

# ROL DE LOS ALEANTES SECUNDARIOS DURANTE EL ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL DE UNA ALEACIÓN AL-SI-MG(-CU) USADA EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ

## INFLUENCE OF MINOR ALLOYING ELEMENTS ON THE PRECIPITATION BEHAVIOR OF AN AL-SI-MG(-CU) ALLOY USED IN THE AUTOMOTIVE INDUSTRY

G. Pereyra, C. Macchi\*, A. Somoza

- (1) IFIMAT- Instituto de Física de Materiales Tandil - Facultad de Ciencias Exactas, Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires Pinto 399 (B7000GHG) Tandil, Argentina.  
 (2) IFIMAT y CONICET - Instituto de Física de Materiales Tandil - Facultad de Ciencias Exactas Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires Pinto 399 (B7000GHG) Tandil, Argentina.  
 (3) IFIMAT y CICPBA - Instituto de Física de Materiales Tandil - Facultad de Ciencias Exactas Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires Pinto 399 (B7000GHG) Tandil, Argentina.  
*e-mail: cmacchi@exa.unicen.edu.ar*

Se presenta un estudio acerca de la secuencia de precipitación a 160°C de aleaciones comerciales del sistema Al-7%Si-Mg(-Cu) y de la dependencia de la misma del agregado, en distintas proporciones, de elementos aleantes minoritarios. Las aleaciones estudiadas son actualmente usadas por una empresa local para la fundición de piezas de seguridad para la industria automotriz. Los resultados obtenidos se discuten en términos de las diferentes estructuras que se forman durante la descomposición de la solución sólida sobresaturada tales como aglomerados soluto-vacancias, zonas de Guinier-Preston, fases metaestables, etc..

Palabras Claves: aleaciones termoenviejecibles, Al-Si, microscopía óptica, calorimetría, aniquilación de positrones

A study on the precipitation of Al-7%Si-Mg(-Cu) commercial alloys during artificial aging at 160°C is presented. Results on the influence of the minor alloying elements content on the precipitation sequence are also shown. The alloys studied are widely used in the automotive industry to cast security pieces. The results are discussed in terms of the different structures formed during the decomposition of the supersaturated solid solution, e.g. vacancy-solute clusters, Guinier-Preston zones, metastable phases, etc..

Key Word: age-hardening alloys, Al-Si alloys, PALS, DSC

### I. INTRODUCCIÓN

En las aleaciones de Al sometidas a tratamientos térmicos de envejecimiento natural y/o artificial, los elementos aleantes secundarios cumplen un rol decisivo en el proceso de precipitación. Por su parte, resultados reportados en la literatura indican que pequeñas variaciones en la concentración de los aleantes minoritarios pueden cambiar, o incluso promover, la formación de nuevas fases <sup>[1]</sup>.

Actualmente, en la industria metalúrgica el 90 % de todas las aleaciones fundidas de Al utilizadas pertenecen al sistema de base Aluminio-Silicio (Al-Si). Estas aleaciones, especialmente las que contienen entre un 6% y un 12% (% en peso) de Si, son ampliamente utilizadas en la industria automotriz porque combinan excelentes características de moldeo con muy buenas propiedades mecánicas. El agregado de silicio mejora la fluidez del aluminio así como también mejora su resistencia al desgaste. Una ventaja adicional de las aleaciones base Al-Si para aplicaciones de moldeo es que el silicio se expande durante la solidificación, mientras que el volumen de muchos de metales, incluyendo el aluminio, se contrae durante dicho proceso, esto hace que estas aleaciones sean menos

propensas a la formación de poros durante la solidificación. Por otra parte, el agregado de Mg y/o Cu a estas aleaciones binarias y la aplicación posterior de adecuados tratamientos térmicos permiten incrementar la resistencia de las aleaciones ternarias y/o cuaternarias debido a que en ellas se produce la precipitación de partículas nanométricas <sup>[2]</sup>.

En este trabajo, se presentan primeros resultados de un estudio exhaustivo acerca de la influencia de la concentración de los aleantes minoritarios sobre los procesos microestructurales operativos durante el envejecimiento artificial de aleaciones comerciales perteneciente al sistema Al-Si-Mg(-Cu). Las aleaciones estudiadas fueron preparadas en una empresa fundidora de autopartes de Tandil y se usan habitualmente para la fabricación de piezas de seguridad de automotores. Específicamente, se estudiaron las aleaciones de base Al-7%Si (en peso) con el agregado de distintos porcentajes de Mg y de Cu.

