

CAMBIOS MICROESTRUCTURALES EN LA ALEACIÓN TERMOENDURECIBLE 7012 (Al-Zn-Mg-Cu)

Rafael Ferragut[§], Alberto Somoza[§] y Alfredo Tolley[†]

[§] IFIMAT, Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires y
Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires,
Pinto 399, (7000) Tandil, Argentina
e-mail: ferragut@exa.unicen.edu.ar

[†] División Metales, Centro Atómico Bariloche.
Comisión Nacional de Energía Atómica.
Avda. Bustillo Km. 9600, (8400) San Carlos de Bariloche, Argentina.

Se presenta un estudio de la microestructura de la aleación termoendurecible 7012 base Al-Zn-Mg-Cu, mediante las técnicas de microscopía electrónica de transmisión de resolución convencional (CRTEM) y de alta resolución (HREM) y espectrometría temporal de aniquilación de positrones (PALS). Tomando como base un estudio recientemente realizado, sobre los primeros estadios del envejecimiento artificial a temperaturas intermedias en esta misma aleación, se profundiza dicho trabajo y se presentan resultados cuantitativos tales como: densidad y distribución de tamaños de aglomeraciones de soluto o zonas de Guinier Preston y de la fase metaestable precipitada η' . Asimismo, haciendo uso de la sensibilidad de la técnica PALS a pequeñas variaciones de la microestructura, las cuales están asociadas a defectos cristalinos, se brinda información complementaria a la obtenida con microscopía electrónica.

A microstructural study of age-hardening 7012 Al-Zn-Mg-Cu based alloy by means of conventional resolution (CRTEM) and high resolution (HREM) transmission electron microscopy and positron annihilation lifetime spectroscopy (PALS) is shown. From the base of a recent study carried out on this same alloy for the early stage of artificial aging at intermediate temperatures, quantitative information such as: density and distribution of sizes of solute clusters or Guinier Preston zones and η' metaestable precipitates is obtained. On the other hand, by using the advantage of the sensitivity of PALS technique to small variations of the microstructure, which are associated to defects, complementary information to that obtained by electron microscopy is also presented.

I. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones del sistema Al-Zn-Mg son extensamente estudiadas debido a las importantes propiedades que poseen estos materiales, tanto desde el punto vista básico como el aplicado. Durante los procesos de descomposición de estas aleaciones varía la microestructura, con la aparición de inhomogeneidades a escala nanométrica que promueven cambios en las propiedades físicas y mecánicas del material, lo cual es usado para el control de los procesos de endurecimiento. La secuencia de precipitación, dentro del rango de composición de los aleantes en el cual se encuentra la aleación 7012, es: solución sólida sobresaturada $\alpha \rightarrow$ zonas de Guinier Preston (GP) \rightarrow precipitados η' \rightarrow precipitados η (MgZn_2) [1]. El proceso de descomposición está estrechamente ligado a las vacancias en exceso que posee el material, las cuales dependen fuertemente de las condiciones de templado luego del solubilizado [2]. El estado inicial de descomposición comienza con la formación de las zonas de GP, que son coherentes con la red cristalina del aluminio. Se acepta, en general, que existen dos tipos de zonas: las ricas en Zn, denominadas zonas GPI, que se forman especialmente en aleaciones del sistema Al-Zn y Al-Zn-Mg con bajo contenido de Mg [1]; y las ricas en Mg, Zn y vacancias (o zonas GPII) que se forman en el sistema Al-Zn-Mg [1,3]. La fase de transición semicoherente η' tiene una estructura hexagonal con parámetros de red $a_{\eta'} \approx 4.96 \text{ \AA}$ y

$c_{\eta'} \approx 14.03 \text{ \AA}$, presentando una relación de orientación con la matriz: $(10\cdot0)_{\eta'}/(110)_{\text{Al}}$ y $(00\cdot1)_{\eta'}/(1\bar{1}1)_{\text{Al}}$ [4]. La fase final de precipitación η (MgZn_2) es hexagonal ($a_{\eta} \approx 5.15 \text{ \AA}$ y $c_{\eta} \approx 8.6 \text{ \AA}$ [5]) e incoherente con la red, pudiendo presentar numerosas relaciones de orientación [6]. Esta fase puede nuclearse directamente a partir de la solución sólida [7].

