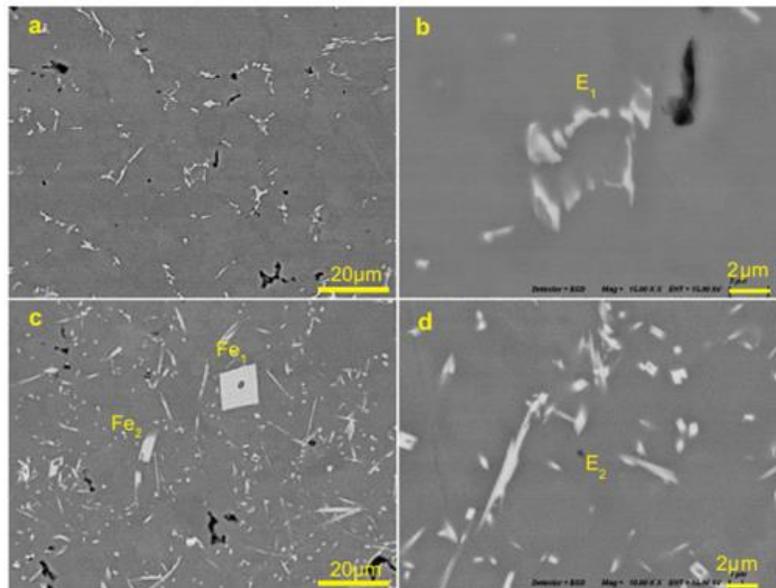


Figura 45.1 Micrografía MEB retrodispersada de la aleación Al-5%Mg-0.6%Mn-xFe, a, b)  $x=0.5$ , c, d)  $x=1.5$  [16].

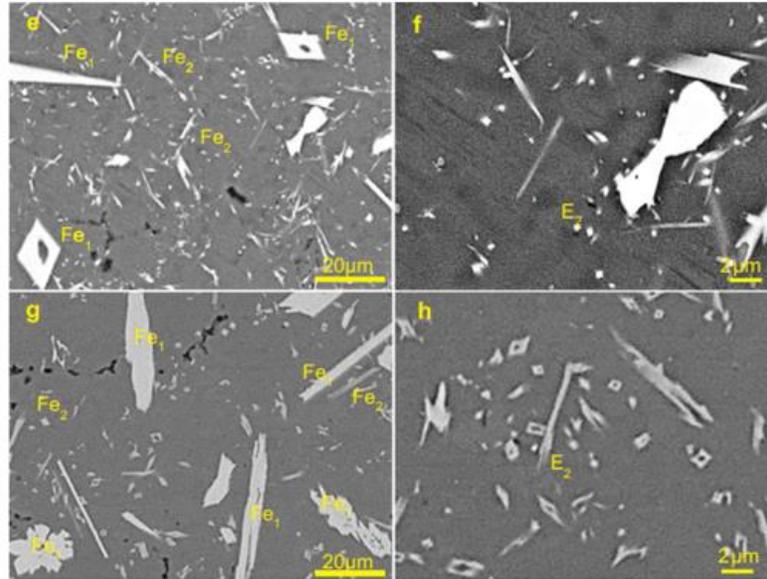


Figura 45.2 Micrografía MEB retrodispersada de la aleación Al-5%Mg-0.6%Mn-xFe, e, f)  $x=2.5$ , g, h)  $x=3.5$  [16].

El Fe sólo existe como la fase de equilibrio  $Al_{13}Fe_4$  en las aleaciones Al-Mg-Fe. Mientras que la adición de 0.6%Mn suprime la formación de la fase de equilibrio  $Al_{13}Fe_4$ . En las aleaciones Al-Mg-Mn-Fe, todos los intermetálicos ricos en Fe son la fase  $Al_6(Fe, Mn)$  cuando el nivel de Fe es inferior a 2.5%. Cuando se aumenta el nivel de Fe, la fase  $Al_6(Fe, Mn)$  evoluciona gradualmente para formar la fase de equilibrio  $Al_{13}Fe_4$ , pero la fase eutéctica sigue siendo  $Al_6(Fe, Mn)$ , las Figuras 43, 44.1, 44.2, 45.1 y 45.2 muestran las micrografías obtenidas. Las letras  $E_1$  y  $E_2$  de la Figura 43 es la fase  $Al_{13}Fe_4$  en forma de laminillas y en forma de bloque fino respectivamente. Las letras  $Fe_1$  y  $Fe_2$  son los intermetálicos  $Al_{13}Fe_4$ , con diferente tamaño, siendo  $Fe_1$  los más gruesos y  $Fe_2$  los más finos. Para la Figura 44 las letras  $E_1$  y  $E_2$  significan la morfología del intermetálico  $Al_6(Fe, Mn)$ , siendo  $E_1$  el intermetálico con morfología de lámina encontrada entre los límites de granos y  $E_2$  los intermetálicos con forma rómbica. Similar a la Figura 43, con las letras  $Fe_1$  y se identifican los tamaños para los intermetálicos, siendo  $Fe_1$  más gruesos y  $Fe_2$  los más finos.

Después del análisis de espectroscopia de energía dispersiva (EDS) del punto mostrado en la Figura 42, se encontró que 5.13% de Mg estaba en la matriz de Al, lo que revela que los átomos de Mg se disolvieron en los granos de la fase  $\alpha$ -Al.

En el artículo también se encontró que tanto la fase eutéctica  $Al_{13}Fe_4$  en las aleaciones Al-Mg-Fe como la fase eutéctica  $Al_6(Fe, Mn)$  en las aleaciones Al-Mg-Mn-Fe se separan de las fases  $\alpha$ -Al cuando aparecen las fases primarias ricas en Fe.

### 5.8 Heat treatment of high-pressure die casting Al-Mg-Si-Mn-Zn alloys

Trudonoshyn, O. et al (2021) [17], estudiaron las propiedades mecánicas y la microestructura de una aleación Al-5.7Mg-2.6Si-0.7Mn-xZn para HPDC después de realizar dos tratamientos térmicos T5 y T6. La composición de las aleaciones estudiadas se presenta en la Tabla 9.

*Tabla 9. Composición química de las aleaciones investigadas (Al – balance) [17].*

Aleación	Composición química				Zn		Impurezas			
	Si	Mg	Relación Mg/Si>1.73	Mn	wt%	at%	Fe<0.2	Ti<0.2	Be<0.004	Cu<0.2
Z1	2.77	5.84	2.1	0.66	0.58	0.25	0.14	0.08	0.003	0.15
Z2	2.73	5.78	2.1	0.66	1.20	0.50	0.14	0.09	0.003	0.15
Z3	2.70	5.72	2.1	0.66	1.83	0.75	0.14	0.09	0.033	0.15
Z4	2.65	5.57	2.1	0.65	2.89	1.20	0.14	0.09	0.033	0.15
Z5	2.62	5.51	2.1	0.65	3.99	1.70	0.14	0.09	0.033	0.15
Z6	2.60	5.47	2.1	0.65	5.01	2.10	0.14	0.08	0.033	0.15
Base	2.70	5.67	2.1	0.66	-	-	0.14	0.08	0.033	0.15

Para el estudio realizado por Trudonoshyn, O. et al (2021) se realizaron dos tratamientos térmicos:

1. Tratamiento térmico de un paso (T5), el cual fue envejecimiento artificial en el estado de colada para diferentes tiempos.
2. Tratamiento térmico de dos pasos (T6 completo) el cual incluye tratamiento de solución, templado en agua y envejecimiento artificial para diferentes tiempos.

Las temperaturas a las que se realizaron dichos tratamientos térmicos se muestran en la Tabla 10, los tiempos de envejecimiento fueron de 1, 2, 3, 5 y 15 horas para todas las pruebas.

*Tabla 10. Tratamiento térmico aplicado para las aleaciones estudiadas [17].*

Tratamiento térmico	Pasos	Temperaturas [°C]
De un paso (T5)	Envejecimiento artificial (EA)	125, 175, 225
De dos pasos (T6)	Tratamiento de solución (TS)	480, 520
	Envejecimiento artificial (EA)	175, 225

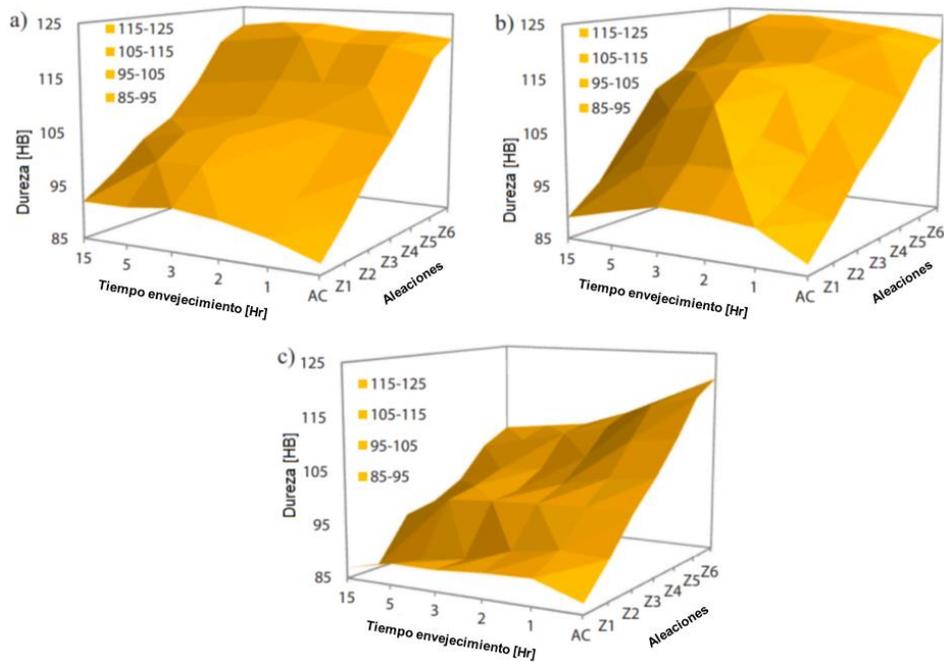


Figura 46. Dureza Brinell de las aleaciones estudiadas después del envejecimiento en el estado de colada a 3 hr, temperaturas: a) 125°C, b) 175°C, c) 225°C [17].

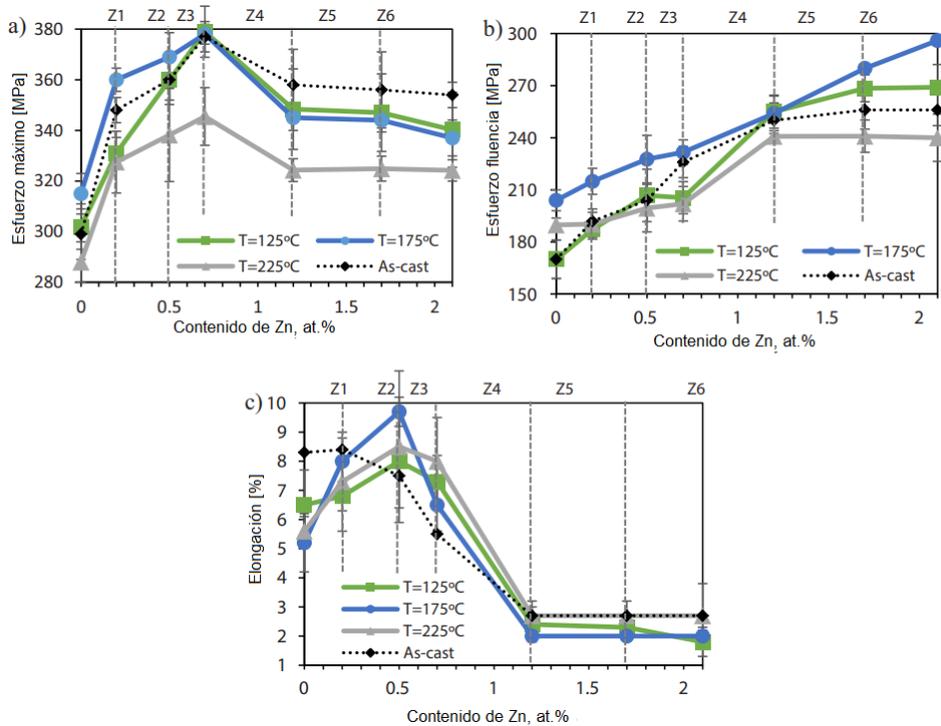


Figura 47. Propiedades mecánicas de las aleaciones estudiadas después del envejecimiento en el estado de colada a 3 hr, a) esfuerzo máximo, b) esfuerzo fluencia, c) elongación [17].

Las durezas para las aleaciones con tratamiento térmico T5 (Figura 46) dependen estrictamente de la concentración de Zn. El envejecimiento a 125°C y 175°C lleva a obtener los valores de dureza máximos en un rango de tiempo de 2 a 5 horas, a temperaturas más altas ocurre envejecimiento y los valores de dureza disminuyen. El efecto de envejecimiento a 125°C es más bajo que a 175°C.

Los valores de las propiedades mecánicas (Figura 47) son los obtenidos a la mayor dureza, todas las aleaciones muestran cambios similares en las propiedades mecánicas. Al igual que la dureza, los valores más altos corresponden al envejecimiento en un rango de temperatura entre 125°C y 175°C. Realizar un envejecimiento a 175°C aumenta la resistencia de las aleaciones Z1 y Z2 comparando los valores con las aleaciones en el estado de colada. El esfuerzo de fluencia aumenta para un envejecimiento a 175°C, mientras que a 125°C no lo cambia.

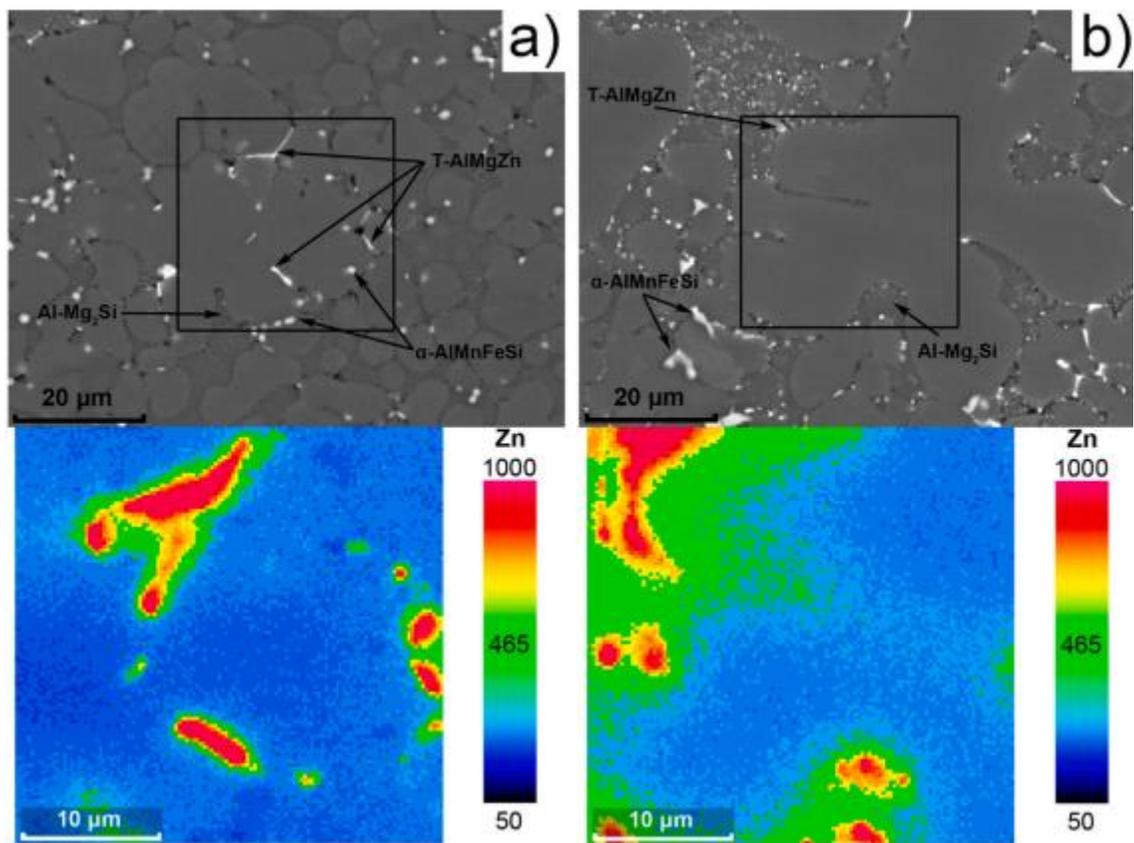


Figura 48.1 Imágenes MEB con mapeos elementales de las aleaciones con Zn después del envejecimiento por 3 horas a) Z3 a 350°C, b) Z6 a 350°C [17].