Para la obtención de los resultados que se presentan en este trabajo se usaron las técnicas de espectrometría temporal positrónica (PALS), microdureza Vickers y calorimetría diferencial de barrido (DSC). Los resultados obtenidos se discuten en términos de la

\* Autor a quién debe dirigirse la correspondencia.

formación de fases intermedias responsables del endurecimiento de las aleaciones investigadas. Por otra parte, las aleaciones pertenecientes al sistema Al-7%Si-0.3%Mg utilizadas para el moldeo de piezas poseen una secuencia de precipitación similar a la que presenta la aleación termoendurecible comercial base Al-Si-Mg 6061, cuya composición es, según norma IADS, Al-(0.8-1.2)%Mg-(0.4-0.8)%Si-(0.15-0.4)%Cu-0.7%Fe (% en peso) y son utilizadas como aleaciones de forja en diversas aplicaciones. A pesar de que, por lo reportado en la literatura, ambas secuencias de precipitación muestran algunas variaciones, los curvas DSC de ambas aleaciones poseen características comunes por lo que, en algunos casos, se compararán resultados.

## II. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las aleaciones estudiadas en este trabajo fueron preparadas en la Planta de Aluminio de Metalúrgica Tandil S.A., las respectivas composiciones en peso se presentan en la Tabla 1. Como afinador de grano se utilizó la aleación Al-5Ti-B al 2%. El material fue posteriormente desgasado con gas hexafloruro utilizando un tapón poroso con un caudal de 10 l/min y se modificó con Sr.

TABLA 1: COMPOSICIÓN QUÍMICA (% EN PESO) DE LAS ALEACIONES ESTUDIADAS. LAS ALEACIONES TAMBIÉN CONTIENEN FE, NI Y TI COMO ALEANTES MINORITARIOS

Aleación	Si	Mg	Cu
A	7	0.3	-
B	7	0.5	-
C	7	0.3	0.8

Los tratamientos térmicos utilizados para estudiar la descomposición de la solución sólida sobresaturada en estas aleaciones consistieron de un tratamiento de solubilizado de 1h a 520°C, seguido por un templeado en agua fría (condición *as-quenched*) y un posterior envejecimiento artificial isotérmico a 160°C por diversos tiempos. La principal técnica experimental utilizada en este trabajo fue la espectrometría temporal positrónica (PALS). El espectrómetro de tiempo de vida utilizado es un sistema típico de coincidencia *fast-fast* con una resolución temporal de 255ps, de uso habitual en física nuclear. Como fuente emisora de positrones se utilizaron 20μCi de <sup>22</sup>NaCl depositada en una hoja delgada de Kapton (7.5μm) en una geometría tipo "sandwich" entre dos muestras idénticas del material a estudiar. Luego de la sustracción de la componente de fuente, los espectros fueron analizados satisfactoriamente con una única componente temporal usando el programa POSITRONFIT<sup>[3]</sup>. Las medidas de microdureza Vickers se efectuaron a temperatura ambiente con un microdurómetro SHIMATZU y utilizando una carga de 100g. Para cada tiempo de envejecimiento se realizaron un mínimo de 10 medidas en la superficie de la muestra. El análisis calorimétrico de las muestras se realizó en un calorímetro diferencial de barrido RHEOMETRIC SCIENTIFIC DSC SP. Con el fin de aumentar la precisión de las medidas se utilizó como material de referencia zafiro y para minimizar la oxidación de las muestras en la cámara del calorímetro

se inyectó un flujo constante de argón (70 ml/min). Con el objeto de asegurar la confiabilidad de las medidas, muestras de la aleación A se midieron utilizando diferentes velocidades de calentamiento 2, 5 10 y 20°C/m y los barridos cubrieron el rango de temperaturas desde 20 hasta 500°C. En virtud de los resultados obtenidos y, también, teniendo en cuenta trabajos previos del Grupo sobre otros sistemas de aleaciones termoenvejecibles base Al<sup>[4]</sup>, el relevamiento del resto de la información calorimétrica que se presenta en este trabajo se realizó 10°C/m.

## III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La presentación, análisis y discusión de los resultados experimentales obtenidos en este trabajo se efectuará en función del contenido de aleantes secundarios presentes en las distintas aleaciones estudiadas. Es importante mencionar que la aleación denominada A en la Tabla 1 se utiliza como aleación de referencia.

