

Efecto del reforzamiento y la velocidad de enfriamiento en las propiedades mecánicas de la aleación AlMgSi

Regino Castro Grela^A, Bernardo Campillo Illanes^{B, C}, Socorro Valdez Rodríguez^C

^A CIICAp-FCQeI-UAEMor

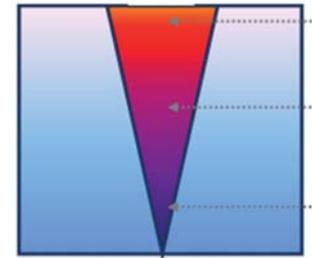
^B Facultad de Química, UNAM

^C Instituto de Ciencias Físicas, UNAM

svaldez@fis.unam.mx

RESUMEN

Una aleación AlMgSi reforzada con partículas de carburo de silicio (SiCp), fue fabricada mediante el método de vórtex, y luego vaciada en un molde de cobre y enfriada en nitrógeno líquido para lograr una elevada velocidad de enfriamiento. La aleación AlMgSi y el compuesto AlMgSi-SiCp fueron también solidificados en un molde de arena sílica para evidenciar la influencia que ejerce la velocidad de enfriamiento sobre la dureza, el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo último. Los resultados arrojan una mejora en dichas propiedades al aumentarse la velocidad de enfriamiento. La aleación AlMgSi sin reforzamiento, con respecto de la aleación reforzada, presenta menores valores de dureza. El efecto del reforzamiento aunado a la velocidad de enfriamiento propician una combinación clave para modificar la dureza, el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo último de la aleación AlMgSi.



PALABRAS CLAVE

Aleación AlMgSi, propiedades mecánicas, partículas de SiC, velocidad de enfriamiento.

ABSTRACT

An AlMgSi alloy reinforced with silicon carbide particles was produced by the vortex method, poured into a copper mold and cooled with liquid nitrogen for getting a high cooling rate. The influence of high cooling rate was compared with a cooling rate from a silica-sand mould. The results showed an improvement in mechanical properties (hardness, yield tension stress, ultimate tension stress) at high cooling rate. In addition, the AlMgSi alloy shows a lower hardness than the reinforced AlMgSi alloy. The reinforcement and cooling rate effect are a key combination to modify the mechanical properties in an AlMgSi alloy.

KEY WORDS

AlMgSi alloy, mechanical properties, SiC particles, cooling rate.

INTRODUCCIÓN

El Aluminio y sus aleaciones, combinan sus propiedades de ductilidad, conformabilidad y baja densidad con las propiedades del material de refuerzo tales como: dureza, estabilidad química y térmica de las partículas cerámicas. Una de las combinaciones más estudiadas es el sistema SiC/Al, caracterizado por una buena resistencia al desgaste y alta conductividad térmica.¹ El interés en la adición de magnesio a la matriz de aluminio, está motivado por la aplicación de las aleaciones AlMg y AlMgSi en la industria automotriz y aeroespacial, debido a su alta resistencia mecánica y bajo peso. Además, es posible obtener excelentes propiedades mecánicas, a través de tratamientos térmicos, con los cuales se forma la fase β -Mg₂Si cuya estructura cristalina es la cúbica centrada en la cara: ccc (a = 0,639nm). Se ha reportado la presencia de esta fase con una distribución uniforme tanto en la matriz, como en el límite de grano.² La elección de SiCp como reforzante, es debido a que las partículas de carburo de silicio, poseen propiedades de alta dureza y bajo coeficiente de expansión térmica, además de ser resistentes al desgaste, con buena resistencia mecánica a temperaturas elevadas y resistencia al choque térmico.³

En comparación con las aleaciones metálicas, los compuestos de matriz metálica reforzados con partículas cerámicas (MMCs) presentan mayor resistencia mecánica, superior dureza, elevada conductividad térmica y mayor estabilidad dimensional. Inclusive muchos materiales compuestos son utilizados por su elevada resistencia al desgaste y alto módulo específico.⁴