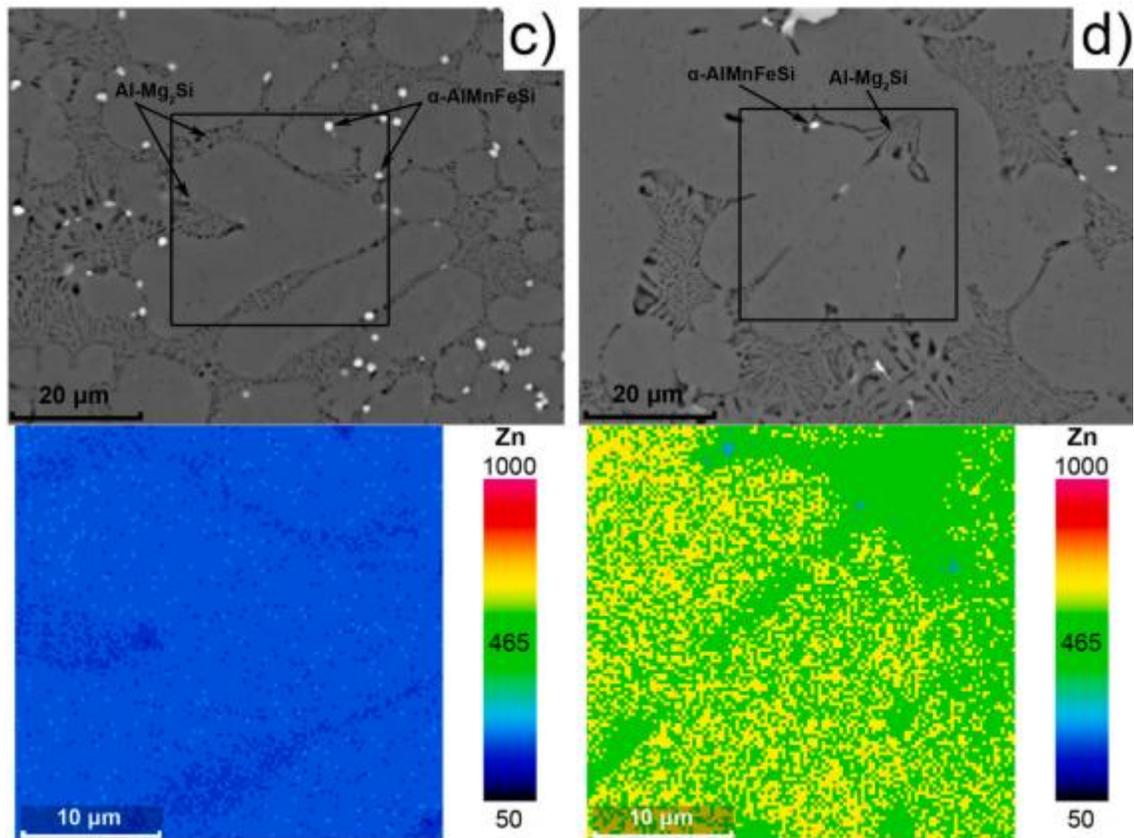


Figura 48.2. Imágenes MEB con mapeos elementales de las aleaciones con Zn después del envejecimiento por 3 horas c) Z3 a 375°C, d) Z6 a 375°C [17].

El tratamiento térmico T5 a diferentes temperaturas no es suficiente para disolver completamente la fase T-AlMgZn. Si se aumenta la temperatura para realizar un envejecimiento a 350°C por 3 horas, se empiezan a desintegrar la fase T-AlMgZn incluso para la aleación Z6 con alto contenido de Zn (Figura 48.1 y 48.2). Al aumentar la temperatura 375°C lleva a la disolución de las fases T-AlMgZn incluso para contenidos de Zn arriba de 5% wt.

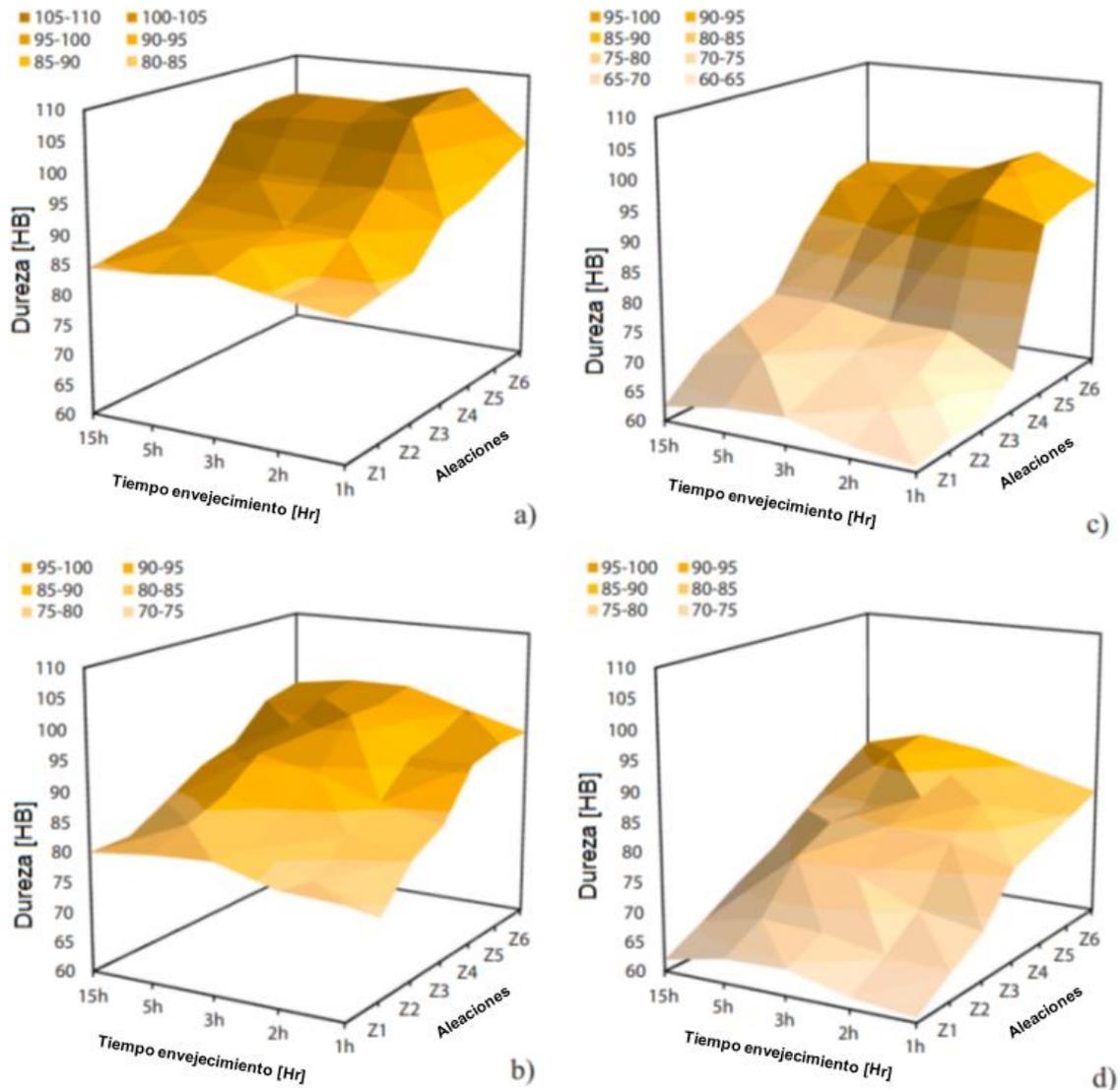


Figura 49. Dureza Brinell de las aleaciones estudiadas después de tratamiento térmico completo T6 con tratamiento de solución, a) TS520°C + EA175°C, b) TS520°C + EA225°C, c) TS480°C + EA175°C, d) TS480°C + EA225°C [17].

La dureza de las aleaciones con un tratamiento térmico T6 completo se presentan en la Figura 49. A mayores temperaturas del tratamiento de solución los valores de dureza aumentan. La dureza de las aleaciones depende estrictamente del contenido de Zn. Realizar un envejecimiento a 175°C lleva a tener los valores de dureza más altos, a temperaturas más altas la dureza disminuye. Los valores máximos de dureza se obtuvieron en un rango de 2 a 3 horas de envejecimiento.

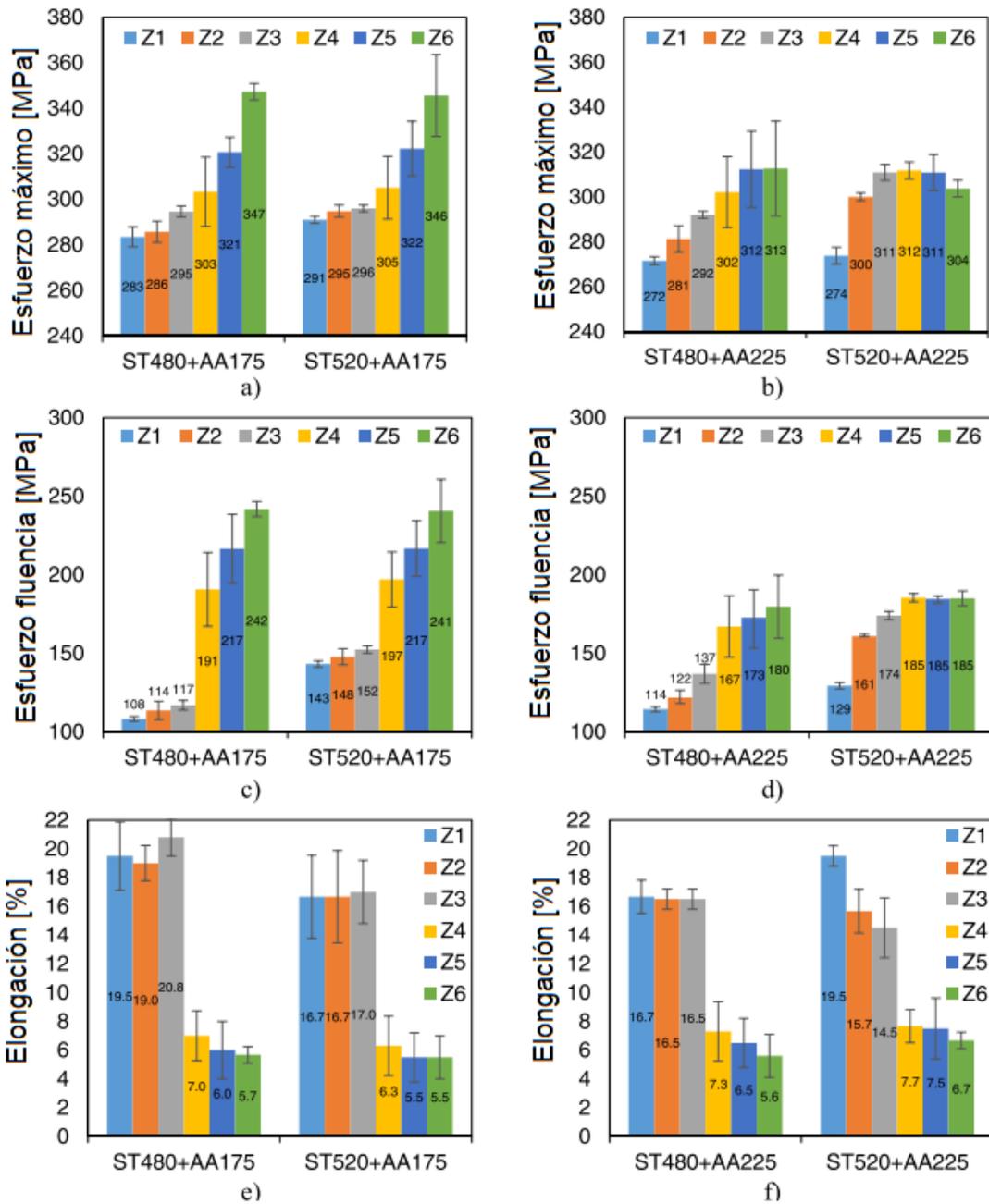


Figura 50. Propiedades mecánicas de aleaciones estudiadas con tratamiento de envejecimiento de 3h TS de 480°C y 520°C y EA de 175°C y 225°C. a, b) esfuerzo máximo, c, d) esfuerzo de fluencia, e, f) elongación [17].

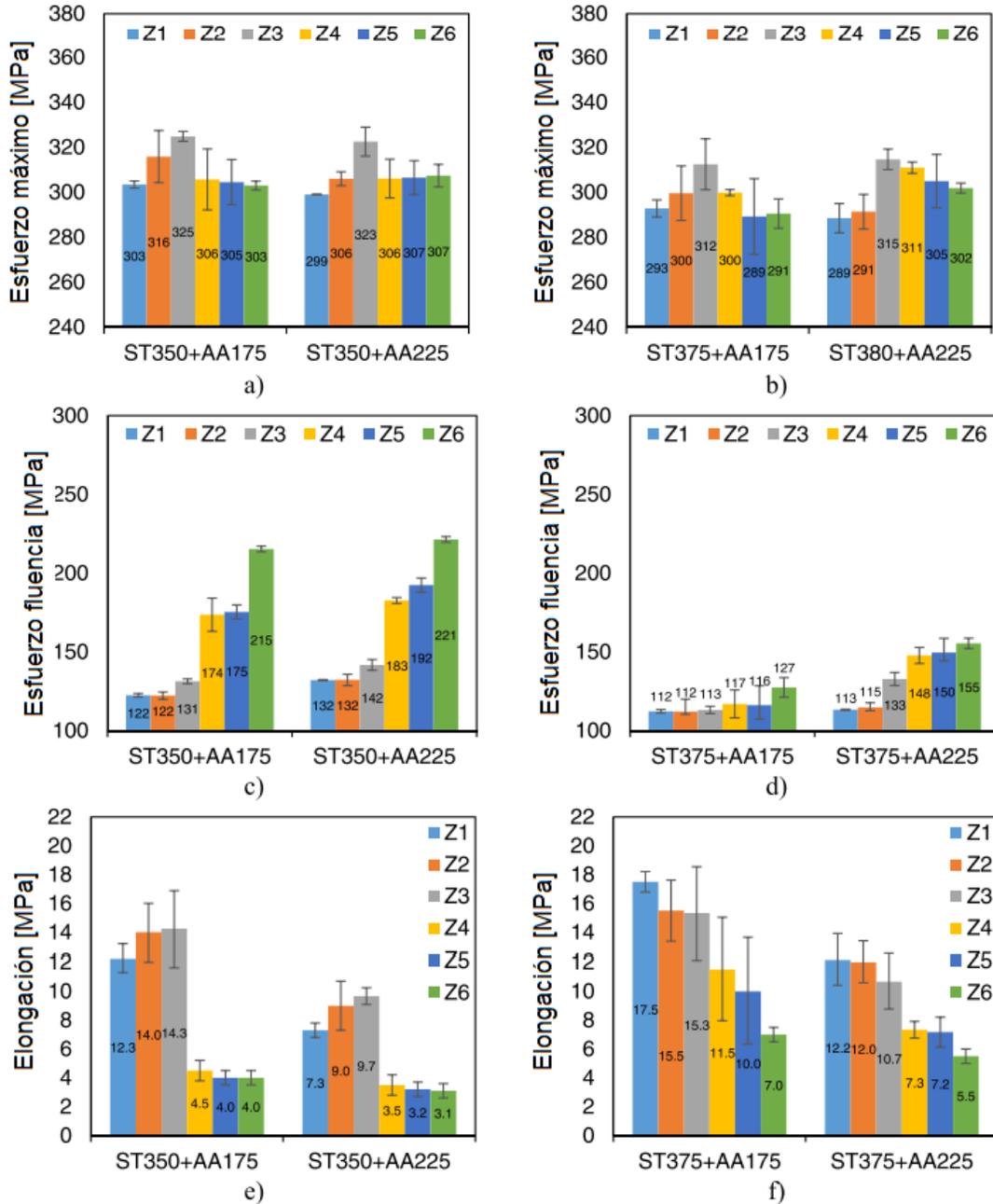


Figura 51. Propiedades mecánicas de aleaciones estudiadas con tratamiento de envejecimiento de 3h TS de 350°C y 375°C y EA de 175°C y 225°C. a, b) esfuerzo máximo, c, d) esfuerzo de fluencia, e, f) elongación [17].