### Precipitación en la aleación de referencia, A (Al-7%Si-0.3%Mg)

En el panel (a) de la Fig. 1 se muestran las evoluciones del tiempo de vida de los positrones y de la microdureza en función del tiempo de envejecimiento artificial para la aleación de referencia (A). Como se puede ver en dicha figura, el comportamiento general de la curva de endurecimiento muestra el comportamiento típico de aleaciones termoenvejecibles. En este caso, la dureza en el estado *as-quenched* es de aproximadamente 58 HVN, valor que se mantiene aproximadamente constante hasta unos 10 minutos de envejecimiento artificial. Continuando con el envejecimiento se observa un incremento de la dureza hasta alcanzar su máximo valor (*peak ageing*) de ~110 HVN para un tiempo de envejecimiento artificial de aproximadamente 10 horas. Para envejecimientos más prolongados, se observa un leve sobre-envejecimiento

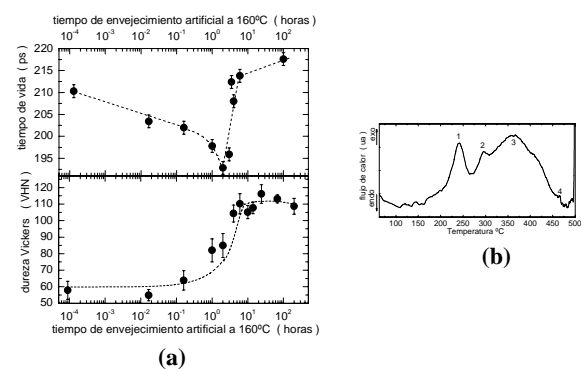
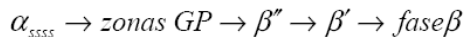


Figura 1. Panel (a) Evolución de la microdureza Vickers y del tiempo de vida de los positrones con el tiempo de envejecimiento artificial a 160°C para la aleación de referencia (Al-7%Si-0.3%Mg). Las líneas son sólo una guía visual. Panel (b) Termograma correspondiente a la misma aleación A

Por su parte, la evolución del tiempo de vida de los positrones muestra el comportamiento típico reportado en el estudio de aleaciones termoenvejecibles de la serie

2XXX y 7XXX envejecidas a temperaturas por encima de la temperatura de *solvus* de las zonas de GP<sup>[5]</sup>: una disminución inicial del tiempo de vida, seguida por un sostenido crecimiento de este parámetro. En este caso, la evolución del tiempo de vida de los positrones con el tiempo de envejecimiento artificial para la aleación base muestra, luego de unos pocos minutos de envejecimiento artificial, una notable disminución (aproximadamente 20ps). Luego de esta caída inicial, cuando el envejecimiento prosigue, el tiempo de vida crece fuertemente hasta alcanzar unos 217ps. Finalmente, en el panel (b) de la Fig.1 se presenta un barrido DSC obtenido luego de templar una muestra de la aleación de referencia (Al-7%Si-0.3%Mg) desde alta temperatura (condición *as-quenched*). El termograma presentado se obtuvo para una velocidad de calentamiento de 10°C/m.

En la literatura, normalmente se acepta que la secuencia de precipitación para aleaciones ternarias Al-Si-Mg es la siguiente<sup>[6]</sup>:



en donde las zonas de Guinier-Preston son ricas en átomos de Mg; los precipitados  $\beta''$  y  $\beta'$  corresponden a fases metaestables y  $\beta$  es la fase final de equilibrio cuya composición es  $\text{Mg}_2\text{Si}$ .

Los principales picos exotérmicos que se observan en el rango temperatura de 200°C a 450°C en los termogramas correspondientes a la aleación base, como el mostrado en la Fig. 1(b), pueden atribuirse a las siguientes reacciones:

- Pico 1: precipitación fase  $\beta''$
- Pico 2: precipitación fase  $\beta'$
- Pico 3: formación de precipitados estables  $\beta$
- Pico 4: precipitación fase  $\alpha$