Los compuestos de matriz metálica son considerados como excelentes candidatos en aplicaciones estructurales, aeronáutica-aeroespacial, o en la industria automotriz. Conjuntamente con el tratamiento térmico, la ruta de preparación de todo material, juega un papel importante, para la obtención de excelentes propiedades mecánicas tales como la dureza, el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo último. La síntesis de materiales compuestos a través del método de vórtex, ha dado excelentes resultados en la distribución homogénea del reforzante, disminución de la porosidad y la eliminación de reacciones químicas secundarias.⁵ La importancia

en la disminución de la microporosidad, genera beneficios en el refinamiento del grano,⁶ mientras que el incremento de esta porosidad debido a gas disuelto, tiende a aumentar el tamaño de grano. Debe considerarse, que la contracción o rechupe durante el proceso de solidificación, es un efecto importante para la presencia de microporosidad. Sin embargo, resultados previos con el método de vórtex han reportado la disminución de la porosidad.³

En la presente investigación, la aleación AlMgSi fue reforzada con partículas de carburo de silicio (SiCp), mediante el método de Vórtex (figura 1) y posteriormente solidificada en un molde de cobre con forma de cuña, el cual fue sumergido en nitrógeno líquido (72.2K/196°C) con la finalidad de acelerar la velocidad de enfriamiento durante el proceso de solidificación.

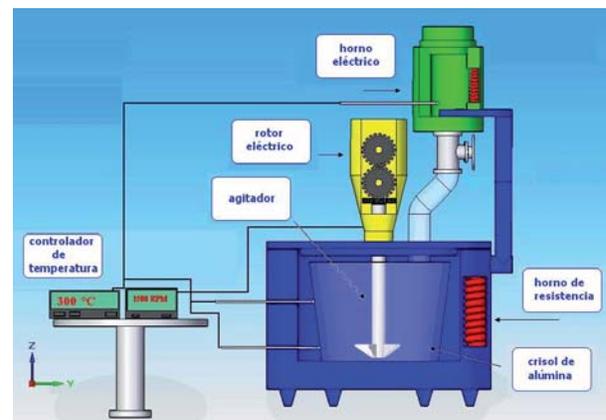


Fig. 1. Figura esquemática del equipo de vórtex.

Una elevada velocidad de enfriamiento comprendida entre 10^2 y 10^6 K/s, provoca un subenfriamiento en el líquido, iniciando el proceso de nucleación lejos de las condiciones de equilibrio, lo cual conduce a la obtención de sólidos con microestructuras⁷ y propiedades diferentes⁸ a las obtenidas mediante velocidades de enfriamiento convencional. En este trabajo, se reportan las propiedades de dureza, esfuerzo de cedencia y esfuerzo último correspondientes a la aleación AlMgSi y AlMgSi-reforzada, ambas solidificadas a diferentes velocidades de enfriamiento. Además se realiza una comparación entre estos resultados y las propiedades de dureza, esfuerzo de cedencia y esfuerzo último, para los mismos sistemas, solidificados a velocidades de enfriamiento convencional.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La fabricación del material reforzado, se realizó mediante el Método de Vórtex (figura 1). Este es un proceso simple y económico, que tiende a favorecer la incorporación del material de refuerzo, en este caso las partículas cerámicas de SiC, en la aleación matriz AlMgSi. El método de vórtex, consiste en agitar vigorosamente la aleación AlMgSi calentada a una temperatura arriba de la temperatura líquida, al mismo tiempo que las partículas de refuerzo (SiC) precalentadas son adicionadas en el vórtex formado.⁹

Para la fabricación del material compuesto, se inició con la preparación de la aleación AlMgSi, utilizando elementos de pureza comercial (Al 98.5% y Mg 99.9% de pureza). Los elementos Al (660 °C) y Mg (650 °C) fueron colocados en un crisol de alúmina, e introducidos al interior de un horno de resistencia a 700 °C, previamente precalentado junto con el Si (1414°C) a 300 °C durante 15 mins. Se utilizó una mezcla de sales fundentes (KCl + NaCl en relación 1:1) para evitar el contacto del baño líquido con el ambiente y la oxidación de los elementos Al y Mg.