La temperatura del tratamiento de solución tiene poca influencia en las propiedades a diferencia del envejecimiento. La combinación de diferentes temperaturas en los procedimientos afecta de manera diferente a las aleaciones.

Para la Figura 50, las aleaciones se pueden dividir en dos grupos, el primero con las aleaciones Z1, Z2 y Z3 con un rango de Zn entre 0-0.75% at. de Zn, el segundo grupo con las aleaciones Z4, Z5 y Z6 con un rango de Zn entre 0.75-2.1% at.

Para el primer grupo no hay un gran cambio en el esfuerzo máximo, independientemente de las temperaturas usadas. Por otra parte, el esfuerzo de fluencia aumenta con el incremento de la temperatura tanto para el tratamiento de solución como para el envejecimiento artificial. Los valores de elongación cambian insignificadamente con los cambios de temperatura.

Para el segundo grupo, el esfuerzo máximo depende de la temperatura de envejecimiento, por lo tanto, para valores de temperatura altos, el esfuerzo máximo y el esfuerzo de fluencia disminuyen. Realizar el envejecimiento a una temperatura de 175°C después de solubilizar a 480°C y 520°C tiene un mayor efecto en la resistencia que realizar el envejecimiento a 225°C. Además, mientras mayor sea el contenido de Zn, mayor será el efecto al envejecimiento a 175°C. Los valores de elongación se mantienen similares para las tres aleaciones.

Realizar un tratamiento de solubilización con temperaturas de 350°C y 375°C (Figura 51) y un posterior envejecimiento con temperaturas de 175°C y 225°C hace que la fase T-AlMgZn se disuelva. Esta transformación tiene un efecto significativo en las propiedades mecánicas de las aleaciones con Zn.

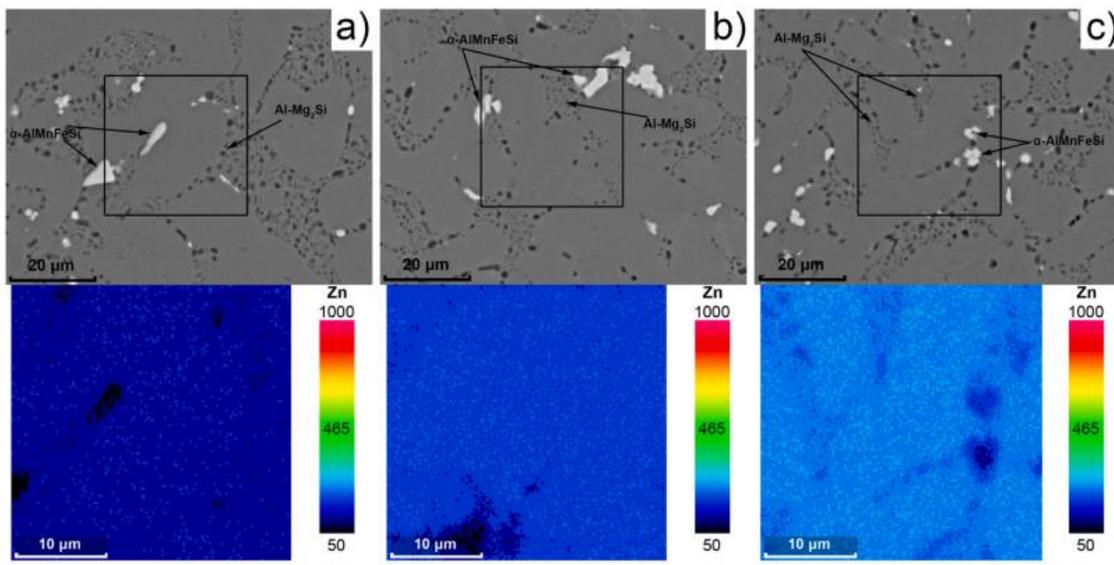


Figura 52.1 Imágenes MEB con mapeos elementales de las aleaciones con Zn después del tratamiento de solución a 480°C por 1.5h, a) Z1, b) Z2, c) Z3 [17].

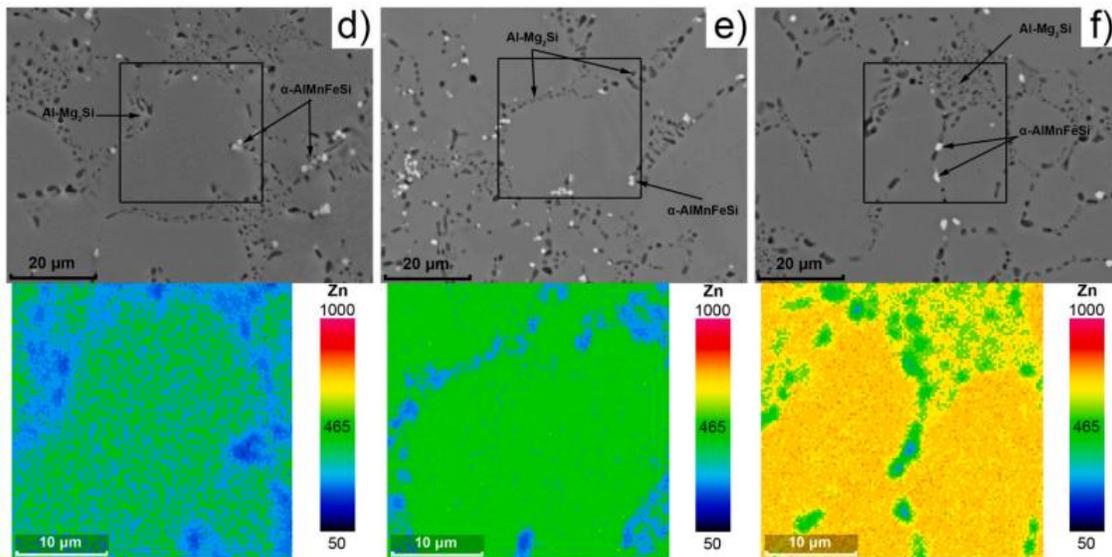


Figura 52.2 Imágenes MEB con mapeos elementales de las aleaciones con Zn después del tratamiento de solución a 480°C por 1.5h, a) Z4, b) Z5, c) Z6 [17].

Un tratamiento T6 completo con lleva a cambios notables en la estructura, en comparación con el tratamiento T5, lo que lleva a un cambio en las propiedades mecánicas. El tratamiento de solución a 480°C y 520°C por 90 minutos lleva a la descomposición del eutéctico Al-Mg<sub>2</sub>Si, disolviendo la fase T-AlMgZn y las zonas GP en la solución sólida.

El tratamiento térmico a 480°C (Figuras 52.1 y 52.2) lleva a la disolución de la fase T-AlMgZn y a la redistribución del Zn, enriqueciendo la dendrita de Al y empobreciendo el espacio interdendrítico

Se determinó que la temperatura óptima para el envejecimiento artificial desde el estado de colada, así como después del tratamiento de la solución, está en el rango de 125-175°C durante un tiempo de 2-5 h. Se encontró que los cambios más notables en las propiedades mecánicas se lograron en las aleaciones con 1.2-1.8% de Zn. Se encontró que estos cambios están asociados con la distribución del Zn, la morfología de las fases y la formación de precipitados de tamaño nanométrico en la solución sólida de α-Al.

### 5.9 Improvement of the high-pressure die casting alloy Al-5.7Mg-2.6Si-0.7Mn with Zn addition.

Además de estudiar el efecto del tratamiento térmico en aleaciones base aluminio, Trudonoshyn, O., et. al (2019) [18] estudiaron el efecto del Zn en la aleación Al-5.7Mg-2.6Si-0.7Mn para el proceso de HPDC, pero sin un tratamiento térmico. La composición química de las aleaciones estudiadas se muestra en la Tabla 11.

Tabla 11. Composición química de las aleaciones investigadas (Al – balance) [18].

Aleación	Composición química				Zn		Impurezas			
	Si	Mg	Relación Mg/Si>1.73	Mn	wt%	at%	Fe<0.2	Ti<0.2	Be<0.004	Cu<0.2
Z1	2.77	5.84	2.1	0.66	0.58	0.25	0.14	0.08	0.003	0.15
Z2	2.73	5.78	2.1	0.66	1.20	0.50	0.14	0.09	0.003	0.15
Z3	2.70	5.72	2.1	0.66	1.83	0.75	0.14	0.09	0.033	0.15
Z4	2.65	5.57	2.1	0.65	2.89	1.20	0.14	0.09	0.033	0.15
Z5	2.62	5.51	2.1	0.65	3.99	1.70	0.14	0.09	0.033	0.15
Z6	2.60	5.47	2.1	0.65	5.01	2.10	0.14	0.08	0.033	0.15
Base	2.70	5.67	2.1	0.66	-	-	0.14	0.08	0.033	0.15

La microestructura se estudió mediante SEM y mapeos elementales EPMA, los intermetálicos se midieron mediante un análisis de imagen parcialmente automatizado en el software Fiji/Imagej, esto se muestra en las Figuras 53 y 54.

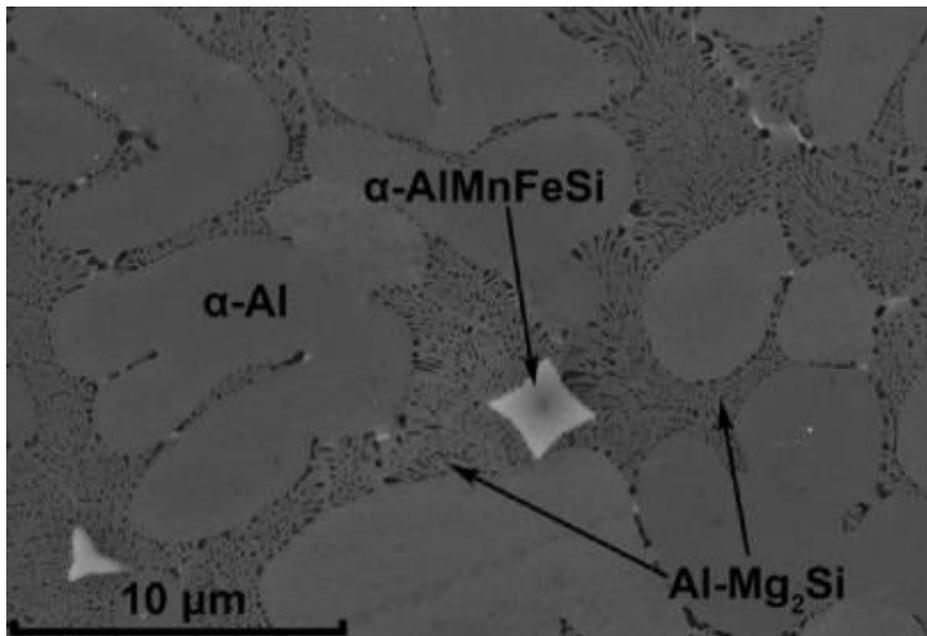


Figura 53. Microestructura por MEB de la aleación base [18].

La microestructura de la aleación base (Figura 53) consiste en tres fases: las dendritas de  $\alpha$ -Al, el eutéctico de Al-Mg<sub>2</sub>Si y de los intermetálicos  $\alpha$ -AlMnFeSi. El eutéctico Al-Mg<sub>2</sub>Si tiene una morfología fibrosa, donde largas fibras de Mg<sub>2</sub>Si se alternan con la fase  $\alpha$ -Al. La fase  $\alpha$ -Al exhibe una morfología de roseta globular equiaxial, por su parte los intermetálicos tienen una morfología cubica, hexagonal o en forma de estrella.

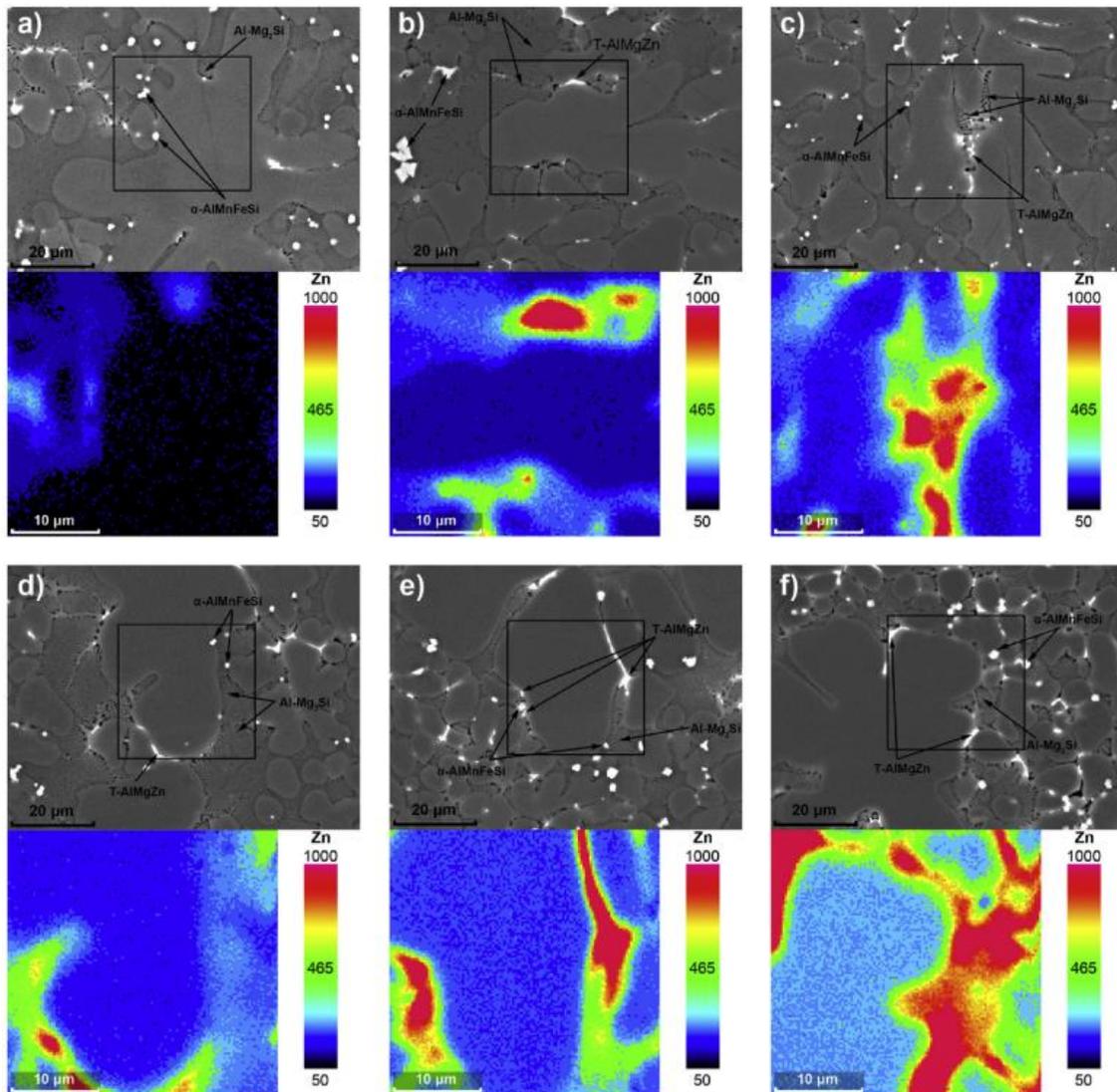


Figura 54. Mapeos elementales de las aleaciones estudiadas, a) Z1, b) Z2, c) Z3, d) Z4, e) Z5, f) Z6 [18].