La clave para la interpretación de los resultados positrónicos proviene de la bien documentada correlación existente entre el tiempo de vida de los positrones y la formación de inhomogeneidades estructurales y químicas en aleaciones termoenvejecibles<sup>[5]</sup>. Por ello, la interpretación usual de los distintos estadios observados en la evolución del tiempo de vida de los positrones con el tiempo de envejecimiento artificial es:

a) La disminución inicial del tiempo de vida puede ser asociada con una reducción en la concentración inicial de complejos móviles vacancia-átomos de soluto que comienzan a formar agregados coherentes. Es importante mencionar que los valores de tiempo de vida medidos en este estadio son menores que los correspondientes a vacancias de Al, Mg y Si puros cuyos tiempos de vida son 240, 254 y 272 ps, respectivamente<sup>[7]</sup>. Esto sugiere que no todos los positrones que se aniquilan en la muestra llegan a ser atrapados en defectos tipo vacancia sino que, alguna fracción relativamente importante se estaría aniquilando en la matriz de la aleación cuyo tiempo de vida es  $\tau_{\text{Al}} \sim 160$  ps. Este comportamiento ya fue observado en otras aleaciones termoendurecibles<sup>[8]</sup>, en donde se consideró que los valores de tiempo de vida medidos serían una combinación de una fracción,  $F$ , de

positrones que se aniquilan en defectos tipo vacancia, mientras que el resto se aniquilarían en la matriz, aluminio en nuestro caso. Por otra parte, durante esta etapa, la dureza crece significativamente indicando que los precipitados coherentes que se forman, posiblemente de la fase  $\beta''$ , contribuyen al endurecimiento de esta aleación. Resultados similares, obtenidos estudiando aleaciones de Al-Si-Mg utilizadas para fundición, fueron reportados por Kim y Park<sup>[6]</sup> y por Wang y Davidson<sup>[9]</sup>. El tiempo para el cual el tiempo de vida alcanza su valor mínimo puede considerarse como un tiempo de incubación para la pérdida de la coherencia entre la fase precipitada y la matriz.

b) El segundo estadio, que muestra un crecimiento del tiempo de vida, indicaría la formación progresiva de alguna fase semi-coherente, probablemente precipitados de la fase  $\beta'$  y su posterior transformación en precipitados de la fase  $\beta$ . Durante este estadio, la dureza todavía continúa creciendo, lo cual indicaría que la fase formada en esta etapa del envejecimiento artificial también contribuye al endurecimiento de la aleación antes de alcanzar el *peak ageing*.

c) Continuando con el envejecimiento artificial, se observa un tercer estadio caracterizado por un pequeño crecimiento del tiempo de vida y muy leve *overageing*.

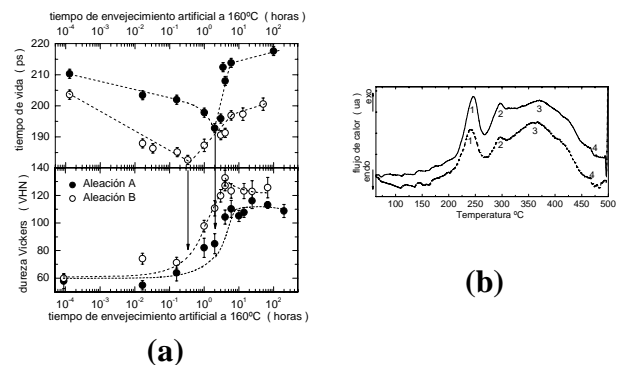


Figura 2. Panel (a) Evolución de la microdureza Vickers y del tiempo de vida de los positrones con el tiempo de envejecimiento artificial a 160°C para de las aleaciones de referencia (A, Al-7%Si-0.3%Mg) y con mayor contenidos de Mg (B, Al-7%Si-0.5%Mg). Las líneas son sólo una guía visual Panel (b) Termograma correspondiente a la misma aleación A y B

### Precipitación en la aleación con mayor contenido de Mg, B (Al-7%Si-0.5%Mg)

El rol del Mg, cuando se lo agrega al sistema Al-Si, es el de inducir el endurecimiento de la aleación mediante la formación de fases precipitadas que contienen Mg y Si. Además, el incremento del contenido de Mg reduce la ductilidad y la resistencia a la fractura de la aleación dado que, si bien el Mg logra endurecer la matriz de aluminio, también puede modificar la microestructura, particularmente en lo referente al tipo y morfología de las fases frágiles que se forman<sup>[9]</sup>.