Las partículas cerámicas de SiC fueron precalentadas con un horno eléctrico a 870°C, durante 15 minutos, y entonces adicionadas a una velocidad de 30 g/min a la aleación matriz de AlMgSi mediante el Método de Vórtex; el vórtex fue creado con la ayuda de un agitador mecánico que gira a una velocidad de 1150 rpm, agitando el baño líquido durante 15 minutos para obtener una buena homogeneización. Se agregó como desescoriador 2% de NaF. El compuesto AlMgSi-SiCp fue desgasificado con el crisol dentro del horno, con la finalidad de propiciar la reacción entre el desescoriador y el gas, para generar una escoria ligera, así como para eliminar el hidrógeno disuelto y evitar microporosidades en el sólido. Se retiró la escoria mecánicamente y el baño líquido de AlMgSi-SiCp fue vertido en dos diferentes tipos de molde (figura 2 y 3). El SiC fue agregado en dos cantidades diferentes de 5 y 10% en peso.

Uno de los moldes fue realizado con arena sílica (figura 1). Y el segundo molde está constituido con la forma de cuña, con paredes frontales de cobre y laterales de arena sílica; este molde fue enfriado

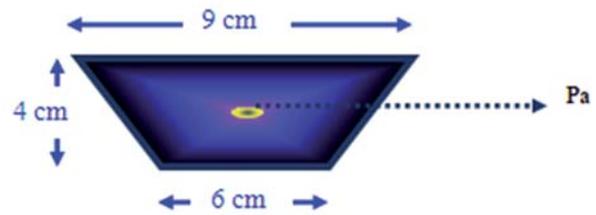


Fig. 2. Molde de arena sílica. El círculo en el interior indica la posición del termopar.

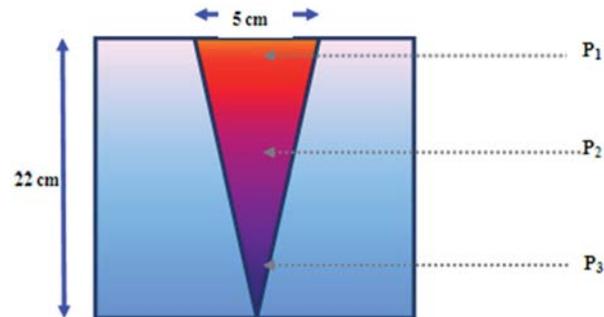


Fig. 3. Esquema del molde en forma de cuña. Con paredes frontales de cobre y laterales de arena sílica.

mediante su inmersión dentro de un tanque de poliestireno extruido lleno de nitrógeno líquido durante 30 minutos (figura 2) previos al proceso de colado. En ambos moldes, se colocaron termopares cromel/alumel tipo K, de 0.0003m de calibre, cubiertos por canutillos de cerámica de 0.0016m de diámetro.

En el molde de cobre, se distribuyeron internamente tres pares de termopares a lo largo del molde, identificados como puntos P₁, P₂ y P₃, iniciando desde la zona ancha de 5 cm (P₁), a la zona angosta (P₃); con la finalidad de registrar la temperatura y determinar la velocidad de enfriamiento durante el proceso de solidificación.

La tabla I, reporta la composición química del compuesto AlMgSi-SiCp, obtenida mediante espectroscopía óptica de emisión, la cual está basada en la longitud de onda característica de cada elemento; el análisis se realizó mediante un espectrómetro Modelo LAX X8-WINDOWS, marca SPECTROLAB con 15 canales analíticos, que opera bajo ambiente de computación de Microsoft Windows; los resultados reportados corresponden al promedio de cinco análisis, los cuales fueron realizados en tres regiones diferentes de las probetas de AlMgSi y AlMgSi-SiCp.

Tabla I. Composición química del compuesto Al-Mg-SiC (at. %).

Elementos	AlMgSi	Material AlMgSi -5%SiCp	AlMgSi - 10%SiCp
Si	1.160	5.150	10.700
Mg	9.920	9.880	9.600
otros	0.770	0.800	0.098
Al	Bal.	Bal.	Bal.