Las aleaciones estudiadas consisten principalmente de las mismas fases que la aleación base, dendritas de  $\alpha$ -Al, el eutéctico de Al-Mg<sub>2</sub>Si y de los intermetálicos  $\alpha$ -AlMnFeSi. Incluso con cantidades altas de Zn (arriba del 5% wt.) la morfología no cambia. Sin embargo, al añadir Zn en la aleación base, pequeñas fases brillantes con morfología irregular aparecen (Figura 54). De acuerdo con el diagrama de fases calculado con el software Thermo-Calc (Figura 55), esta fase brillante se puede identificar como T-AlMgZn.

El Zn se encuentra principalmente en el área interdendrítica mientras que en el centro de la dendrita es muy bajo el contenido de Zn. Sin embargo, cuando el

contenido de Zn se aumenta, el Zn no solo aumenta en el área interdendrítica si no también en el centro de la dendrita de  $\alpha$ -Al.

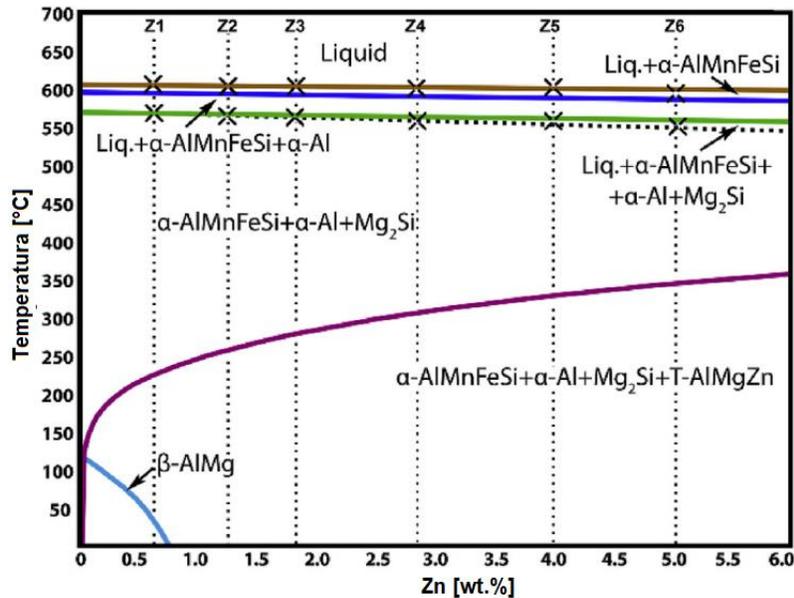


Figura 55. Diagrama de fases en equilibrio calculado por el software Thermo-Calc del sistema Al-Mg-Si-Mn-Zn [18].

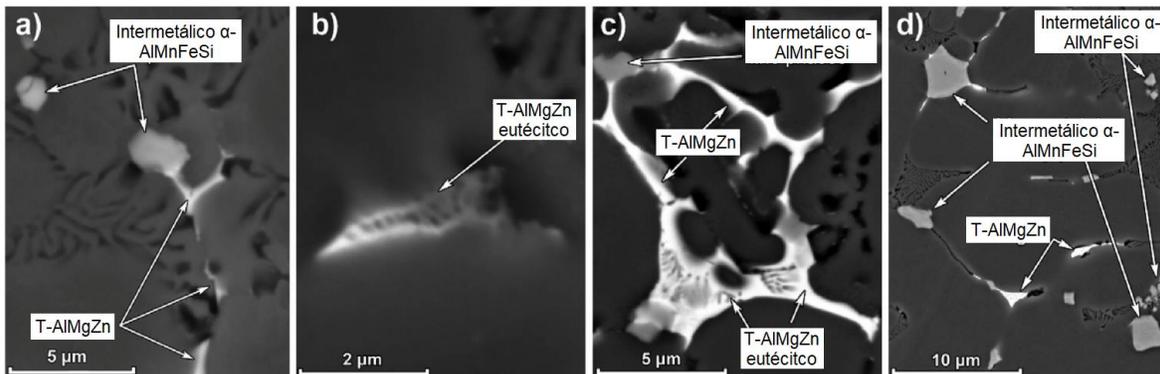


Figura 56. a) T-AlMgZn en forma de hojuelas en Z2, b) T-AlMgZn eutéctico en aleación Z3, c) T-AlMgZn eutéctico en aleación Z5 d) intermetálico  $\alpha$ -AlMnFeSi en forma de bloque grueso [18].

El intermetálico T-AlMgZn precipita principalmente en la región interdendrítica (Figura 56), en el borde de las dendritas  $\alpha$ -Al y el eutéctico. Al aumentar el contenido de Zn la morfología de la fase T-AlMgZn cambia, en la aleación Z2 se presenta con una morfología de pequeñas partículas en forma de hojuelas irregulares. En la aleación Z3 se presentan pequeñas partículas de la fase T-AlMgZn eutéctico, el cual

crece mientras más cantidad de Zn sea añadida. En las aleaciones Z4, Z5 y Z6 también se presenta la fase  $\alpha$ -AlMnFeSi con morfología de bloques gruesos.

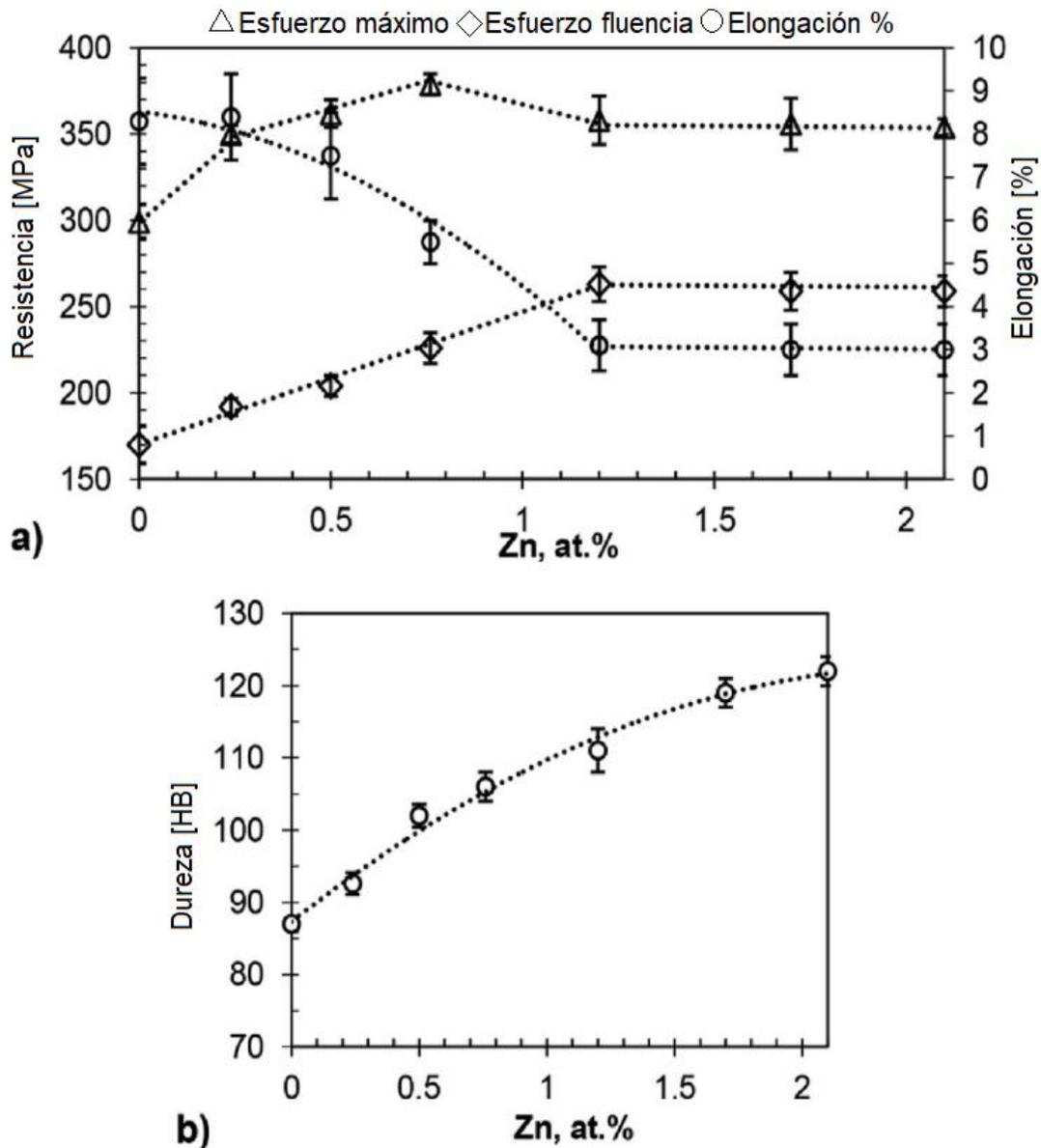


Figura 57. Propiedades mecánicas de las aleaciones estudiadas, a) propiedades tensiles, b) dureza Brinell [18].

La adición de Zn tiene un gran efecto en las propiedades tensiles de la aleación (Figura 57). Incrementar hasta un 0.75% at., tanto el esfuerzo máximo como el esfuerzo de fluencia aumenta hasta un 30%. Si el porcentaje de Zn aumenta hasta un 2% at., hay un pequeño decremento en el esfuerzo máximo, mientras que el esfuerzo de fluencia se mantiene similar arriba del 1.2% at. de Zn. Por otra parte, los valores en la elongación van disminuyendo gradualmente mientras el contenido

de Zn aumenta. La dureza depende estrictamente de la concentración de Zn, mientras la concentración de Zn aumenta, la dureza aumenta. Sin embargo, para las aleaciones Z5 y Z6 la dureza no presenta un gran cambio.

De acuerdo con los resultados obtenidos en el artículo, la adición de 1.2-1.8% de Zn a la aleación base causa el cambio más significativo en las propiedades mecánicas

### 5.10 Effect of Cu on the microstructure and mechanical properties of diecast Al-Mg<sub>2</sub>Si-Mg based alloy

Yan, F. et. al. (2014) [19] estudiaron el efecto del Cu en la microestructura y las propiedades mecánicas de una aleación Al-Mg<sub>2</sub>Si-Mg para colada a presión con y sin tratamiento térmico T6. La aleación estudiada es una aleación base aluminio con composición química: Al-8%Mg<sub>2</sub>Si-6%Mg-0.6%Mn-xCu.

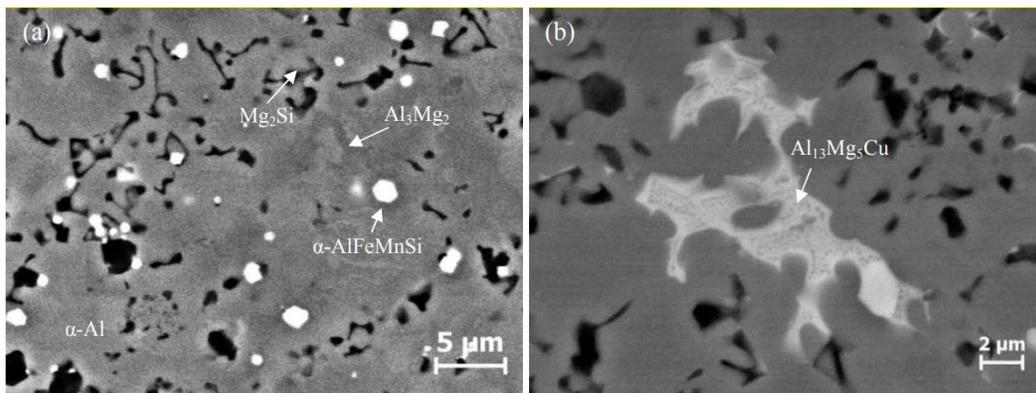


Figura 58. Micrografías MEB retrodispersadas, a) aleación Al-8%Mg<sub>2</sub>Si-6%Mg-0.6%Mn, b) aleación Al-8%Mg<sub>2</sub>Si-6%Mg-0.6%Mn-0.5%Cu [19].

La microestructura de la aleación sin Cu (Figura 58a) consiste en la fase  $\alpha$ -Al, el eutéctico Al-Mg<sub>2</sub>Si, la fase Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> y el intermetálico  $\alpha$ -AlFeMnSi. Cuando se le añade 0.5% de Cu (Figura 58b) aparece el intermetálico Al<sub>3</sub>Mg<sub>5</sub>Cu rico en Cu, mientras más Cu sea añadido a la aleación, mayor cantidad de este intermetálico se encontrará.

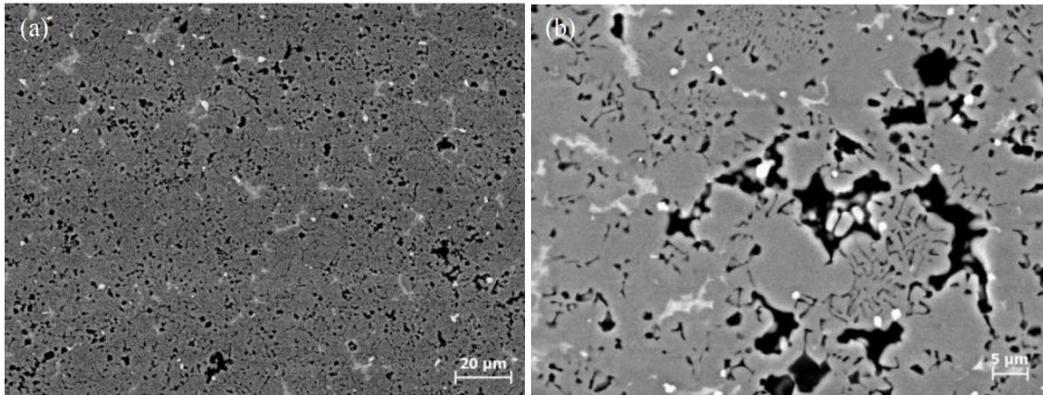


Figura 59. Micrografías MEB retrodispersadas, a) distribución de la porosidad, b) morfología de la porosidad en la aleación Al-8%Mg<sub>2</sub>Si-6%Mg-0.6%Mn-0.5%Cu [19].

La adición de Cu también aumenta la porosidad en la pieza. Cuando el Cu se incrementa de 0.31% a 0.92% el nivel de porosidad se duplica. La morfología de los poros (Figura 59) es irregular y se localizan principalmente en entre las fases eutécticas. Esto indica que la mayoría de los poros muestran la característica de porosidad por contracción.

