

INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO SOBRE LA MICROESTRUCTURA DE UNA ALEACIÓN ALUMINIO SILICIO

Daniel Zuluaga Castrillón^{1}, James Colorado Marín¹, Jhonatan Gómez Pérez¹, César Suárez Mercado¹, Claudia P. Serna Giraldo², Ricardo E. Aristizábal Sierra²*

1: GIPIMME, Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales, Facultad de Ingeniería, Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia.

2: Profesor Ingeniería de Materiales, GIPIMME, Universidad de Antioquia.

* E-mail: dzc27@hotmail.com

RESUMEN

Aleaciones de aluminio silicio (Al-Si) fundidas con contenido de otros aleantes como Cu y Mg se vuelven susceptibles al tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento con el cual pueden mejorar las propiedades mecánicas y se amplía su gama de aplicaciones. Se presentan los resultados del efecto del tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento de una aleación de aluminio-silicio (Al-Si), sobre la microestructura. Para la obtención de las muestras se utilizó un horno eléctrico de crisol para la fundición. El vaciado se hizo en moldes de arena en verde para obtener bloques en Y. En la parte inferior de los moldes se insertó un enfriador para direccionar la solidificación y para generar una variación en el tamaño de grano. Se analizaron muestras tanto de la zona cercana como alejada del enfriador, las cuales poseían tamaños de grano diferentes. Las muestras se solubilizaron a 510°C por un tiempo de 8 horas y posteriormente se envejecieron artificialmente a 160°C por 4, 8, 12 y 16 horas. Se realizó una caracterización microestructural utilizando microscopía óptica (OM) y microscopía electrónica de barrido (MEB) además de la medición de dureza Vickers. Los resultados permitieron determinar el efecto de las condiciones de solubilización y envejecimiento, sobre la microestructura final obtenida y la dureza de la aleación.

Palabras Clave: Aleación de Aluminio-Silicio, solubilización, envejecimiento.

INFLUENCE OF AGEING HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE OF ALUMINUM SILICON ALLOY

ABSTRACT

Aluminum-silicon (Al-Si) cast alloys with Mg and Cu has susceptibility to solution and ageing heat treatments that improve the mechanical properties and its application is expands. This paper presents the results of the study of the effect of solution and ageing heat treatments of an aluminum-silicon (Al-Si) alloy on microstructure. The alloy was produced using an electric crucible furnace and poured into green sand molds to obtain Y blocks. A chiller was placed in the bottom of the mold to get directional solidification, which generates a variation in grain size. Samples taken close and far from the chiller with different grain sizes were solubilized at 510°C for 8 hours and then artificially aged at 160°C for 4, 8, 12 and 16 hours. Microstructural characterization was performed using optical microscopy (MO) and scanning electron microscopy (SEM) techniques, and hardness measurement were performed. The results showed the effects of solution and ageing conditions, on the microstructure and hardness of the alloy.