Los lingotes fueron cortados a lo largo de la sección longitudinal, paralelo a la posición del termopar. Posteriormente fueron desbastados con papel lija esmerilada para agua de No. 80 hasta No. 1200 de carburo de silicio, pasando por: No. 240, No. 320, No. 400, No. 600. Se pulieron utilizando un paño de fieltro microcloth embebido en un abrasivo de alúmina grado 5.0 μ , 1.0 μ , 0.3 μ y 0.05 μ . A continuación, fueron atacadas con reactivo Keller durante 30 seg. La preparación metalográfica fue llevada a cabo para realizar los ensayos de microdureza sobre la matriz de la aleación AlMgSi y del compuesto AlMgSi-SiCp.

Los ensayos de microdureza Vickers se realizaron en todas las muestras, las obtenidas por el molde de arena y el molde de cobre con forma de cuña. Las muestras fueron identadas con un Microdurómetro modelo INSTRON serie 210013. Se aplicó una carga de 980.70 mN durante 10 s. La dureza se determinó mediante el análisis de las diagonales de cada marca identada. Cada valor reportado, es el promedio de 5 mediciones en regiones diferentes de la muestra.

Los valores de esfuerzo último y punto de cedencia, se obtuvieron a partir de ensayos de tensión realizados con una máquina INSTRON a temperatura ambiente y $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ en velocidad de deformación. Las muestras para el ensayo de tracción (25 x 6 x 5 mm) fueron maquinadas siguiendo la norma ASTM B557M.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La tabla II, reporta la velocidad de enfriamiento medida a partir de los termopares. La literatura, indica que se han estudiado condiciones de enfriamiento que van desde 10^{-6} K/s para grandes lingotes comerciales, hasta 10^9 K/s , para muestras solidificadas rápidamente, enfocadas principalmente en los cambios microestructurales.

Tabla II. Velocidad de enfriamiento (K/s) determinada a partir de los termopares en el molde de arena (Pa) y en tres posiciones (P₁, P₂ y P₃) en el molde de cobre.

Velocidad de Enfriamiento (K/s)				
Material	P _a	P ₁	P ₂	P ₃
AlMgSi	5.3	52.0	74.0	140.0
AlMgSi-5%SiCp	6.0	56.0	128.0	250.0
AlMgSi-10%SiCp	9.0	83.0	156.0	290.0

En este trabajo, los elevados valores de la velocidad de enfriamiento corresponde a 290 K/s, para el molde de cobre, alcanzado con el enfriamiento en nitrógeno líquido. El cobre puede producir elevadas velocidades de enfriamiento para una colada convencional.⁴ Los datos reportados en la tabla II, muestran que es posible generar una solidificación rápida a través de un elevado enfriamiento controlado por el diseño y tipo de molde.

Evidentemente, la velocidad de enfriamiento aumenta de 15.7% (porcentaje en K/s) a 47.15% para la matriz AlMgSi, a medida que el acercamiento entre las dos paredes de cobre disminuye, es decir hacia la punta del molde. Otro aumento en la velocidad de enfriamiento, se observa con la adición de partículas cerámicas (SiC) a la matriz AlMgSi, esta influencia se hace notoria en el molde de arena, debido a que el porcentaje de enfriamiento va del 7.8% (porcentaje en K/s) para 5% SiCp a 33.4% (porcentaje en K/s) para 10% SiCp. En este caso, se aprecia claramente la influencia de la adición del cerámico a la matriz, dado que la velocidad de enfriamiento en arena es 46.7 veces menor que para el punto P1 (posición del termopar en el punto 1, zona ancha de 5cm para el molde de cobre). Resultados similares, han sido obtenidos por J. Cai y col. para una aleación A356. Ellos reportan un incremento en la velocidad de enfriamiento con la adición de partículas de Al₂O₃.¹⁰ La adición de partículas cerámicas al metal fundido, introduce un número mayor de sitios de nucleación y reduce el subenfriamiento, acelerando por lo tanto, el proceso de solidificación.