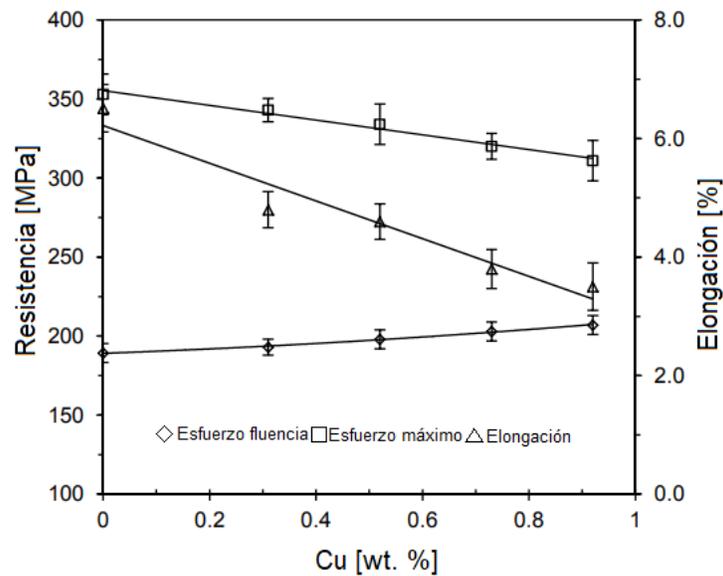


Figura 60. Efecto de Cu en las propiedades mecánicas de la aleación Al-8%Mg<sub>2</sub>Si-6%Mg-0.6%Mn-xCu en condiciones de colada [19].

La variación de Cu entre 0.31% y 0.92% incrementa el esfuerzo de fluencia un 7.3%. Sin embargo, el esfuerzo máximo, así como la elongación disminuyen cuando el contenido de Cu aumenta. Cuando el Cu va de 0.31% a 0.92% el esfuerzo máximo disminuye en un 9.3%. Mientras que la elongación decrece un 27% en el mismo intervalo de concentración de Cu (Figura 60).

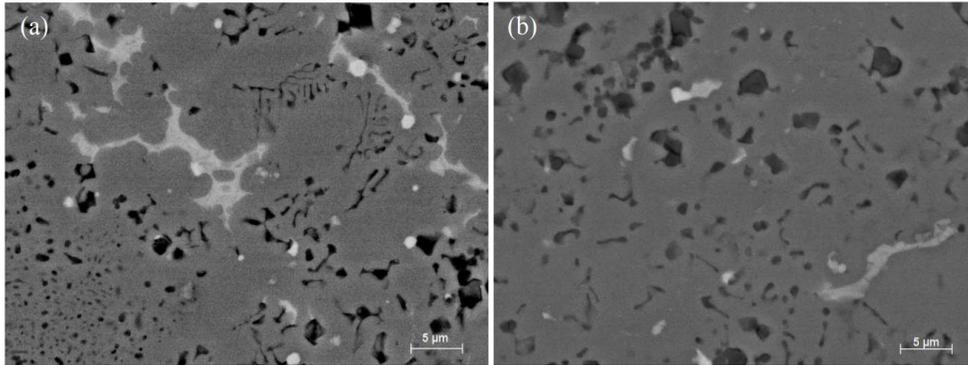


Figura 61. Micrográficas MEB retrodispersadas de aleación Al-8%Mg<sub>2</sub>Si-6%Mg-0.6%Mn-0.7%Cu, a) baja condición de colada, b) con tratamiento de solución a 490°C por 15 minutos [19].

Después de un tratamiento térmico de solución a la aleación con 0.7% de Cu. Se observa una reducción significativa en el tamaño de los intermetálicos ricos en Cu, incluso algunos desaparecen (Figura 61b). Esto indica que la mayoría de los intermetálicos ricos en Cu se disolvieron en la matriz.

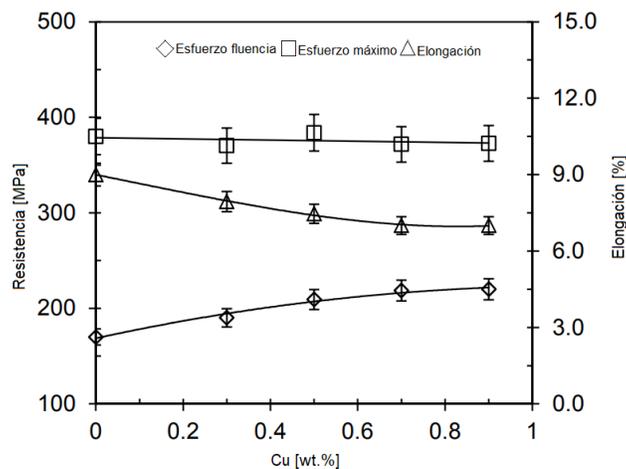


Figura 62. Propiedades mecánicas de la aleación Al8%Mg<sub>2</sub>Si-6%Mg-0.6%Mn-xCu después de tratamiento de solubilización a 490°C por 15 min. y envejecimiento a 180°C por 90 min [19].

Después de un rápido tratamiento térmico T6, el esfuerzo de fluencia se incrementa y la elongación disminuye mientras el esfuerzo máximo se mantiene sin cambios en la aleación con el incremento del Cu (Figura 62).

Debido a que el esfuerzo máximo y la elongación disminuyen con la adición de Cu se puede considerar que el Cu es un elemento dañino en la aleación.

### 5.11 Effect of alloying elements on strength properties and casting properties of corrosion resistant quench-free Al-Ca alloys.

Fokin, D., et. al. (2022) [20] estudiaron aleaciones de Al con Ca, variando el contenido de Ca y también estudiando la influencia de diferentes elementos aleantes en la aleación Al-Ca como lo son: Zn, Si, Fe y Mg. El propósito de estas aleaciones son el encontrar una aleación óptima en el estado de colada, evitando un posterior tratamiento térmico a la aleación, se analizaron dos métodos de fundición, el molde permanente se usó para estudiar la microestructura y el proceso de fundición a presión, HPDC, para el análisis de las propiedades mecánicas.

La composición química de las aleaciones estudiadas se muestra en la Tabla 12 para el estudio de la microestructura y en la Tabla 13 para el estudio de las propiedades mecánicas.

*Tabla 12. Composición química de las aleaciones experimentales, (wt. %) [20]*

Código de composición	Designación	Ca	Mn	Zn	Si	Fe
C1	AlCa1.5Mn2	1.5	2	-	0.10	0.20
C2	AlCa2.3Mn1.7	2.3	1.7	-	0.20	-
C3	AlCa4.5MnZn1.5Si	4.5	0.9	1.5	0.75	-
C4	AlCa4.5MnZn1.5Fe	4.5	0.9	1.5	0.50	0.50
C5	AlCa4.5MnZn1.5	4.5	0.9	1.5	0.20	0.25

*Tabla 13. Composición química de las aleaciones Al-Ca (wt.%) para evaluación de las propiedades mecánicas [20].*

Código de aleación	Ca	Mn	Zn	Si	Fe
#1	1.5	1.90	-	0.15	0.20
#2	2.3	0.90	0.40	0.15	0.20
#3	3.4	0.85	0.85	0.15	0.20
#4	3.4	0.85	0.85	0.40	0.20

La microestructura de las aleaciones estudiadas está representada por una solución sólida de aluminio y el eutéctico. Sin embargo, dependiendo en el balance de Ca y

Mn, cristales primarios que contengan estos elementos también se pueden formar en la microestructura.

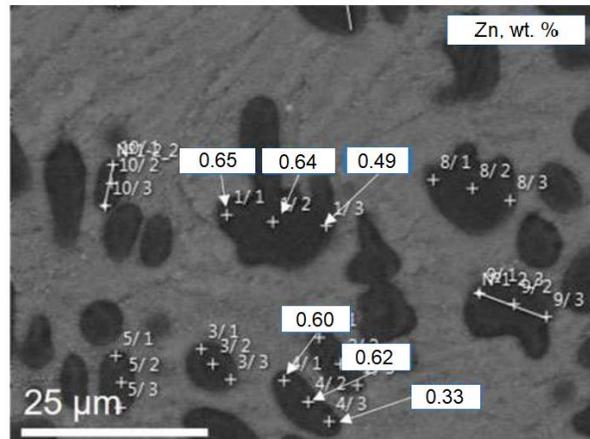


Figura 63. Concentración de Zn en la solución sólida de Al (composición de aleación AlCa4.5MnZn1.5) [20].

Efecto de Zn: La adición de Zn a las aleaciones Al-Ca puede formar varios compuestos. Para las microestructuras de las aleaciones C3, C4 y C5 con Zn, este elemento se distribuye entre la solución sólida y el eutéctico (Figura 63). El resto del Zn se concentra en el eutéctico reemplazando parte del Ca en la fase  $Al_4Ca$  y formando una nueva fase  $Al_4(Ca, Zn)$ .

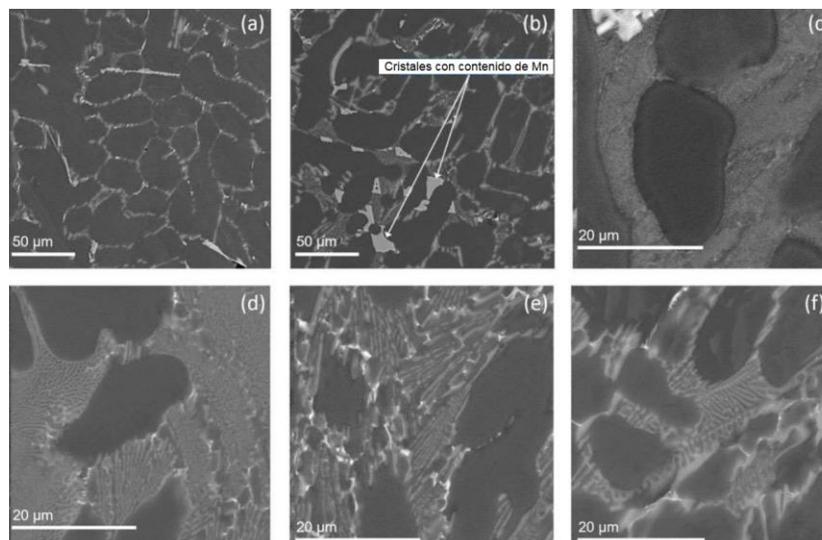


Figura 64. Microestructura de las aleaciones de la Tabla 12. a) C1, b) C2, c) C5, d) C3, e) C4, f) C5 [20].

Efecto del Mn: El Mn se distribuye entre la solución sólida de aluminio, el eutéctico  $Al_9CaMn_3$  y los cristales ricos en Mn (Figura 64b). El Ca con una concentración de 1.5% no tiene un considerable efecto en la solubilidad de Mn en la solución sólida de aluminio. Sin embargo, cuando el contenido de Ca aumenta (aleación C2) una gran cantidad de cristales primarios se forma en la microestructura.

Efecto del Si: El Si tiene una baja solubilidad en la solución sólida de aluminio y dependiendo de su concentración en la aleación, este se puede distribuir entre el eutéctico y cristales primarios. En la aleación C3 (Figura 64d) la adición de Si cambia la morfología del eutéctico a una morfología muy fina.

Efecto del Fe: el análisis del efecto del Fe en la morfología del eutéctico de Ca muestra que la fase en forma de aguja no se encuentra incluso cuando se tiene una concentración de Fe de 0.5% (Figura 64e). Sin embargo, al mismo tiempo una morfología áspera del eutéctico con contenido de Fe se observa a lo largo de la orilla del eutéctico. Cuando el Fe disminuye a 0.25% los cambios en la morfología del eutéctico son menores (Figura 64f).

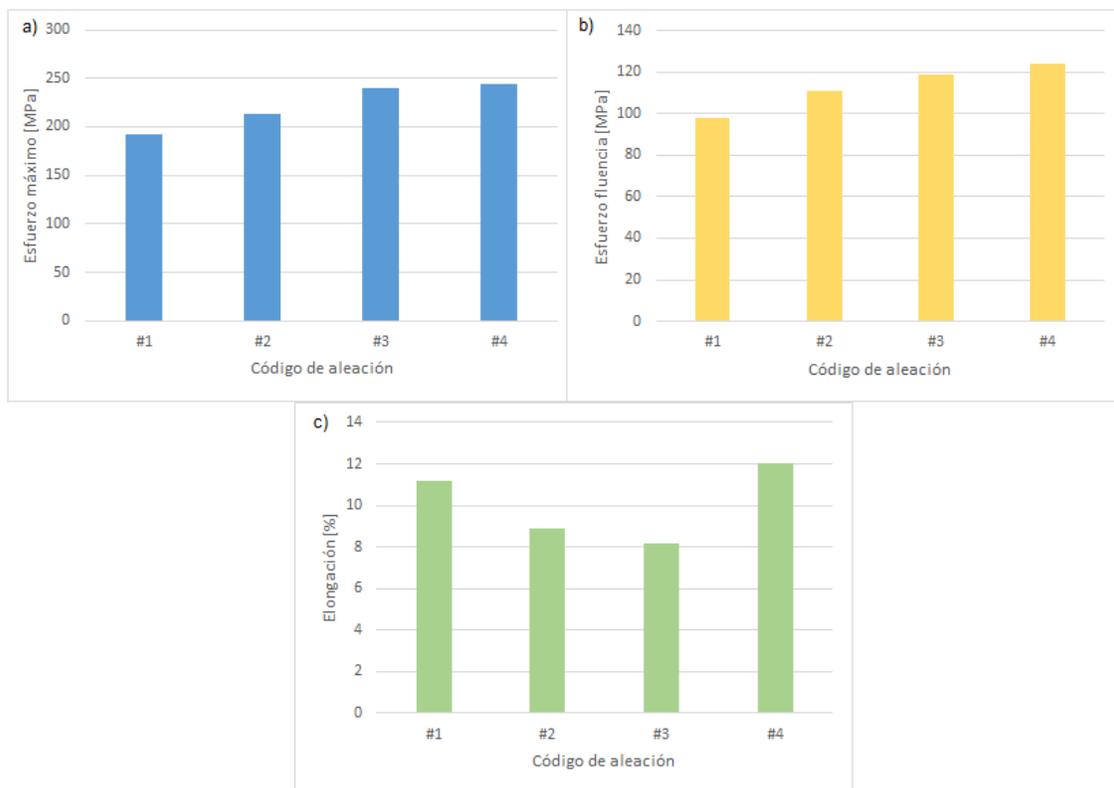


Figura 65. Propiedades mecánicas de las aleaciones 1 a 4 en el estado de colada de la Tabla 13 [20].

En las aleaciones Al-Ca, el Ca define la cantidad de eutéctico además de que tiene el mayor efecto en las propiedades mecánicas (Figura 65). Con el incremento de Ca, el esfuerzo máximo y el esfuerzo de fluencia aumentan, mientras que en la elongación los valores disminuyen, excepto para la aleación #4. Un efecto importante para notar es el efecto positivo de la adición de Si para las aleaciones #3 y #4.

Otra característica importante para las aleaciones de colada es la susceptibilidad al fenómeno de desgarramiento en caliente (*hot tearing*), para realizar las pruebas de las aleaciones de Al-Ca se eligió la aleación #2 y para tener un comparativo se escogió una aleación Al-6%Mg.

En la Figura 66 se muestran los resultados de la prueba para el fenómeno de desgarramiento en caliente. Mientras que la aleación Al-6%Mg (Figura 65b) mostro fracturas en varias probetas, la aleación #2 de Al-Ca (Figura 65a) no mostro ningún defecto.