Keywords: Al-Si alloy, solution heat treating, aging heat treating

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones Al-Si fundidas son ampliamente utilizadas en la industria aeronáutica, automovilística y de transporte, debido a que presentan buenas propiedades mecánicas y buena resistencia a la corrosión, además un alto desempeño y versatilidad cuando estas se someten a procesos de conformados y maquinados para obtener piezas de geometrías complejas [1]. Cuando a estas aleaciones, además del silicio, se le adicionan otros elementos aleantes como el cobre y/o magnesio u otras, se vuelven susceptibles al tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento [2,3], con el cual pueden mejorar las propiedades mecánicas y se amplía su gama de aplicaciones [4,5]. Debido a la solidificación fuera del equilibrio de las aleaciones Al-Si, es posible encontrar varias fases intermetálicas frágiles y perjudiciales, como $FeAl_6$, $FeSiAl_{13}$, Fe_2SiAl_8 , Al_5FeSi y $FeSi_2Al_4$, que coexisten entre sí y con el silicio [6]. Sin embargo, los tratamientos solubilización ejercen efectos que modifican las características de las fases de silicio eutéctico presentes en diversas aleaciones de base aluminio, lo cual genera que las condiciones del tratamiento térmico a utilizar, sean foco de estudio de interés por diversos investigadores [7]. Además, se conoce que tanto la morfología como el tamaño de mismo silicio eutéctico se ven condicionados por la velocidad de enfriamiento de la aleación fundida [8,9]. En cuanto al efecto del contenido de hierro en la formación de compuestos, varias investigaciones han reportado que un contenido de hierro entre $0.05\% < Fe < 0.7\%$, promueve la formación de fases de morfología acicular, después de la eutéctica de silicio. Para un contenido de hierro mayor de 0.7% más agujas de la fase Al_5FeSi parecen precipitar antes de la eutéctica de silicio [10]. Cuando además se tienen contenidos apreciables de Cu, este se puede encontrar parcialmente soluble en la solución sólida α o formando intermetálicos como Al_2Cu [11]. Las propiedades finales del material dependen de variables como la composición química, las condiciones del tratamiento térmico y la microestructura de partida. Una de las variables más importantes es el tamaño de grano, ya que determina, en gran medida, los tiempos de tratamiento térmico y la resistencia máxima que puede alcanzarse [12,13].

2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

La composición de la aleación Al-Si producida se puede observar en la Tabla 1, la cual fue determinada por espectrometría de emisión óptica en un equipo BRUKER serie Q8 Magellan. La aleación fue preparada a partir de cargas de aluminio comercial en un horno eléctrico marca Terrígeno modelo ESP serie 602. Para obtener las muestras, el material fundido fue vaciado en moldes de arena en verde, en el cual se colocó un enfriador en la parte inferior del molde con el fin de direccionar la solidificación de la aleación y obtener diferentes tamaños de grano a lo largo de la pieza. Se evaluaron dos zonas distintas del lingote fundido, contigua al enfriador referida como zona inferior y alejada del enfriador, referida como zona superior, y se determinó el efecto de aplicar diferentes tratamientos térmicos de envejecimiento. A las piezas en condición *as cast* se les realizó un tratamiento térmico de homogenización a una temperatura de $510^\circ C$ durante 8 horas. Posteriormente se les realizó un tratamiento térmico de envejecimiento a $160^\circ C$ variando los tiempos en 4, 8, 12 y 16 horas. Los tratamientos térmicos se realizaron en un horno de mufla, marca Terrígeno modelo 08 sin atmósfera de protección.

Se realizó la caracterización microestructural de las piezas obtenidas, en su estado *as cast*, y después de cada tratamiento térmico. Las muestras se prepararon metalográficamente según el procedimiento convencional definido en la norma ASTM E3-11 [15], y posteriormente fueron

atacadas con ácido fluorhídrico al 1% durante 5 segundos y observadas en un microscopio óptico modelo NIKON eclipse MA100. Se realizaron mediciones de dureza Vickers con una carga de 10 kg. Se determinó el tamaño de las dendritas de las muestras en estado *as cast* empleando 20 repeticiones, siguiendo los lineamientos del método del intercepto, asociado a la norma ASTM E112–13 [16]. Se realizaron también observaciones en el microscopio electrónico de barrido-MEB (JEOL JSM, 6490 LV), con análisis semicuantitativo por espectroscopía de energía dispersiva (EED) para identificar la composición de la fase matriz y las fases precipitadas (JEOL JSM, 6490 LV).

Tabla 1. Composición de la aleación Al-Si producida.