En la Fig. 2 (a) se puede apreciar claramente el efecto del aumento del contenido de Mg sobre el comportamiento del envejecimiento de las aleaciones

ternarias sometidas al tratamiento de envejecimiento artificial a 160°C. De la comparación de la evolución de la microdureza de la aleación de referencia A, ya mostrada en le Fig. 1, con la correspondiente a la aleación B (Al-7%Si-0.5%Mg), resulta evidente que el incremento del contenido de Mg produce un adelantamiento del *peak ageing*, pasando de aproximadamente 10 h para la aleación de referencia a aproximadamente 4 h para la aleación con mayor contenido de Mg (B). Simultáneamente se observa un incremento sistemático de la dureza la cual, por ejemplo, incrementa su valor máximo desde ~110 VHN en la aleación de referencia a más de 130 VHN en la con mayor contenido de Mg (B).

En lo que respecta a la evolución del tiempo de vida de los positrones, se puede observar que para ambas aleaciones, las dos evoluciones muestran comportamientos cualitativos similares. Sin embargo, la evolución del tiempo de vida con el envejecimiento para la aleación con mayor contenido de Mg muestra una disminución sistemática de los valores de tiempo de vida medidos comparados con la evolución de la aleación de referencia. Esta disminución podría explicarse teniendo en cuenta que sólo una fracción  $F$  de positrones son capturados por defectos tipo vacancia mientras que el resto  $(1-F)$  se aniquilaría en la matriz cuyo tiempo de vida característico, como ya se mencionó, es menor. Para cuantificar este proceso, nos encontramos realizando medidas con la técnica de CDB de las cuales se extrae información precisa del parámetro  $F$ . Por otra parte, el aumento del contenido de Mg produce un adelantamiento del tiempo de incubación para la pérdida de coherencia entre la fase precipitada y la matriz y, en este caso, este tiempo de incubación ( $t \sim 0.33h$ ) prácticamente coincide con el tiempo de envejecimiento artificial para el cual la dureza comienza a aumentar. Esto indicaría que, con el aumento del contenido de Mg, se favorece la nucleación y crecimiento de fases parcialmente coherentes (específicamente la fase  $\beta'$ ) y que la precipitación de esta fase sería la responsable del endurecimiento de esta aleación. Por lo tanto, los positrones estarían revelando la aceleración de los procesos de precipitación.

En el panel (b) de la misma Fig. 3 se presentan los barridos DSC obtenidos para ambas aleaciones. Como tendencia general, puede decirse que, con el aumento de la concentración de Mg, se observa un leve incremento bajo el área de los picos; este mismo comportamiento fue observado por Wang [9], también para aleaciones de base Al-Si-Mg. Por otra parte, resultados similares se reportan de estudios sobre aleaciones forjadas pertenecientes al sistema Al-Mg-Si [10].

### Precipitación en aleaciones con agregado de Cu, C (Al-7%Si-0.3%Mg-0.8%Cu)

El efecto del agregado de Cu a la aleación ternaria de referencia sobre la secuencia de precipitación no lo hemos todavía estudiado en forma exhaustiva; sin embargo, en la literatura se reporta que, en general, la adición de Cu en aleaciones ternarias Al-Si-Mg usualmente no solo cambia la cinética sino que,

también, modifica la secuencia de precipitación de la aleación [11]. Además, de las fases presentes en las aleaciones ternarias, en las cuaternarias se ha encontrado que, también, precipitan fases que contienen Cu tales como la  $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu) y sus precursores metaestables, y/o la fase Q y sus precursores [12].

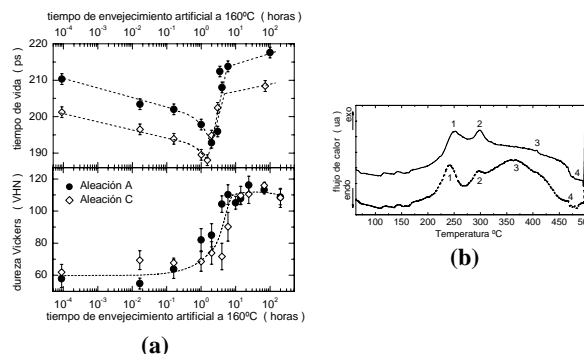
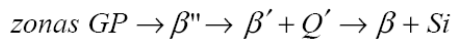