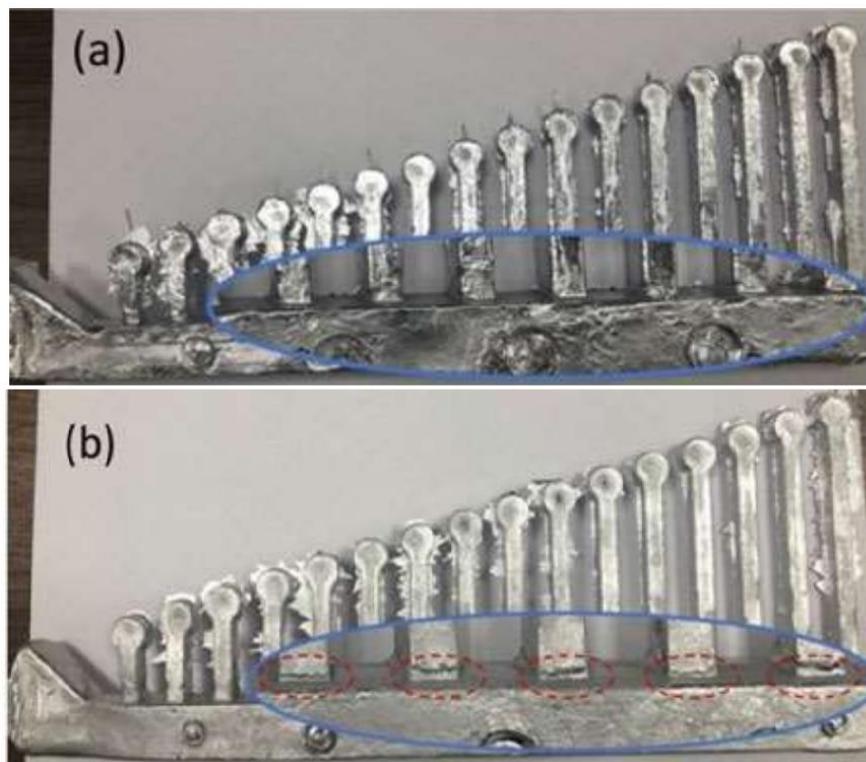


Figura 66. Probetas de aleaciones, a) #2 (Tabla 13), b) Al-Mg6% [20].

Para las aleaciones Al-Ca también se estudió la resistencia a la corrosión mediante la prueba NSS (*Neutral Salt Spray*) evaluada en la aleación #2, usando como un parámetro comparativo AlSi10Mg0.3Mn0.5. La prueba fue durante 480 h.

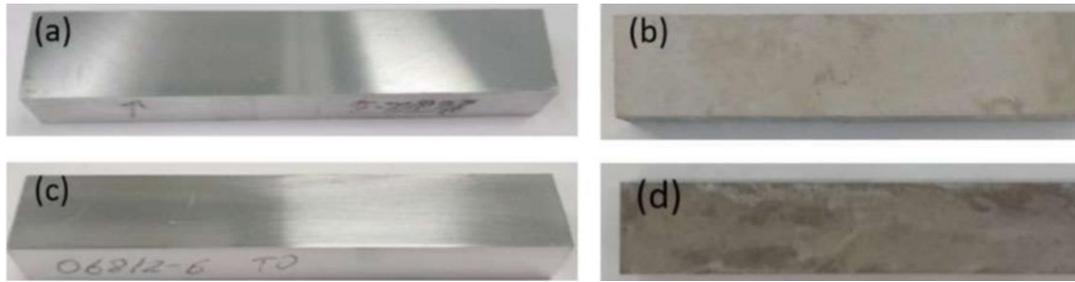


Figura 67. Apariencia de la superficie a, b) aleación #2, c, d) aleación AISi10Mg0.3Mn0.5; a, c) antes de la prueba, b, d) después de la prueba [20].

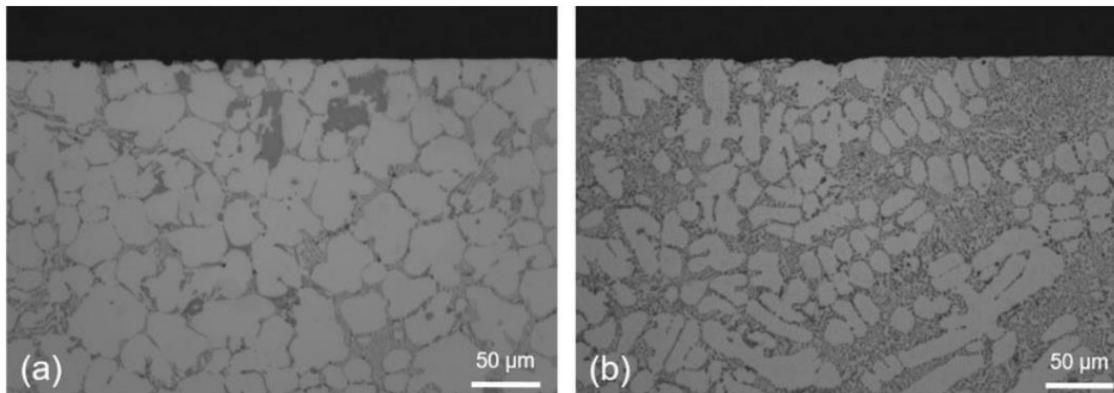


Figura 68. Sección de las aleaciones para la prueba NSS, a) aleación #2, b) aleación AISi10Mg0.3Mn0.5 [20].

Se detectó un cambio de color en la superficie de ambas aleaciones (Figura 67), pero sin rastros de daños por corrosión. Mediante un análisis usando un microscopio electrónico de barrido se confirmó que las aleaciones no tienen daño por corrosión (Figura 68).

De acuerdo con Fokin, D., et. al. (2022) [20] los resultados obtenidos para las aleaciones Al-Ca son prometedores para la producción de componentes de esta aleación mediante la técnica de presión a colada.

### 5.12 Solid solution strengthening mechanism in high pressure die casting Al-Ce-Mg alloys.

Hu, B. et. al. [21], estudiaron el efecto del Ce y la combinación de Ce y Mg en aleaciones de aluminio. La composición química de las aleaciones estudiadas se presenta en la Tabla 14, se estudiaron cinco aleaciones de Al-xCe y cuatro aleaciones de Al-8Ce-xMg.

Tabla 14. Composición química de las aleaciones estudiadas [21].

No.	Aleaciones	Ce		Mg		Al	
		wt. %	at. %	wt. %	at. %	wt. %	at. %
A2	Al-2Ce	2.11	0.15	-	-	Bal.	Bal.
A4	Al-4Ce	3.99	0.28	-	-	Bal.	Bal.
A6	Al-6Ce	6.25	0.45	-	-	Bal.	Bal.
A8	Al-8Ce	8.24	1.70	-	-	Bal.	Bal.
A10	Al-10Ce	10.68	2.25	-	-	Bal.	Bal.
A81	Al-8Ce-0.10Mg	8.04	1.66	0.12	0.14	Bal.	Bal.
A82	Al-8Ce-0.25Mg	8.59	1.78	0.27	0.33	Bal.	Bal.
A85	Al-8Ce-0.50Mg	8.37	1.73	0.52	0.63	Bal.	Bal.
A87	Al-8Ce-0.75Mg	8.3	1.71	0.69	0.83	Bal.	Bal.

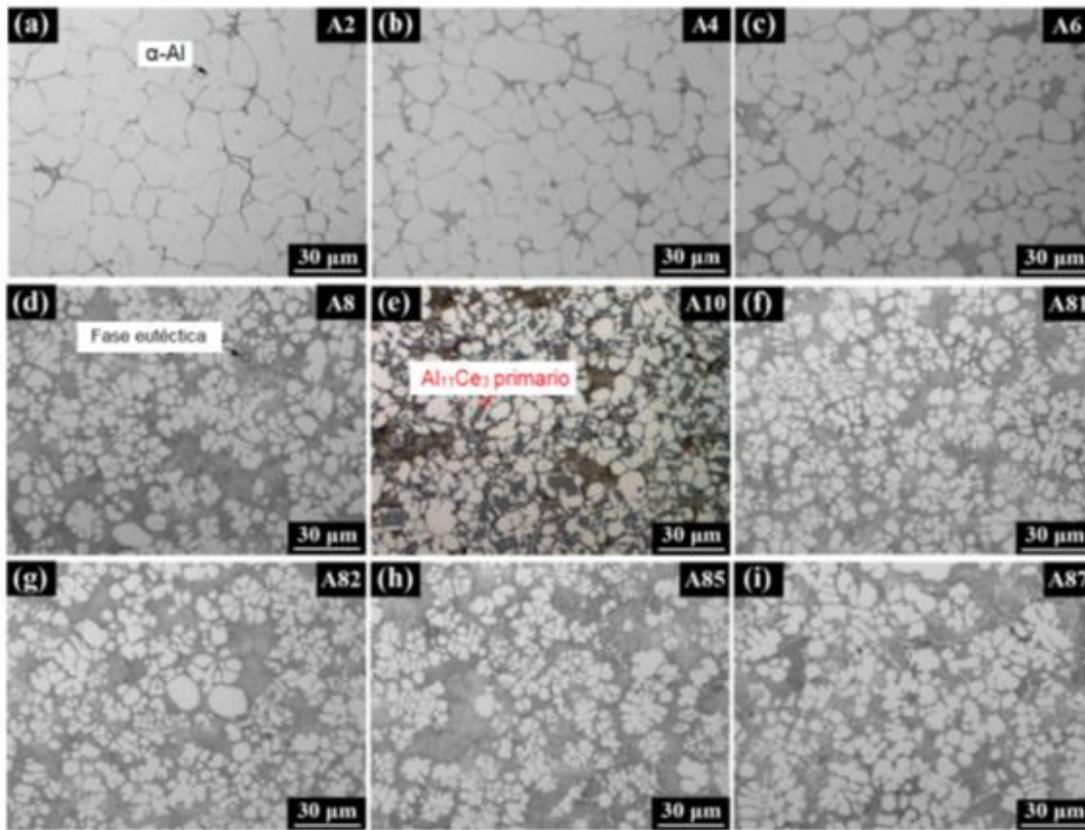


Figura 69. Micrografías ópticas representativas de las aleaciones estudiadas: a) Al-2Ce, b) Al-4Ce, c) Al-6Ce, d) Al-8Ce, e) Al-10Ce, f) Al-8Ce-0.10Mg, g) Al-8Ce-0.25Mg, h) Al-8Ce-0.50Mg, i) Al-8Ce-0.75Mg [21].

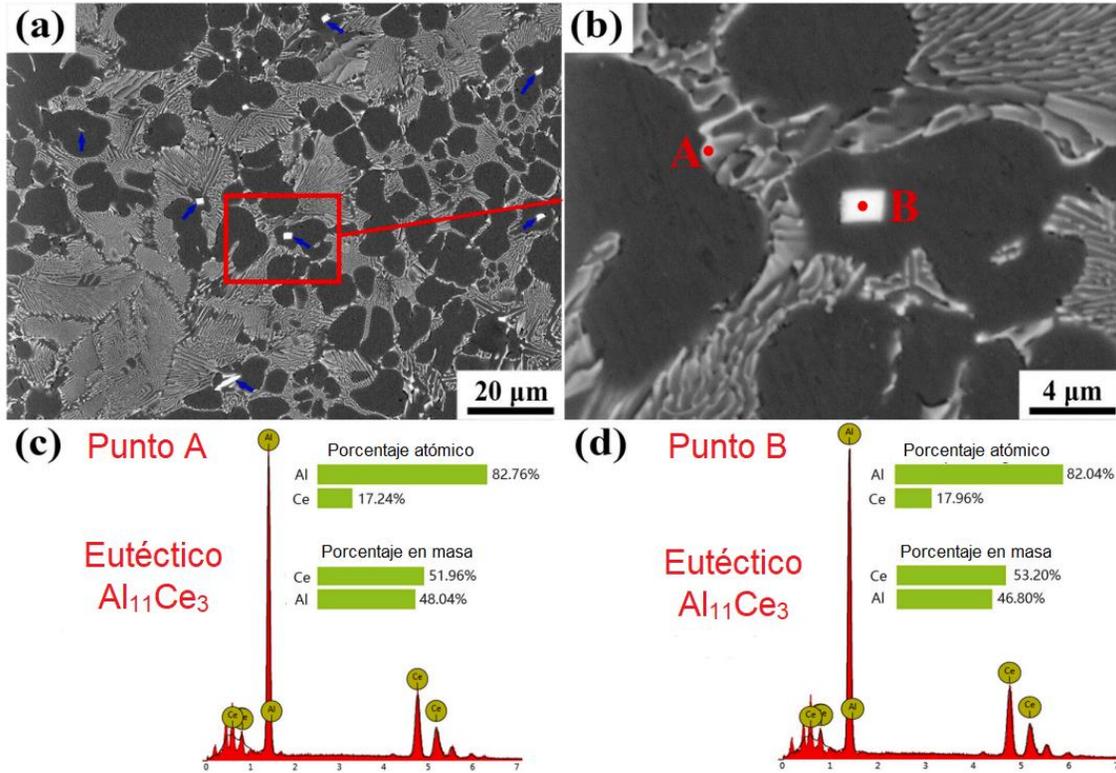


Figura 70. a, b) imágenes MEB de la aleación Al-8Ce, c) espectro EDS y composición de la partícula eutética  $Al_{11}Ce_3$ , d) espectro EDS y composición de la partícula primaria  $Al_{11}Ce_3$  [21].

La microestructura de la aleación Al-2Ce (Figura 69a), está compuesta por una matriz de  $\alpha$ -Al y la fase eutética. La matriz  $\alpha$ -Al presenta una morfología de dendritas gruesas equiaxadas y una pequeña porción de eutético distribuido entre las regiones interdendríticas. La composición de la fase permanece sin cambios incluso cuando del Ce aumenta hasta un 8%, mientras que la cantidad de eutético aumenta significativamente. En la aleación Al-10Ce (Figura 69e) se presentan muchas partículas dentro de la matriz  $\alpha$ -Al. Con la adición de Mg hasta 0.75, las aleaciones Al-8Ce-xMg presentan poca diferencia entre las microestructuras.

Las imágenes MEB de la aleación Al-8Ce se presentan en la Figura 70, la fase eutética presenta una morfología laminar y algunas partículas en forma de bloque se presentan dentro de los granos de la fase  $\alpha$ -Al. Los puntos marcados como A y B son partículas de  $Al_{11}Ce_3$ , lo cual lo confirma los resultados del análisis de difracción por rayos X (Figura 70c, d).

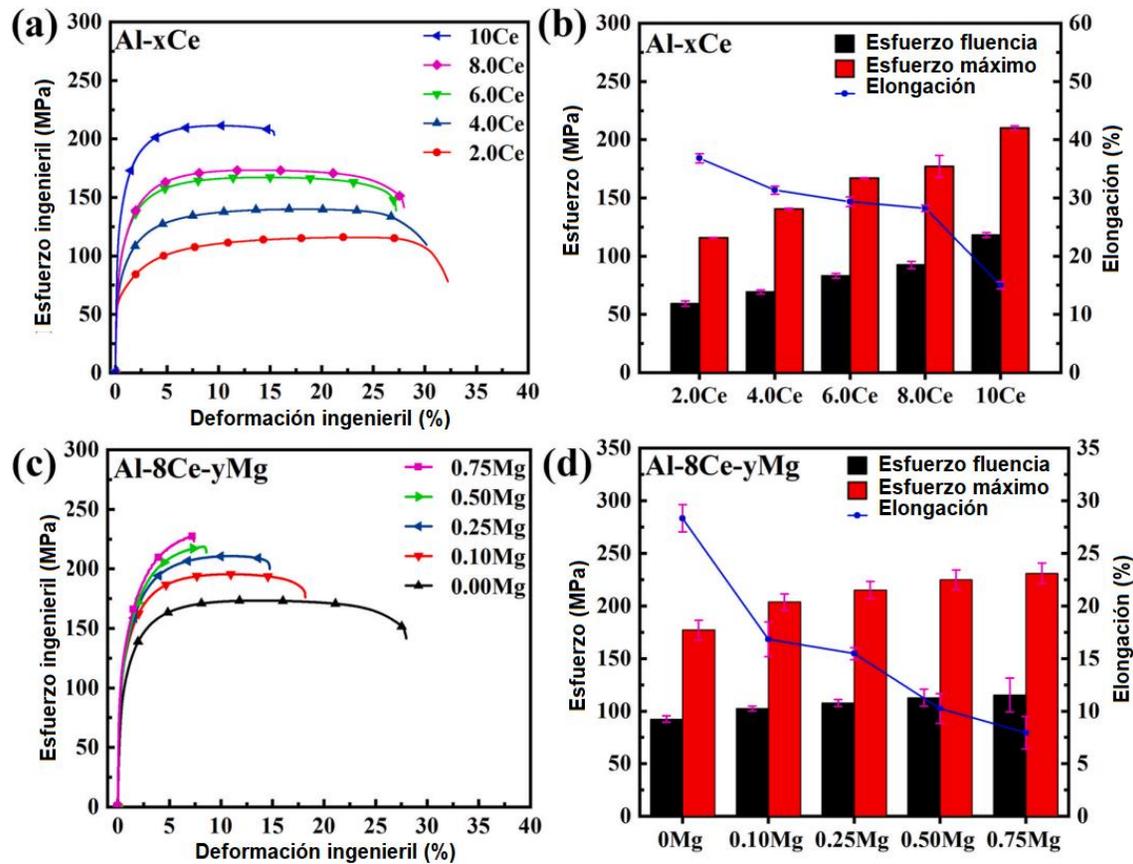


Figura 71. a) curva ingenieril de esfuerzo-deformación de las aleaciones Al-xCe, b) propiedades mecánicas de las aleaciones Al-xCe, c) curva ingenieril de esfuerzo-deformación de las aleaciones Al-8Ce-yMg, d) propiedades mecánicas de las aleaciones Al-8Ce-yMg [21].