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni
(%) peso	8,049	0,825	1,381	0,043	0,160	0,032	0,019
	Zn	Sn	Sb	Pb	Ti	Al	
	0,528	0,022	0,004	0,02	0,14	Balance	

3. RESULTADOS Y ANÁLISIS

En la Figura 1 se muestran las micrografías de la aleación en estado *as cast*, tanto para la zona inferior (Figura 1a) como para la zona superior (Figura 1c). Se determinó que la microestructura consiste de una matriz de dendritas de aluminio y el eutéctico aluminio-silicio en los espacios interdendríticos. Se evidenció diferencia en el tamaño de las dendritas, las cuales son más finas en la zona inferior, con un tamaño promedio de $43,370 \pm 3,928 \mu\text{m}$, y más gruesas en la zona superior, con un tamaño promedio $72,876 \pm 10,671 \mu\text{m}$. La diferencia de los tamaños puede explicarse por la velocidad de enfriamiento, la cual es mayor cuanto más cerca se está del enfriador. Se observa también que el silicio del eutéctico es de morfología acicular, debido a que la composición de la aleación no contiene elementos modificadores. En la Figura 1a se aprecia también la presencia de otra fase, con morfología de agujas que, de acuerdo con la composición química de la aleación podrían ser del tipo Al_5FeSi . En las Figuras 1b y 1d se muestran las micrografías de las muestras después de haber sido sometidas a solubilización durante 8 horas a 510°C , se determinó que el patrón dendrítico se destruyó parcialmente y el silicio del eutéctico adquirió una morfología redondeada.

La Figura 2 muestra los resultados de los ensayos de dureza Vickers. Aunque no se evidencia un gran efecto de aumento en la dureza, se observa que, en las muestras de grano fino se alcanza la máxima dureza después de 12 horas y luego la dureza desciende debido al sobre-envejecimiento. En la muestra de grano grueso (zona superior) hay un descenso en la dureza. Dado que las distancias de difusión son mayores, es de esperarse que alcanzar la dureza máxima tome más tiempo, pues los átomos tienen que recorrer distancias mayores. Por lo tanto, se infiere que el tiempo óptimo de envejecimiento en estas muestras es mayor a 12 horas y muy seguramente mayor a 16 horas y por eso no se observa un aumento en la dureza del material.

En la Figura 3 se observa la evolución microestructural de la aleación al aumentar el tiempo de envejecimiento, tanto para las muestras de grano grueso (Figuras 3a, 3b, 3c, 3d) como del grano fino (Figuras 3e, 3f, 3g, 3h). Es posible observar la evolución de los precipitados de silicio a medida que aumenta el tiempo de envejecido. En las muestras de grano fino (Figuras 3e, 3f, 3g, 3h), se observa que aparecen precipitados de silicio pequeños de apariencia redondeada, los cuales

permanecen al aumentar el tiempo de envejecido. Se observa también la presencia de precipitados diferentes de apariencia acicular, los cuales aumentan en tamaño y cantidad para tiempo de envejecimiento superior a 8 horas. Por la morfología y composición de la aleación y basados en la literatura, se sugiere que estos precipitados son del tipo Al_5FeSi [17].

En contraste con lo anterior, en las muestras de grano grueso (Figuras 3a, 3b, 3c, 3d), se observa que, al aumentar el tiempo de envejecido, los precipitados de silicio aumentan de tamaño y disminuyen en cantidad, en tanto que los precipitados aciculares de Al_5FeSi presente son más gruesos, pero se mantienen en cantidad y no aparecen más con el tiempo de envejecido. Esto responde probablemente a la disminución en la velocidad de enfriamiento que favorece la difusión de los elementos de aleación y el crecimiento de los precipitados ya nucleados. En las Figuras 4 y 5 se muestran las imágenes de MEB y la composición química determinadas por EED, las cuales son representativas de las fases precipitadas y de la matriz de las muestras en el estado *as cast* y de las muestras después de su respectivo procedimiento de envejecido durante 16 horas. Las imágenes permiten confirmar la composición química de los precipitados redondeados de silicio, los precipitados aciculares del tipo Al_5FeSi y la matriz de aluminio con un bajo porcentaje de silicio en solución.