Dado que se considera que las partículas de SiCp actúan como sitios de nucleación, su presencia interfiere al proveer de un mayor número de superficies que disminuyen la barrera energética del subenfriamiento aumentando el proceso de nucleación.

Debe considerarse también, que el incremento en la velocidad de enfriamiento, propicia un decremento sobre la temperatura de subenfriamiento durante el proceso de nucleación. Este fenómeno origina un incremento en la temperatura de nucleación, como consecuencia la velocidad de solidificación aumenta, debido a la presencia de un mayor número de núcleos y aglomerados de átomos que tienden a crecer simultáneamente.

Los resultados de la investigación, revelan que con el incremento en la velocidad de enfriamiento de 9 K/s en arena (Pa) a 290 K/s (P₃) para el compuesto AlMgSi-10%SiCp se obtiene una mejora del esfuerzo de cedencia. El incremento en el esfuerzo último va de 275MPa para la velocidad más baja hasta 300 MPa para la velocidad de enfriamiento más alta (figura 4).

En la figura 4, también están representadas las propiedades mecánicas de dureza, esfuerzo de cedencia y esfuerzo último, obtenidas con una colada convencional en molde de arena. Estas son comparadas con las obtenidas a elevada velocidad de enfriamiento del molde de cobre. Puede observarse la influencia benéfica que ejerce la elevada velocidad sobre las propiedades mecánicas. Es evidente que este mejoramiento en las propiedades mecánicas de la matriz y el material compuesto está gobernado tanto por el incremento en la velocidad de enfriamiento, así como por la adición de partículas cerámicas.

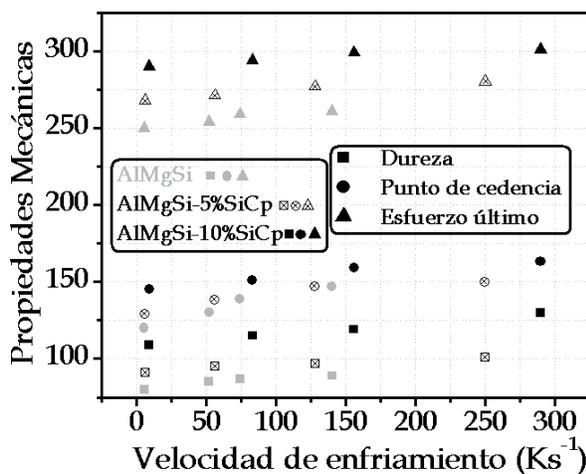


Fig. 4. Representación de las propiedades mecánicas para AlMgSi, AlMgSi-5%SiCp y AlMgSi-10%SiCp a diferente velocidad de enfriamiento.

Puede observarse también, el influjo que ejercen las partículas cerámicas sobre la dureza, el punto de cedencia y el esfuerzo último. Estos incrementos están de acuerdo con lo reportado por G. H. Paulino y col.¹¹

CONCLUSIONES

La solidificación de la aleación AlMgSi y del material compuesto AlMgSi-SiCp a través de un molde de cobre en forma de cuña y el enfriamiento del molde con nitrógeno líquido, fue posible alcanzar velocidades de enfriamiento máximas de 250 y 290 K/s cercano en la punta del molde de cobre.

Es importante destacar el mejoramiento en las propiedades mecánicas (dureza, punto de cedencia y esfuerzo último) a medida que la velocidad de enfriamiento se incrementa. Los más altos valores para dureza, punto de cedencia y esfuerzo último, fueron determinados para velocidades de enfriamiento de 290 K/s.