Con el aumento de Ce desde 2% hasta 8% en las aleaciones Al-xCe, el esfuerzo de fluencia y esfuerzo máximo aumenta (Figura 71b), mientras que la elongación va disminuyendo. Específicamente el valor del esfuerzo de fluencia va desde 59MPa hasta 118MPa y el esfuerzo máximo va desde 115MPa hasta 210MPa. Para la elongación el valor disminuye de 36.8% a 15.0%.

Para las aleaciones Al-8Ce-yMg, añadir 0.10% de Mg puede aumentar el esfuerzo de fluencia de 92MPa hasta 102MPa, mientras que el esfuerzo máximo aumenta de 175MPa a 204MPa. Similar a las aleaciones A-xCe, el valor de la elongación disminuye de 28.3 a 16.8%.

*Tabla 15. Comparación entre las aleaciones estudiadas y aleaciones avanzadas de colada a presión.*

Propiedades	AlMg5Si2Mn	AlSi10MnMg	AlCe8Mg0.25
Esfuerzo de fluencia (MPa)	155	120 (T7)	108
Esfuerzo máximo (MPa)	285	220 (T7)	215
Elongación (%)	11	15 (T7)	16
Colabilidad	Aceptable	Excelente	Excelente
Tratamiento térmico	No necesario	Necesario	No necesario
Resistencia térmica	Inaceptable	Inaceptable	Excelente
Resistencia a la deformación	Inaceptable	Inaceptable	Excelente
Resistencia a la oxidación	Inaceptable	Excelente	Excelente

Con el fin de comparar si las aleaciones estudiadas son viables para ser usadas, Hu, B. et. el. [21], hicieron una comparación con dos aleaciones de aluminio (Tabla 15) fabricadas también por colada a presión. Por lo que notaron que, aunque presentan valores de esfuerzo un poco bajo en comparación con las demás aleaciones, las aleaciones Al-Ce-Mg son más económicas, con mejor colabilidad, resistencia térmica, resistencia a la deformación y resistencia a la oxidación, lo que abre la posibilidad de nuevas aleaciones más económicas.

## **6.0 DISCUSIÓN**

Durante la investigación bibliográfica llevada a cabo para la realización de este trabajo se encontraron distintos artículos relacionados a las aleaciones base aluminio para el proceso de colada a presión.

Las aleaciones que se encontraron en los artículos se pueden dividir de la siguiente manera:

- Al-Si
- Al-Si-Cu
- Al-Mg
- Al-Mg-Si
- Aleaciones experimentales

A cada una de las aleaciones estudiadas se le añadió diferentes elementos de aleación como lo fueron: Mn, Zn, Fe, Sr, Sc, Ce, etc. Las equivalencias de las aleaciones estudiadas serían las series 3XX.X, 4XX.X, 5XX.X y 9XX.X, las cuales se encuentran en la Tabla 1.

Para la discusión de los artículos encontrados, se separó las aleaciones de acuerdo a sus aleantes principales y entre estas aleaciones se separó por los diferentes elementos secundarios.

### **6.1 Aleaciones Al-Si**

#### **6.1.1 Efecto del Sr**

Para la aleación Al-Si, se estudió el efecto que tiene el Sr, en piezas fabricadas mediante HPDC, específicamente en la aleación 413. Como es de esperarse sin la adición de Sr el eutéctico de Si tiene una morfología acicular gruesa, posteriormente a la adición de Sr el eutéctico de Si pasa a tener una morfología más fina y globular. En cuanto a las propiedades mecánicas se compararon 3 espesores diferentes (2, 4 y 6 mm) teniendo para cada espesor los valores del esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo y elongación para la aleación modificada y no modificada con Sr. En todos los casos se obtuvieron resultados similares, existe un ligero aumento en las propiedades mecánicas en las piezas con modificación de Sr. Por otra parte, las propiedades mecánicas disminuyen mientras más grande es el espesor, especialmente la elongación.

### **6.2 Aleaciones Al-Si-Cu**

#### **6.2.1 Efecto del Cu**

Para las aleaciones Al-Si-Cu se encontró diversos artículos en donde se estudia el efecto de diferentes elementos aleantes, un ejemplo de esto es el efecto que tiene el cambio de concentración de Cu. Outmani, I. et. al (2019), investigaron el efecto del Cu como elemento aleante al igual que el efecto que tienen los parámetros del

proceso de HPDC como lo son la temperatura de colada y la presión de inyección. En el caso del efecto de los elementos aleantes, el Cu forma junto con el aluminio el intermetálico  $\text{Al}_2\text{Cu}$ . Estas fases ricas en Cu contribuyen a mejorar la resistencia de las piezas. Sin embargo, como el intermetálico  $\text{Al}_2\text{Cu}$  solidifica a temperaturas muy bajas, permite la formación de microporosidad. El Cu promueve la morfología poliédrica de los intermetálicos ricos en Fe ( $\alpha\text{-AlFeMnSi}$ ), esta morfología es menos dañina, en comparación con el intermetálico  $\beta\text{-AlFeSi}$ , cuya morfología es de aguja. Además, un alto contenido de Cu en este tipo de aleaciones hace que la aleación sea menos sensible a la degradación de la temperatura de colada en comparación con las aleaciones con bajo contenido de Cu. En cuanto a los parámetros del proceso con los resultados obtenidos se tiene que para obtener menor porosidad en la pieza y mejores propiedades tensiles, se debe de aplicar la presión de inyección y temperatura de colada más alta (127MPa y 680°C).

### **6.2.2 Efecto del Si**

Outmani, I. et. al (2019) además de estudiar el efecto del Cu, también realizó un estudio del efecto que tiene el Si en las aleaciones Al-Si-Cu, llegando a observar que un aumento en el contenido de Si incrementa la fracción de la fase eutéctica, esto deteriora el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo, además de promover los intermetálicos ricos en Fe  $\beta\text{-AlFeSi}$ . Un alto contenido de Si incrementa la fracción y el tamaño de las partículas de Si, estas partículas tienen un papel importante en el comportamiento de las aleaciones Al-Si. También una reducción importante en las propiedades mecánicas se observa cuando las partículas de Si incrementan de tamaño.

### **6.2.3 Efecto del Mg**

Otro de los elementos aleantes estudiados en las aleaciones Al-Si-Cu es el Mg. Yang, H. et. al, (2015), estudiaron el efecto de Mg además del efecto del tratamiento térmico.

La adición de Mg (niveles de 0.1%) puede alterar las propiedades mecánicas tanto en condiciones de colada como después de un tratamiento térmico de solución y envejecimiento. Cuanto mayor es la concentración de Mg en la aleación, más aumenta el límite elástico y disminuye la ductilidad. El esfuerzo máximo también se ve afectado, aumentando considerablemente mientras mayor es el nivel de Mg.

Para las piezas en condiciones de colada, el aumento de Mg puede incrementar el esfuerzo de fluencia, pero la elongación disminuye. Cuando a la aleación se le aplica un tratamiento de solución la elongación incrementa, pero el esfuerzo de fluencia disminuye, sin embargo, el envejecimiento aumenta considerablemente el esfuerzo de fluencia. El Mg promueve la formación del intermetálico  $\text{AlCuMgSi}$  en las aleaciones Al-Si-Cu y aporta a un aumento en la resistencia por solución sólida a la fase  $\alpha\text{-Al}$ , por lo que aumenta la resistencia y disminuye la elongación. El contenido de Mg puede controlarse a un nivel tan bajo como el 0.1% para obtener una mayor

resistencia con una buena ductilidad, o a un nivel más alto hasta el 0.7% para aumentar la resistencia, pero disminuyendo la ductilidad.

#### **6.2.4 Efecto del Cr, Mo, V y W**

El efecto de elementos no convencionales en aluminio como Cr, Mo, V y W fueron estudiados en las aleaciones Al-Si-Cu, T. Szymczak, et al. (2020) estudio su efecto por medio de diferentes combinaciones de estos elementos.

Cuando se añaden en una cantidad que no sea mayor a 0.1%Cr, 0.4%Mo o W y 0.5%V en la aleación base, no se forman nuevas fases en la microestructura. En este rango de contenido, los elementos mencionados tienden a unirse a las fases ya existentes en la aleación base. Principalmente de fases intermetálicas ricas en Fe, designadas como  $Al_{15}(Fe,Mn,M)_3Si_2$  (M es cualquier elemento de alto punto de fusión o cualquier combinación de ellos). Una sola adición de Cr en una cantidad de 0.2% y de Mo o W en una cantidad de 0.5% conduce a la cristalización primaria de la fase  $Al_{15}(Fe,Mn,M)_3Si_2$ .

Para las propiedades mecánicas los autores reportaron que el elemento de aleación que más incremento el esfuerzo máximo (UTS) es el V con una concentración de 0.05%. El V también resultó ser el elemento más efectivo para incrementar el esfuerzo de fluencia con una concentración de 0.05%. El Mo con una concentración de 0.15% resulto tener el mayor impacto en el incremento de la elongación. Para obtener altos valores de dureza es recomendable añadir los elementos con alto punto de fusión en concentraciones de 0.05% para Cr, Mo y V y 0.5% para W.

#### **6.2.4 Efecto del Sr**

El añadir Sr a aleaciones Al-Si-Cu, específicamente una aleación 380 tiene el mismo efecto que en la aleación 413 anteriormente reportada. Las propiedades mecánicas aumentan ligeramente cuando se tiene una aleación modificada con Sr, mientras que la microestructura pasa de tener una morfología de Si acicular gruesa a una morfología del eutéctico de Si fina.

### **6.3 Aleaciones Al-Mg**

#### **6.3.1 Efecto del Fe con Mn**

Uno de los elementos aleantes que muchas veces se toma como impureza es el Fe, esto debido a la formación de lodos en las piezas además de que se tiene un efecto negativo en las propiedades. Sin embargo, Zhu, X. et. al. (2018), investigaron el efecto benéfico que tiene el Fe en aleaciones Al-Mg junto con Mn.

Para una aleación Al-5%Mg elevar el nivel de Fe (de 0 a 0.35%) incrementa de manera lineal el esfuerzo de fluencia, pero se tiene una reducción significativa en la elongación. El esfuerzo máximo también aumenta con la adición de Fe, pero solo hasta una concentración de Fe de 2.0%, después de esto disminuye. Para una aleación Al-5%Mg-0.6Mn la adición de Fe muestra un comportamiento similar tanto

en la elongación, como en el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo. La aleación Al-5%Mg-0.6Mn-Fe tiene una mayor resistencia que la aleación Al-5%Mg cuando tienen el mismo nivel de Fe.

La razón por la que una aleación con Mn y Fe tiene una mayor resistencia es que la adición de Mn promueve la formación del intermetálico  $Al_6(Fe, Mn)$  y suprime la formación de  $Al_{13}Fe_4$ . Tras la transformación de fase de  $Al_{13}Fe_4$  a  $Al_6(Fe, Mn)$  en aleaciones de Al-Mg por el Mn, el volumen de los intermetálicos ricos en Fe aumenta hasta 1.45 veces. Este cambio afecta a las propiedades mecánicas de las aleaciones.

## **6.4 Aleaciones Al-Mg-Si**

### **6.4.1 Efecto del Zr, Cr y Sc**

Prach O. et. al. (2019), estudiaron el efecto que tiene el Zr, Cr y Sc en una aleación Al-Mg-Si con Mn.

El añadir Zr a la aleación lleva a la formación de la fase  $Al_3Zr$  con morfología ortogonal, el Cr a la formación de  $Al_{45}Cr_7$  con una morfología irregular y el Sc a la formación de  $Al_3Sc$  también con morfología irregular.

De acuerdo con los resultados reportados por los autores, durante la solidificación los metales Zr, Cr y Sc segregan con patrones diferente en las dendritas de Al. El Zr se encuentra enriqueciendo el centro de la dendrita de Al y disminuye su concentración en las orillas de la dendrita. El Cr sigue el mismo comportamiento que el Zr, pero también a grandes cantidades de Cr, este se presenta en las fases que contienen Mn. Por otra parte, el Sc tiene una baja tendencia para segregarse en la matriz de Al y se encuentra principalmente localizado en el área interdendrítica.

En cuanto a las propiedades mecánicas, se obtuvo un gran efecto en la dureza Brinell con la adición de Sc (0.2%). Las propiedades tensiles no se ven muy afectadas por la adición de Zr y Cr, mientras que la adición de Sc mejora estas propiedades. Con tan solo añadir 0.1%Sc la resistencia y elongación aumenta, la elongación 11% y el esfuerzo de fluencia un 16%. Añadir 0.2% de Sc aumenta la elongación 9% y el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo 3% en comparación con una aleación con 0.1% de Sc.

### **6.4.2 Efecto del Mg, Si, Ti, Cu, Fe y Mn**

Ji, S. et. al. (2012), estudiaron la forma de desarrollar una aleación Al-Mg-Si super dúctil, para esto estudiaron el efecto del Mg, Si, Ti, Cu, Fe y Mn además de un tratamiento de envejecimiento. La aleación a la que llegaron consta de una composición química de 5.0–5.5%Mg, 1.5–2.0%Si, 0.5–0.7%Mn, 0.15–0.2%Ti con  $Fe < 0.25\%$ .

De acuerdo con lo reportado, el Mg y Si incrementan significativamente el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo, pero disminuye significativamente la elongación.

El Ti aumenta significativamente la elongación a bajas concentraciones, además de también mejorar el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo, por lo que es un elemento esencial para una aleación de aluminio para colada a presión super dúctil. Por otra parte, el Cu incrementa ligeramente el esfuerzo de fluencia, pero disminuye significativamente la elongación y el esfuerzo máximo por lo que es un elemento que se debe de controlar. En este caso el Fe disminuye el esfuerzo de fluencia, el esfuerzo máximo y la elongación al incrementar su concentración, por lo que debe de mantenerse bajo para poder tener una aleación super dúctil. El Mn es un buen elemento para prevenir el efecto de soldering especialmente cuando el Fe es limitado a bajos niveles. Uno de los roles importantes del Mn en las aleaciones de aluminio para colada a presión es que altera la morfología de los intermetálicos de hierro promoviendo la formación del intermetálico  $\alpha$ -AlFeMnSi en lugar del intermetálico  $\beta$ -AlFeSi.

En cuanto al tratamiento de envejecimiento para la aleación se encontró que es insignificante el aumento de las propiedades mecánicas en comparación con la pieza de colada.

#### **6.4.3 Efecto del Zn con tratamiento térmico y sin tratamiento térmico**

Trudonoshyn, O. et. al. (2019), estudiaron el efecto que tiene el Zn en una aleación Al-5.7%Mg-2.6%Si con 0.7% de Mn. Con la adición de Zn aparece una nueva fase, T-AlMgZn, además de las fases ya esperadas como lo son  $\alpha$ -Al,  $\alpha$ -AlMgFeSi y Mg<sub>2</sub>Si. El Zn se encuentra principalmente en el área interdendrítica, similar al Mg, pero entre más Zn se añade a la aleación, no solo incrementa la aparición de Zn en el área interdendrítica, también lo hace en las dendritas de  $\alpha$ -Al.