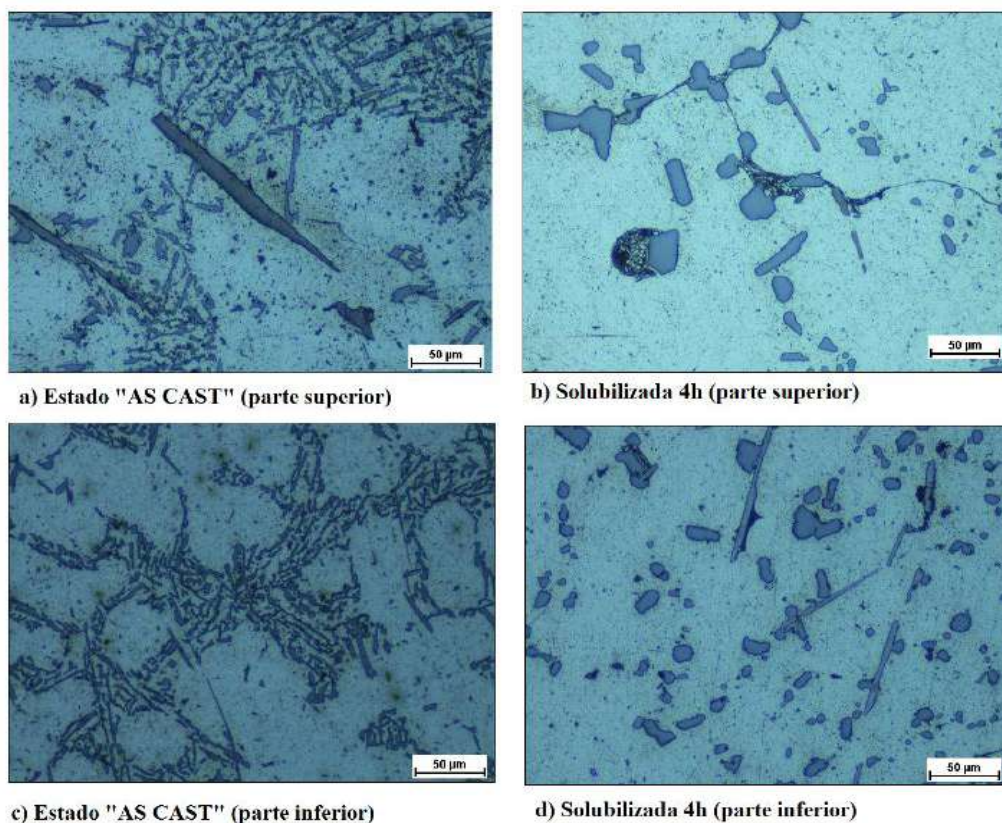


Figura 1. a) y c) Aleación en estado *as-cast*; b) y d) Tratamiento de homogenización a 510°C por 8h.