Las técnicas CRTEM, HREM y PALS muestran aspectos complementarios, las primeras permiten obtener evidencias directas de los cambios microestructurales ocurridos en la aleación, en especial HREM, y la última permite caracterizar los procesos físicos responsables de tales cambios. Numerosos trabajos muestran que PALS es una técnica apropiada para el estudio de fenómenos de descomposición en aleaciones termoendurecibles (un *review* actualizado puede verse en la ref. [8]).

Tomando como base un reciente estudio [9], este trabajo se concentra fundamentalmente en los primeros estadios del envejecimiento artificial. Se muestran resultados cuantitativos de los cambios morfológicos y dimensionales de las zonas de GP y precipitados η' obtenidos en función de los tratamientos térmicos realizados. Con los resultados obtenidos por medio de CRTEM y HREM y los resultados que provienen de las técnicas PALS y microdureza Vickers [10], se analiza la disolución de las zonas de GP y el rol de las vacancias durante este proceso en la aleación 7012.

II. EXPERIMENTAL

La aleación estudiada en este trabajo es la 7012, comercialmente conocida como *Zergal 4*, que posee la siguiente composición en peso (%wt): Al, Zn 6.0%, Mg 2.0%, Cu 1.0%, también contiene otros elementos minoritarios como: Zr 0.12%, Mn 0.10%, Ti 0.06%, Fe <0.25%, Si <0.15% y Cr <0.04% [11].

Para las mediciones de PALS se usaron muestras en forma de disco de 1.5 mm de espesor y 10 mm de diámetro, cuya superficie fue pulida con pasta diamantada de hasta 3 μm . Para las observaciones realizadas con microscopía electrónica se utilizaron muestras de 3 mm de diámetro, las que fueron adelgazadas por electropulido con un equipo Tenupol 2 de la firma Struers, a una tensión 10 V, con una solución de 30% en volumen de ácido nítrico en metanol a -35°C .

Los tratamientos térmicos realizados para los estudios efectuados en este trabajo fueron: i) solubilizado a 475°C por 2 horas; ii) templado en agua a 20°C ; iii) preenvejecimiento a 20°C (TA); iv) envejecimiento isotérmico a 150°C para distintos tiempos y v) templado en alcohol a 20°C .

Las muestras fueron observadas con un microscopio electrónico Philips CM200 con lente UT operado en 200 kV. Las imágenes de campo claro presentadas, al igual que las de alta resolución, fueron obtenidas con el haz paralelo al eje de zona de tipo [110] de la matriz fcc.

Para estimar el espesor de la muestra, con el fin de determinar la densidad de zonas de GP o precipitados a partir de las imágenes obtenidas con el eje zona [110], se evaluó la distancia de extinción efectiva correspondiente a este eje de zona. Para ello, se compararon las imágenes obtenidas con imágenes de la misma zona tomadas en condición de dos haces con las reflexiones (110) ó (002), cuyas distancias de extinción son conocidas [12]. El error en la determinación del espesor con este método fue de aproximadamente 25%. Para el cálculo de las densidades de zonas de GP fue considerado el efecto de solapamiento.

Cada distribución de tamaños de zonas de GP presentada en este trabajo, es el resultado de medir manualmente unas 240 zonas de áreas seleccionadas en las micrografías de campo claro, por medio del procesamiento de imágenes digitales.

Las mediciones de PALS se realizaron con un espectrómetro del tipo *fast-fast* con una resolución (FWHM) de 255 ps. Bajo cada espectro se acumuló un área de alrededor de 10^6 eventos, en un tiempo de conteo de aproximadamente 14000 s. Los espectros se analizaron con el programa de uso estándar POSITRONFIT [13] (para más detalles experimentales sobre esta técnica ver refs. [9] y [10]).