Figura 3. Panel (a) Evolución de la microdureza Vickers y del tiempo de vida de los positrones con el tiempo de envejecimiento artificial a 160°C para las aleaciones de referencia (A, Al-7%Si-0.3%Mg) y con agregado de Cu (C, Al-7%Si-0.3%Mg-0.8%Cu). Las líneas son sólo una guía visual. Panel (b) Termograma correspondiente a la mismas aleaciones A y C

Como puede apreciarse en la Fig. 3 (a), la adición de 0.8 wt.% de Cu a la aleación de referencia Al-7%Si-0.3%Mg no implica cambios sustanciales en la evolución de la microdureza durante el envejecimiento artificial a 160°C como, tampoco, se observan cambios apreciables ni en la posición del *peak ageing* ni en el nivel de endurecimiento alcanzado por las aleaciones. Por su parte, en lo que hace a la evolución del tiempo de vida durante el envejecimiento artificial, ambas curvas de envejecimiento muestran comportamientos cualitativos muy similares en donde los tiempos de vida para la aleación cuaternaria estarían un escalón de unos 10 ps por debajo de los medidos durante todo el proceso de envejecimiento artificial de la aleación ternaria de referencia. Esta disminución podría explicarse por un efecto combinado de una menor fracción de positrones atrapados en defectos ( $F$ ) junto con el efecto que la posible presencia de átomos de Cu, cuyo tiempo de vida de los positrones que se aniquilan en Cu puro bien recocido es de 110 ps mientras que en vacancias es de 160 ps [6], en los aglomerados vacancia-soluto que se forman en los primeros minutos de envejecimiento artificial. También, procesos de este tipo fueron observados en aleaciones comerciales de base Al-Cu [5]. Por otra parte, la duración del primer estadio de la evolución del tiempo de vida es más corta en la aleación cuaternaria que para la aleación ternaria ( $t \sim 1.5h$  vs.  $t \sim 2h$ ) lo que indicaría que el primer estadio del envejecimiento artificial (asociado a la formación de precipitados coherentes, posiblemente  $\beta''$ ) se acelera produciéndose un anticipo en la formación de fases semi-coherentes. En la Fig. 3(b) se presentan un barrido DSC correspondiente a la aleación cuaternaria (C) en forma conjunta con la aleación ternaria de referencia (A). De los termogramas correspondientes no se

observa, en el rango de temperaturas entre 200 y a 450°C, la aparición de nuevos picos como producto de la adición de Cu a la aleación ternaria. De la misma forma que para las dos aleaciones ternarias estudiadas en este trabajo, se encuentran tres reacciones de precipitación principales marcados en la figura con los números 1, 2 y 3. Los dos picos principales que se observan a ~245 °C y a ~280°C y que, anteriormente, se atribuyeron a la precipitación de las fases metaestables comienzan a solaparse con el agregado de 0.8% Cu. Además, el área bajo el pico 2 es mayor para la aleación cuaternaria, lo cual sugeriría que la reacción de precipitación que da origen a este pico estaría modificada por el agregado de Cu. Por su parte, en esta última aleación, el pico 3, cuyo máximo se encuentra alrededor de 380°C no está claramente definido.

Para el análisis de los resultados DSC hemos hecho uso de estudios reportados sobre la influencia del agregado de Cu en la secuencia de descomposición de una aleación comercial base Al-Mg-Si AA6022 con bajo contenido de Cu (> 0.9%) muy similar a la estudiada en este trabajo<sup>[12]</sup>. En este caso, la información experimental se obtuvo usando las técnicas de DSC y microscopía electrónica de alta resolución (HREM). Como conclusión se propuso la siguiente secuencia de precipitación:



En la cual la presencia de Cu induce la precipitación de nuevas fases; sin embargo, se observó que las fases Q' y Q no se forman en la condición de *peak ageing* en aleaciones pertenecientes al sistema Al-Mg-Si-Cu envejecidas a 175°C<sup>[12]</sup>. Eso sugiere que estas fases no contribuyen al endurecimiento de esta aleación, apareciendo recién en la condición de sobre-envejecimiento. Sobre la base de recientes estudios con HREM y DSC sobre el envejecimiento artificial en aleaciones comerciales de la serie 6000 de uso frecuente en la industria automotriz<sup>[12,13]</sup>, se podría inferir que el pico observado aproximadamente a 245°C, rotulado 1 en la Fig. 3(b), refleja la precipitación de la fase metaestable  $\beta''$  mientras que el pico 2 se correspondería muy probablemente con la precipitación, en forma simultánea, de las fases metaestables Q' y  $\beta'$ . Por otra parte, el pico 3 podría atribuirse a la precipitación de las fases de equilibrio. Finalmente, a altas temperaturas la aparición de un pico exotérmico a ~450°C correspondería a la formación de la fase  $\alpha$  de equilibrio en dichas aleaciones