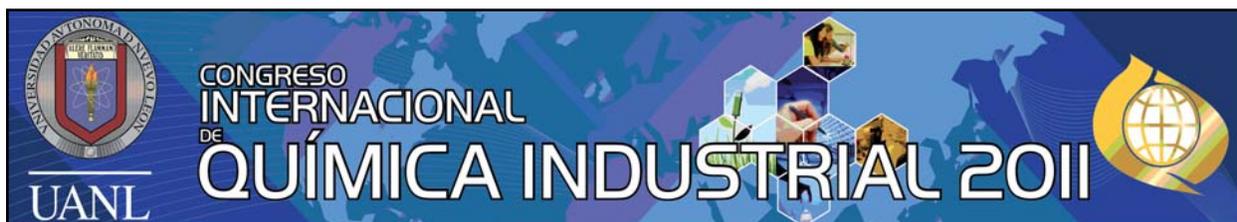
AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el financiamiento otorgado por DGAPA-UNAM-PAPIIT-IN105708.

REFERENCIAS

1. M. Mahagundappa, H. L. Benal, H.K. Shivanand, Influence of heat treatment on the coefficient of thermal expansion of Al (6061) based hybrid composites, *Mater. Sci. Eng. A*(2006) 435–436, 745–749.
2. J. Xu, J.X. Zhang, S.W. Tang, W.C. Ren, Effect of transcristallinity on tensile behaviour of discontinuous carbon fibre reinforced semicrystalline thermoplastic composites, *Mater. Sci. Eng. A* 433 (2006) 94–99.
3. S. Kumar, V. Balasubramanian. Effect of reinforcement size and volume fraction on the abrasive wear behaviour of AA7075 Al/SiCp, *Tribology* 43 (2010) 414-422.
4. Y M. Bayhan, K. Önel. Optimization of reinforcement content and sliding distance for AlSi7Mg/SiCp composites using response surface methodology, *Mater. Design.* 31 (2010) 3015-3022.

5. S. Valdez, B. Campillo, R. Pérez, L. Martínez, A. García H., Synthesis and microstructural characterization of Al–Mg alloy–SiC particle composite, *Mat. Lett.* 62 (2008) 2623–2625.
6. Lihong Han, Derek O. Northwood, Xueyuan Nie, Henry Hu, The effect of cooling rates on the refinement of microstructure and the nanoscale indentation creep behavior of Mg–Al–Ca alloy, *Mater. Sci. Eng. A* 512 (2009) 58–66.
7. M.A. Suarez, O. Alvarez, M.A. Alvarez, R.A. Rodriguez, S. Valdez, J.A. Juarez. Characterization of microstructures obtained in wedge shaped Al–Zn–Mg ingots. *J. Alloys Comps.* 492 (2010) 373–377.
8. R.M. Shalaby. Effect of rapid solidification on mechanical properties of a lead free Sn–3.5Ag solder. *J. Alloys Comps.* 505 (2010) 113–117.
9. M. Kök Abrasive wear of Al₂O₃ particle reinforced 2024 aluminium alloy composites fabricated by vortex method. *App. Sci. Manufac. A* 37 (2006) 457–464.
10. J. Cai, G. C. Ma, Z. Liu, H. F. Zhang, Z. Q. Hu., Influence of rapid solidification on the microstructure of AZ91HP alloy, *J. Alloys and Comp.* 422 (2006) 92–96.
11. G.H. Paulino and J.H. Kim, Mixed-Mode Crack Propagation in Functionally Graded Materials, *J. Eng. Fract. Mech.* 71 (2004) 1907.



En el marco de las actividades del

AÑO INTERNACIONAL DE QUÍMICA 2011



La Facultad de Ciencias Químicas de la Universidad Autónoma de Nuevo León, a través del Área de Química Industrial, en colaboración con los cuerpos académicos de Química y de Química Sintética, invitan a todos los interesados a participar en el:

CONGRESO INTERNACIONAL DE QUÍMICA INDUSTRIAL 2011

A celebrarse en la Ciudad de Monterrey, Nuevo León del 5 al 8 de abril de 2011, en la Biblioteca Universitaria "Raúl Rangel Frías" de la Universidad Autónoma de Nuevo León.

Para mayores informes:

Dr. Juan Manuel Alfaro Barbosa

jualfaro@fcq.uanl.mx

Tel.: 83294000 Ext. 6240 y 6241

o

consultar la página: <http://www.fcq.uanl.mx/>