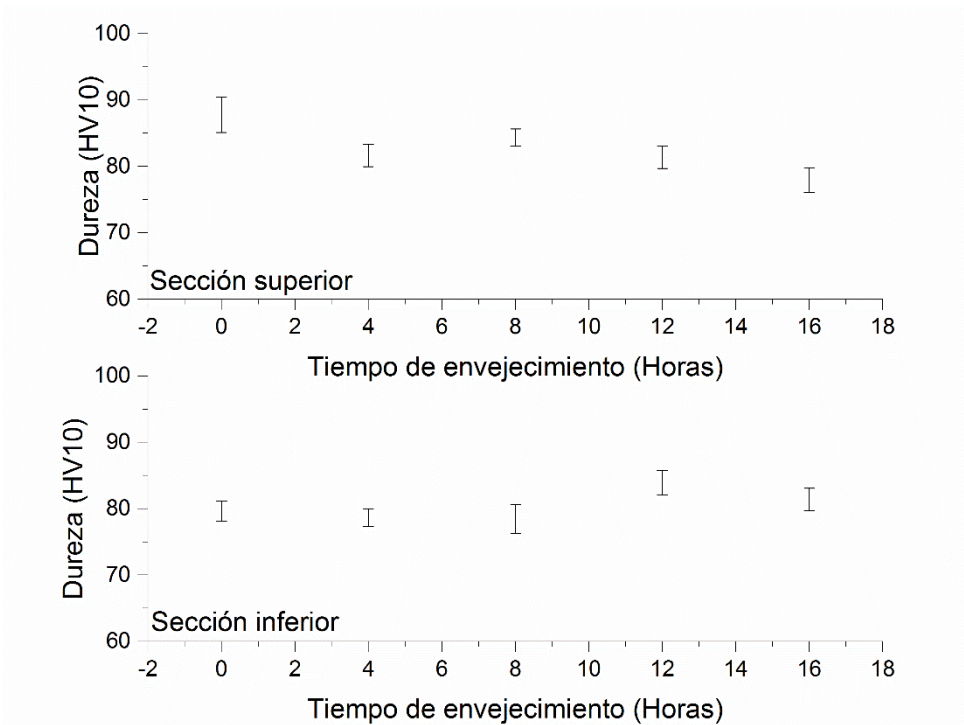


Figura 2. Efecto del tiempo de envejecido sobre la dureza.

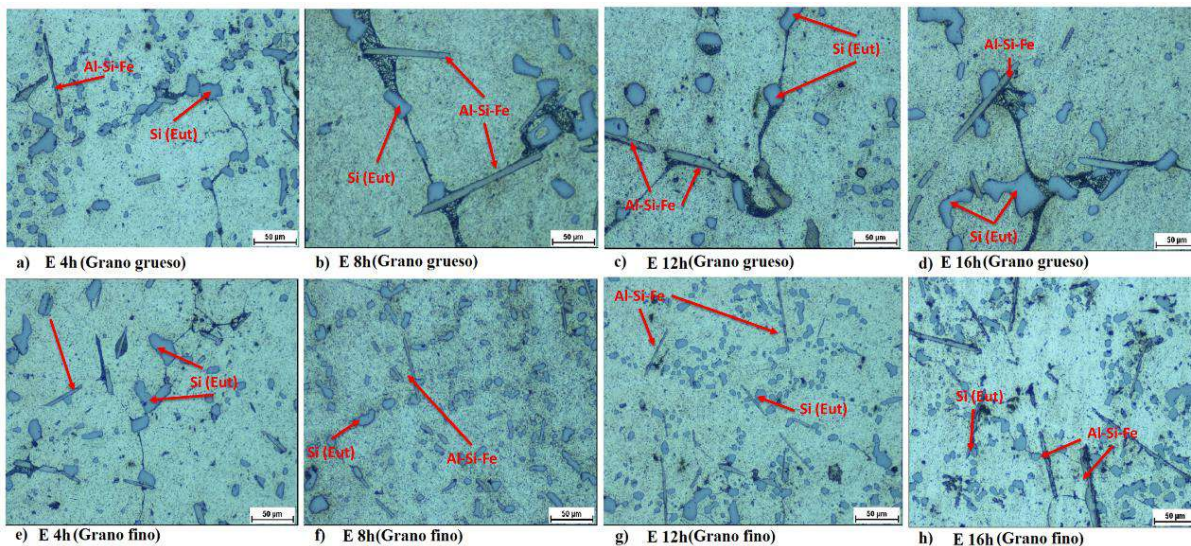


Figura 3. Muestras sometidas a tratamiento de envejecido a 160°C a) 4 h grano grueso b) 8 h grano grueso c) 12 h grano grueso d)16 h grano grueso e) 4 h grano fino f) 8h grano fino g) 12h grano fino, y h) 16h grano fino.