#### IV. CONCLUSIONES

En este trabajo se estudió el rol del agregado de distintos porcentajes de aleantes a aleaciones del sistema Al-7%Si-Mg-(Cu) en la secuencia precipitación de las aleaciones envejecidas artificialmente a 160°C. Los principales resultados obtenidos fueron:

1) El aumento de la concentración de Mg en la aleación ternaria acelera la precipitación de modo que se adelanta el *peak ageing* y, simultáneamente, se observa

un incremento de la dureza máxima alcanzada; en lo que respecta a la evolución del tiempo de vida de los positrones, el incremento en el contenido de Mg se traduce en la aceleración de la evolución del tiempo de vida y en un adelantamiento en el tiempo de incubación para la pérdida de la coherencia de los precipitados formados. Asimismo, el aumento del contenido de Mg favorecería el proceso de nucleación y crecimiento de fases parcialmente coherentes (fase  $\beta'$ ) que serían las responsables del endurecimiento de esta aleación. Por su parte, si bien la tendencia general de las curvas calorimétricas es la misma que la de la aleación ternaria usada como referencia, se observó que el incremento de Mg conduce a un leve crecimiento del área de los picos exotérmicos producto de la precipitación de fases.

2) El agregado de Cu a las aleaciones ternarias Al-7%Si-0.3%Mg en concentraciones menores al 0.8 wt.% no cambiaría sustancialmente las características del termoendurecimiento respecto a la aleación ternaria. Además, la evolución del tiempo de vida en la aleación cuaternaria muestra un comportamiento similar al observado para la aleación ternaria si bien, la evolución del parámetro positrónico medido estaría indicando que el agregado de Cu acelera el tiempo de incubación para la pérdida de la coherencia. Por su parte, en los termogramas no se observa aparición alguna de nuevos picos. Sí lo que se observa es que los dos picos principales, que se atribuyen a la precipitación de las fases metaestables ( $\beta''$  y  $\beta' + Q'$ ), comienzan a solaparse cuando hay presencia de Cu.

#### Referencias

- 1 I.J. Polmear. "Light Alloys: From traditional alloys to nanocrystals"; 2006, Elsevier, Amsterdam, Fourth edition.
- 2 FH Samuel, AM Samuel and H.Liu, J Mater Sci, **30** 2531-40 (1995).
- 3 P. Kirkegaard, N.J. Pedersen and M. Eldrup, PATFIT-88, M-2740 (Risø National Laboratory, Risø, 1989).
- 4 C. Macchi, A. Somoza, R. Ferragut, A. Dupasquier, I. J. Polmear, Phys. Stat. Sol. C. **6**, 2322 (2009)
- 5 A. Dupasquier, P. Folegati, N. de Diego and A. Somoza, J. Phys.: Condens. Matter **10** 10409 (1998).
- 6 H.Y. Kim, T.Y. Park, S.W. Han and H.M. Lee, Journal of Crystal Growth **291** 207-211 (2006).
- 7 J.M. Campillo, E. Ogando, F. Plazaola, J. Phys.: Condens. Matter **19** (2007) 176222 (2007)
- 8 A. Calloni, A. Dupasquier, R. Ferragut, P. Folegati, M.M. Iglesias, I. Makkonen, M.J. Puska, Phys Rev. B **72** 054112 (2005)
- 9 Q.G. Wang, C.J Davidson, Journal of Materials Science **36** 739-750 (2001).
- 10 D.L. Zhang, L. Zheng, Metall. Mater. Trans. A **27** 3983-3991 (1996).
- 11 R.X. Li, R.D. Li, Y.H.Zhao. L.Z. He, C.X. Li, H.R. Guan, Z.Q. Hu, Materials Letters. **58** 2096-2101(2004).
- 12 W.F. Miao, D.E Laughlin, Metall. Mater. Trans. A **31** 361-371 (2000).
- 13 J. Man, L. Jing, S.G. Jie, Journal of Alloys and Compounds, **437** 146-150 (2007)