III. RESULTADOS y DISCUSIÓN

La Fig. 1 muestra las evoluciones del tiempo de vida de los positrones y la microdureza Vickers durante el envejecimiento artificial isotérmico a 150°C en la aleación 7012, según los resultados presentados en las refs. [9] y [10], junto con la evolución del radio medio de los precipitados η' . El punto 1 de la Fig. 1 se refiere al

estado alcanzado luego de 5 días de preenvejecimiento natural; en esta situación los positrones se estarían aniquilando en vacancias situadas dentro de las zonas de GP. Durante los primeros minutos de envejecimiento artificial se produce una fuerte caída del tiempo de vida y de la microdureza Vickers, la cual es atribuida al proceso de reversión [10,14]. El mínimo es seguido por un incremento de ambos parámetros que, en trabajos previos [10,15], se atribuyó principalmente, a la transformación de las zonas de GP estables en precipitados η' . Luego de alcanzar el máximo, la posterior disminución de ambos parámetros está asociada con la presencia de la fase η .

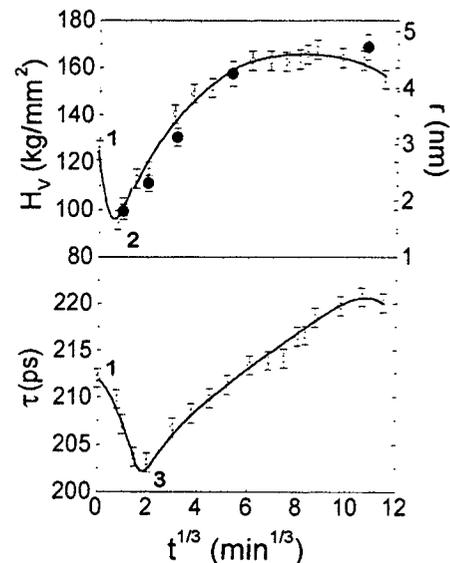
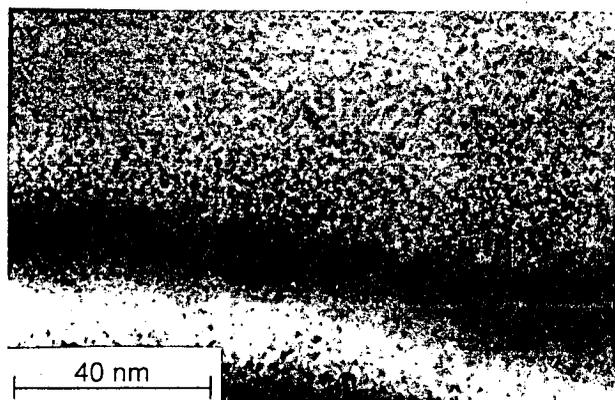


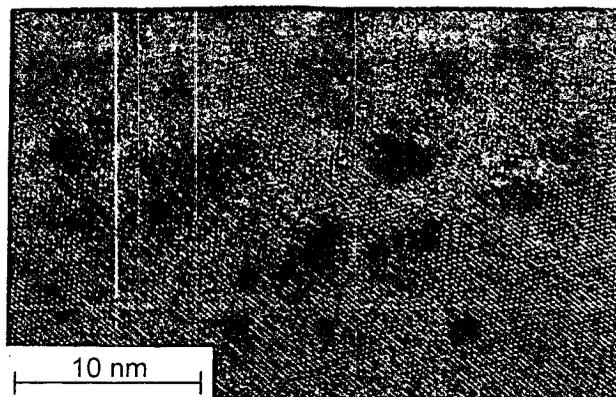
Figura 1: Evoluciones del tiempo de vida, la microdureza Vickers (símbolos abiertos) y el radio medio de los precipitados η' (símbolos llenos), durante el envejecimiento artificial isotérmico a 150°C en la aleación 7012, a partir de la condición inicial de 5 días de preenvejecimiento natural.