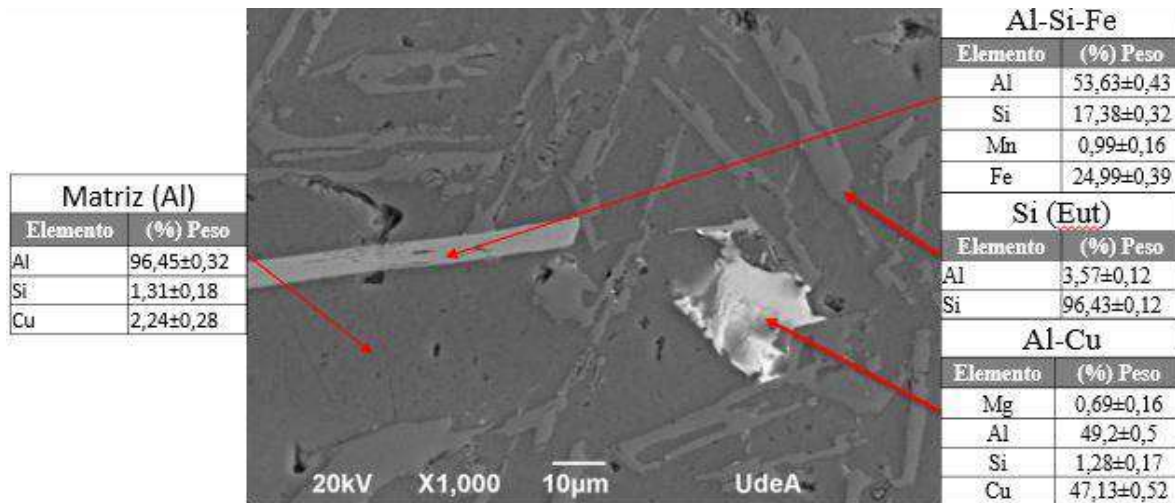


Figura 4. Micrografía MEB de la aleación en estado as cast

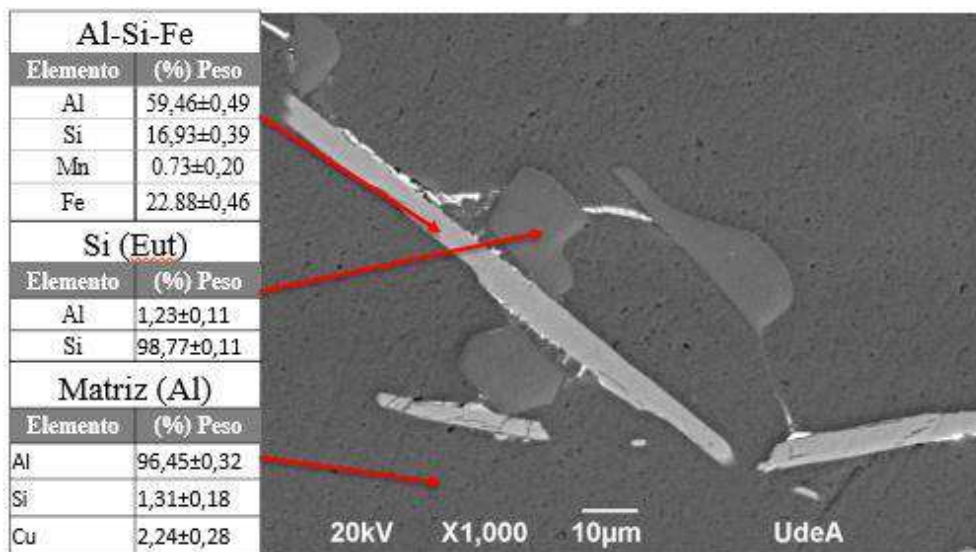


Figura 5. Micrografía MEB de la aleación envejecida durante 16 horas.

4. CONCLUSIONES

Se determinó que el efecto del tratamiento térmico de solubilización a 8 horas permitió que la morfología del silicio pasara de apariencia acicular a redondeada. Además se eliminaron en gran proporción las dendritas de las muestras en estado *as cast*. También se pudo determinar el efecto causado por el tratamiento térmico de envejecido en las muestras de grano fino y de grano grueso, en relación con las fases formadas, pues en las muestras de grano fino hubo un crecimiento de precipitados de silicio y después un aumento en la precipitación de compuestos de Al-Fe-Si en forma de agujas. Ya en las muestras de grano grueso, el silicio creció continuamente con el tiempo de envejecido, mientras que los precipitados compuestos de Al-Fe-Si en forma de agujas se mantuvieron estables. También se observó la presencia de precipitados del tipo Al_2Cu , tanto para las zonas de grano fino como de grano grueso, los cuales fueron desapareciendo con el aumento del tiempo de envejecido. El tratamiento de envejecido realizado no tuvo influencia significativa para el aumento en la dureza de la aleación, sin embargo, pueden presentarse fenómenos de sobre-