La adición de Zn tiene un fuerte efecto en las propiedades tensiles, con una concentración arriba de 0.75% at. de Zn, tanto el esfuerzo máximo como el esfuerzo de fluencia aumentan hasta un 30%. Con un aumento de Zn de 2% at. se produce un descenso en el esfuerzo máximo mientras que el esfuerzo de fluencia permanece casi sin cambios arriba del 1.2% at. Zn. La elongación de la pieza disminuye hasta llegar a un valor cercano a 3% at. Zn donde se mantiene en el mismo nivel. La dureza aumenta con el contenido de Zn. El cambio en las propiedades mecánicas se puede explicar mediante el endurecimiento por precipitación y la presencia de nuevas fases.

Los resultados de la resistencia y de la elongación a la rotura muestran una muy buena correlación con la densidad de las zonas GP-I que se encontraron en las dendritas  $\alpha$ -Al de las aleaciones estudiadas. Una mayor degradación de la elongación se asocia con un fuerte aumento de la fracción de volumen de la fase T, así como con la formación de una nueva fase gruesa que contiene Mn (Iodos), que tiene valores de dureza relativamente altos en comparación con la fase  $\alpha$ -Al y el eutéctico.

Posteriormente Trudonoshyn, O. et. al. (2021), realizaron dos tratamientos térmicos a la misma aleación Al-Mg-Si con Mn y Zn, el primero es un tratamiento de envejecimiento artificial en el estado de colada. De acuerdo con lo reportado los valores máximos de resistencia al igual que de dureza se obtienen en el rango de temperatura de 125 a 175°C. Aumentar la temperatura hasta 225°C disminuye los valores de resistencia.

Los cambios en las propiedades mecánicas pueden ser explicadas por cambios estructurales durante el tratamiento térmico. La fase que se forma con la adición de Zn, T-AlMgZn, se puede disolver a temperaturas relativamente bajas, sin embargo, para una disolución completa se necesita elevar la temperatura hasta 375°C con altos contenidos de Zn. De acuerdo con los autores, la influencia principal para el cambio en las propiedades mecánicas esta dado por el cambio en la solución sólida.

El segundo tratamiento fue un T6 completo, los máximos valores de dureza se obtuvieron en un envejecimiento a 175°C en un rango de tiempo de 2 a 5 horas. El envejecimiento a 175°C después de un tratamiento de solución a 480°C y 520°C tiene un fuerte efecto en la resistencia. Esos cambios en la microestructura se deben a los diferentes precipitados encontrados.

## **6.5 Aleaciones de aluminio experimentales**

Aunque las aleaciones convencionales son una buena opción para uso en diferentes sectores, también se busca nuevas aleaciones que puedan cumplir con los requerimientos que pide la industria, además de que se busca disminuir el tiempo y costo de proceso de las aleaciones.

### **6.5.1 Efecto del Ca**

Fokin, D., et. al. (2022) estudiaron las aleaciones base Al y como aleante principal Ca y como aleantes secundarios el Zn, Si, Mn y Fe. Cuando la aleación Al-Ca se le añade Zn hasta 4.5%, este se distribuye entre la solución sólida y el eutéctico. Para este tipo de aleación la concentración de Ca define la cantidad de eutéctico y tiene el mayor efecto en las propiedades mecánicas. Debido a que el Zn forma una fase eutéctica con el Ca del tipo  $Al_4(Ca, Zn)$ , las cantidades de Zn en la aleación estudiada por Fokin, D., et. al., proveen un incremento en la cantidad del eutéctico que contiene Ca y como consecuencia, debe incrementar el efecto en la resistencia, como se nota en Figura 65.

El Mn en las aleaciones Al-Ca se distribuye entre la solución solida de aluminio, el eutéctico y cristales primarios que contienen Mn, los cuales se quieren evitar debido a los efectos negativos que le pueden causar a las propiedades mecánicas, por lo que para este tipo de aleaciones el Mn se debe de controlar lo mejor posible.

En cuanto al Si en este tipo de aleaciones, este se distribuye entre el eutéctico y cristales primarios dependiendo de la concentración de este. Añadir Si cambia

razonablemente la morfología del eutéctico a una morfología fina por lo que el Si tiene un efecto positivo en la aleación, esto puede ser explicado por la formación del eutéctico fino (Al) + Al<sub>4</sub>Ca + Al<sub>2</sub>CaSi<sub>2</sub>.

Por último se tiene al Fe como un elemento de aleación secundario en la aleación Al-Ca. En un análisis realizado para saber el efecto del Fe en el eutéctico mostro que las fases en forma de aguja no se presentan cuando el Fe está en 0.5%. Sin embargo, una morfología áspera de eutéctico con contenido de Fe se hace presente en las orillas del eutéctico, que aparentemente solidifica como parte de un doble eutéctico. Cuando el Fe se disminuye a 0.25% el cambio en la morfología del eutéctico es menor.

### **6.5.2 Efecto del Ce y Ce-Mg**

Otra de las aleaciones experimentales encontradas es la aleación Al-Ce y la combinación de la aleación Al-Ce con Mg investigadas por Hu, B. et. el. [21]. La microestructura de las aleaciones Al-Ce consiste en la fase  $\alpha$ -Al y el eutéctico Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub>, además de la presencia de intermetálicos Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub> en forma de bloque. Con la adición de Mg hay muy poca diferencia en la microestructura.

Los intermetálicos Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub> se encuentran dentro de la fase  $\alpha$ -Al lo que indica que estas partículas sirven como sitios de nucleación de la matriz  $\alpha$ -Al y promueven la refinación de esta fase.

La refinación de la fase  $\alpha$ -Al promovida por la adición de Ce en las aleaciones con Mg se puede atribuir a dos mecanismos. Por un lado, el Ce se enriquece en el frente de solidificación de la interfaz sólido-líquido, lo que amplía el sobre enfriamiento constitucional en la interfaz. Por lo tanto, la difusión de los átomos de Al de la fase líquida a la fase sólida se inhibe inevitablemente, lo que finalmente disminuye la tasa de crecimiento de la fase  $\alpha$ -Al.

Por otra parte, el intermetálico Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub> puede actuar como un sustrato de nucleación heterogénea de la matriz  $\alpha$ -Al. En general, la capacidad de nucleación de la matriz sobre la segunda fase puede expresarse mediante el desajuste de la red de la interfaz entre la segunda fase y la matriz.

El efecto que tiene el agregar Mg a las aleaciones Al-Ce es aumentar las propiedades mecánicas. Los átomos de Mg que se añade a la aleación Al-Ce se disuelven en la matriz de aluminio para formar una solución sólida. La solución sólida sustitucional se forma cuando los átomos de Mg se solubilizan en la matriz de Al. Esto se debe a que el radio atómico del Mg es mayor que el del Al, la solución sólida de Mg aumentara el espacio interplanar de la red de Al. Esta distorsión causada por la solución sólida de Mg tiene un efecto benéfico en las propiedades mecánicas de la aleación.

## 7.0 CONCLUSIONES

### *Aleaciones Al-Si con adición de Sr*

- Para una aleación 413 con adición de Sr las propiedades mecánicas aumentan ligeramente.

### *Aleaciones Al-Si-Cu con adición de Mg, Cr, Mo, V y W*

- Contenidos de Cu altos contribuyen a la formación de  $Al_2Cu$  lo cual permite aumentar las propiedades mecánicas.
- El Cu promueve el cambio de morfología de los intermetálicos ricos en Fe lo cual mejora las propiedades mecánicas.
- Un alto contenido de Si incrementa el tamaño y la cantidad de partículas de Si disminuyendo las propiedades mecánicas.
- Un alto contenido de silicio promueve la formación del intermetálico rico en Fe,  $\beta-AlFeSi$ , en forma de aguja.
- Se puede controlar el porcentaje de Mg desde 0.1% hasta 0.7% dependiendo de las propiedades mecánicas especificadas.
- El tratamiento de solubilización aumenta la elongación y disminuye el esfuerzo de fluencia mientras que el envejecimiento aumenta el esfuerzo de fluencia.
- Añadir 0.05% de V incrementa el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo.
- Añadir 0.15% de Mo aumenta el porcentaje de elongación.
- Añadir 0.05% de Cr, Mo y V y 0.5% de W mejora la dureza de la aleación.

### *Aleaciones Al-Mg con adiciones de Fe y Mn*

- El incremento de Fe aumenta el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo hasta cierto punto y disminuye la elongación.
- El Mn forma intermetálicos  $Al_6(Fe,Mn)$  haciendo que aumente el volumen de estos modificando las propiedades mecánicas.

### *Aleaciones Al-Mg-Si con adiciones de Mn, Zr, Cr, Sc, Ti y Zn*

- Añadir tan solo 0.1% de Sc mejora las propiedades mecánicas en gran medida.
- Añadir Zr y Cr no afecta en gran medida las propiedades mecánicas.
- Para obtener una aleación Al-Mg-Si súper dúctil se debe agregar preferentemente Ti, Mn y controlar muy bien el contenido de Fe y Cu.
- El Zn Promueve la fase T- $AlMgZn$  en este tipo de aleaciones.
- El aumento de Zn afecta las propiedades mecánicas incrementando el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo, pero disminuye la elongación.
- Mientras más contenido de Zn se tenga más es el efecto del envejecimiento a 175°C.

- La temperatura óptima para un envejecimiento es de 175°C, temperaturas mayores llevan a un rápido sobre envejecimiento.

#### *Aleaciones experimentales*

- La adición de Si en la aleación Al-Ca modifica la morfología del eutéctico y tiene un efecto positivo en las propiedades mecánicas.
- Se debe controlar la concentración de Mn en las aleaciones Al-Ca para evitar la formación de cristales primarios.
- Las aleaciones Al-Ca tienen baja susceptibilidad al desgarramiento en caliente además de una buena resistencia a la corrosión en un medio salino.
- El Ce promueve la formación de intermetálicos  $Al_{11}Ce_3$  los que sirven como sitios de nucleación para la fase  $\alpha$ -Al y como refinador de la matriz  $\alpha$ -Al.
- La adición de Mg forma una solución sólida en la fase  $\alpha$ -Al y aumenta las propiedades mecánicas de la aleación.
- Las aleaciones experimentales estudiadas pueden ser consideradas como un material prometedor para la producción de distintos componentes mediante el proceso de colada a presión.

## Referencias principales

- [1]<https://www.maximizemarketresearch.com/market-report/global-aluminum-casting-market/63550/#toc> (Consultado 06/10/2021).
- [2]ASM committee. (1998). ASM Handbook – Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. (Vol. 02). ASM International.
- [3]ASM committee. (1998). ASM Handbook – Casting (Vol. 15). ASM International.
- [4]Ruzbarsky, J. (2019). Al-Si Alloys Casts by Die Casting A Case study. Springer.
- [5] Vinarcik, A. (2003). High Integrity Die Casting Processes. John Wiley & Sons, Inc.
- [6]ASM committee. (1998). ASM Handbook – Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. (Vol. 02). ASM International.
- [7]<https://www.grandviewresearch.com/industry-analysis/aluminum-die-casting-market> (Consultado 06/10/2021).
- [8]Apelian, D. (2009). Aluminum Cast Alloys: Enabling Tools for Improved Performance. NADCA.
- [9]Ferrano, S. and Timelli, G. (2014, december). Influence of sludge particles on the tensile properties of die-cast secondary aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transaction B*, 46(2), 1022-1034. <https://doi.org/10.1007/s11663-014-0260-3>
- [10]Outmani, I., Fouilland-Paille, L., Isselin, J. and El Mansori, M. (2019, november). Effect of Si, Cu and processing parameters on Al-Si-Cu HPDC castings. *Journal of Materials Processing Technology, Elsevier*, 249, 559-569. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.06.043>
- [11]Prach, O., Trudonoshyn, O., Randelzhofer, P., Körner, C. and Durst, K. (2019, may). Effect of Zr, Cr and Sc on the Al-Mg-Si-Mn high-pressure die casting alloys. *Material Science & Engineering A* 759(2019), 603-612. <https://doi.org.pbidi.unam.mx:2443/10.1016/j.msea.2019.05.038>
- [12]Yang, H., Ji, S., Yang, W., Wang, Y. and Fan, Z. (2015, july). Effect of Mg level on the microstructure and mechanical properties of die-cast AlSi-Cu alloys. *Material Science & Engineering A* 642(2015), 340-350. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.008>
- [13]Ji, S., Watson, D., Fan, Z. and White, M. (2012, july). Development of a super ductile diecast Al-Mg-Si alloy. *Materials Science & Engineering A*, 556(2012), 824-833. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.07.074>
- [14]Szymczak, T., Gumienny, G., Klimek, L., Goly, M., Szymshal, J. and Pacyniak, T. (2020, october). Characteristics of Al-Si Alloys with High Melting Point Elements for High Pressure Die Casting. *Materials*, 2020(13), 1-13. [doi:10.3390/ma13214861](https://doi.org/10.3390/ma13214861)

[15]Sun, X., Wu, W., Wang, D. and Deng, P. (2016, january). The influence of Sr addition on the microstructure and mechanical properties of aluminum die-casting alloys. *MATCE Web of Conferences*, 67(7), 1-6. [DOI: 10.1051/mateconf/20166705027](https://doi.org/10.1051/mateconf/20166705027)

[16]Zhu, X., Blake, P., Dou, K. and Ji, S. (2018, july). Strengthening die-cast Al-Mg and Al-Mg-Mn alloys with Fe as a beneficial element. *Materials Science & Engineering A*, 732(2018), 240-250. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.005>

[17]Trudonoshyn, O., Randelzhofer, P. and Körner, C. (2021, march). Heat treatment of high-pressure die casting Al-Mg-Si-Mn-Zn alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 872(2021), 1-15. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159692>

[18]Trudonoshyn, O., Rhem, S., Randelzhofer, P. and Körner, C. (2019, october). Improvement of the high-pressure die casting alloy Al-5.7Mg-2.6Si-0.7Mn with Zn addition. *Materials Characterization*, 158(2019), 1-12. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.109959>

[19]Yan, F., Ji, S. and Fan, Z. (2014, june). Effect of Cu on the microstructure and mechanical properties of diecast Al-Mg<sub>2</sub>Si-Mg based alloy. *Materials Science Forum*, 794-796, 172-177. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.794-796.172>

[20] Fokin, D., Matveev, S., Vakhromov, R., Alabin, A. (2022). Effect of Alloying Elements on Strength Properties and Casting Properties of Corrosion Resistant Quench-Free Al-Ca Alloys. In: Eskin, D. (eds) Light Metals 2022. The Minerals, Metals & Materials Series. Springer, Cham. [https://doi.org/10.1007/978-3-030-92529-1\\_15](https://doi.org/10.1007/978-3-030-92529-1_15)

[21] Hu, B., Quan, B., Li, D., Wang, X., Li, Z. and Zeng, X. (2021, march). Solid solution strengthening mechanism in high pressure die casting Al-Ce-Mg alloys. *Materials Science & Engineering A*. 812(2021), 1-10. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141109>

## Referencias complementarias

[22]Watson, D., Ji, S., and Fan, Z. (2014, june). A super-ductile alloy for the die-casting of aluminium automotive body structural components. *Materials Science Forum*, 794-796, 526-531. <https://doi-org.pbidi.unam.mx:2443/10.4028/www.scientific.net/MSF.794-796.526>

[23]Ji, S., Yan, F. and Fan, Z. (2014, december). Development of a high strength Al-Mg<sub>2</sub>Si-Mg-Zn based alloy for high pressure die casting. *Materials Science & Engineering A*, 626(2015), 165-174. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.019>

[24]Zhang, P., Li, Z., Liu, B. and Ding, W. (2016, april). Effecto of chemical composition on tensile behaviors of high pressure die-casting alloys Al-10Si-yCu-xMn-zFe. *Materials Science and Engineering: A*, 661(2016), 198-210. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.032>.