envejecimiento que se asocian normalmente con el crecimiento excesivo de los precipitados y el engrosamiento de la microestructura, causando así decaimiento de la dureza. En las muestras de grano grueso se infirió que el tiempo de envejecimiento óptimo es mayor a 16 h y por tanto no se observó un aumento en la dureza.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecemos al grupo GIPIMME, al laboratorio de Fundición y a la Estrategia de Sostenibilidad 2014-2015 de la Universidad de Antioquia por la financiación del proyecto.

6. BIBLIOGRAFÍA

- [1] Zhang, L. Y. *et al.*, “Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 207, no. 1–3, pp. 107–111, Oct. 2008.
- [2] ASM H. Committee, *ASM Metals Handbook Vol 4: Heat-treating*. ASM International, USA, 1991.
- [3] Sjölander, E. and Seifeddine, S., “The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 10, pp. 1249–1259, Jul. 2010.
- [4] Li, R. X. *et al.*, “Age-hardening behavior of cast Al-Si base alloy,” *Mater. Lett.*, vol. 58, no. 15, pp. 2096–2101, 2004.
- [5] Shabestari, S. G. and Shahri, F., “Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy,” *J. Mater. Sci.*, vol. 39, no. 6, pp. 2023–2032, 2004.
- [6] Alvarado Ramirez, M. A., *Relación entre Microestructura y Propiedades Mecánicas en Piezas Vaciadas de Aluminio*, Tesis M.Sc. Universidad autónoma de Nuevo León, Nuevo León, México, 1999.
- [7] Vlach, M. *et al.*, “Heat treatment and age hardening of Al–Si–Mg–Mn commercial alloy with addition of Sc and Zr,” *Mater. Charact.*, vol. 129, pp. 1–8, Jul. 2017.
- [8] Makhlof, M. M. and H. V. Guthy, “The aluminum–silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography,” *J. Light Met.*, vol. 1, no. 4, pp. 199–218, Nov. 2001.
- [9] CHEN, R., SHI, Y., XU, Q., and LIU, B., “Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7 Si- 0.3Mg- 0.15 Fe alloy,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 24, no. 6, pp. 1645–1652, 2014.
- [10] Xu, C. L., Wang, H. Y., Qiu, F., Yang, Y. F., and Jiang, Q. C., “Cooling rate and microstructure of rapidly solidified Al–20 wt.% Si alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 417, no. 1–2, pp. 275–280, 2006.
- [11] Darvishi, A., Maleki, A., Atabaki, M. M., and Zargami, M., “The mutual effect of iron and manganese on microstructure and mechanical properties of aluminium-silicon alloy,” *Assoc. Metall. Eng. Serbia AMES*, vol. 16, no. 1, pp. 11–24, 2010.
- [12] Bogdanoff, T. and Dahlström, J., *The influence of copper on an Al-Si-Mg alloy (A356) - Microstructure and mechanical properties*, Tesis de Ing., Jönköping University, Jönköping , Suecia, 2009.
- [13] ASM H. Committee, *ASM Metals Handbook Vol 9: Metallography and Microstructures*. ASM International, USA, 2004.
- [14] ASM H. Committee, *ASM Metals Handbook Vol 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. ASM International, USA, 1990.
- [15] ASTM E3-11, “Standard guide for preparation of metallographic specimens,” 2011.

[16] ASTM E112-13, “Standard test methods for determining average grain size”, 2013.

[17] Palas Z., M. A., *Reconocimiento de Fases en Aleaciones de Aluminio en Estado Modelado*, Tesis de Ing., Universidad de Piura, Piura , Perú, 2012.