Las micrografías de la Fig. 2 (a) y (b) muestran la microestructura obtenida después de 5 días de preenvejecimiento natural (punto 1 de la Fig. 1). En la micrografía CRTEM (Fig. 1 (a)) se observa un contraste de partículas esféricas las cuales se ven claras sobre un fondo oscuro o viceversa (según se consideren las regiones oscuras o claras de la micrografía, respectivamente). Estas partículas son *clusters* de átomos de soluto o zonas de GP [16]. El contraste observado se debe a la diferencia entre el factor de estructura de las zonas de GP y la matriz de Al. La Fig. 2 (b) muestra una imagen de alta resolución en donde se observan regiones oscuras casi circulares con diámetros menores a 2 nm que se corresponden con los *clusters* observados en la Fig. 2 (a). Los resultados encontrados muestran que, con el preenvejecimiento natural, el radio medio de las zonas de GP estaría saturando en aproximadamente 1 nm (ver Tabla I).

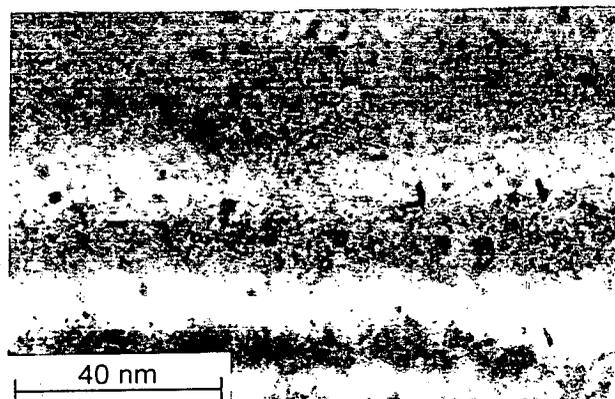
En la Fig. 2 (c) y (d) se observan micrografías correspondientes al punto 2 de la Fig. 1, para muestras que han sido envejecidas artificialmente por 1 min a 150°C , y en la Fig. 2 (e) y (f) para 8 min de envejecimiento a



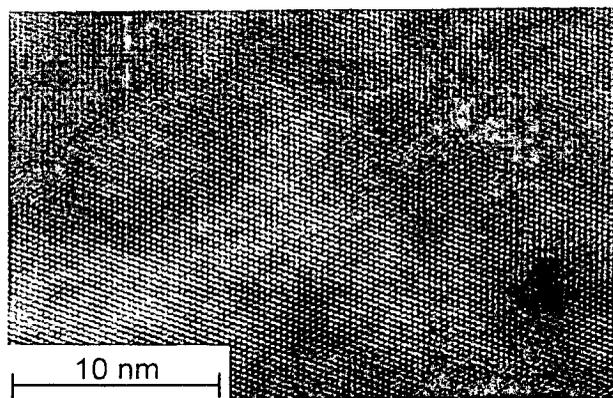
(a)



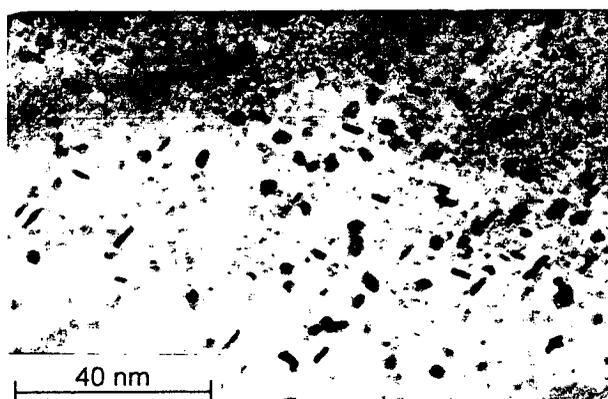
(b)



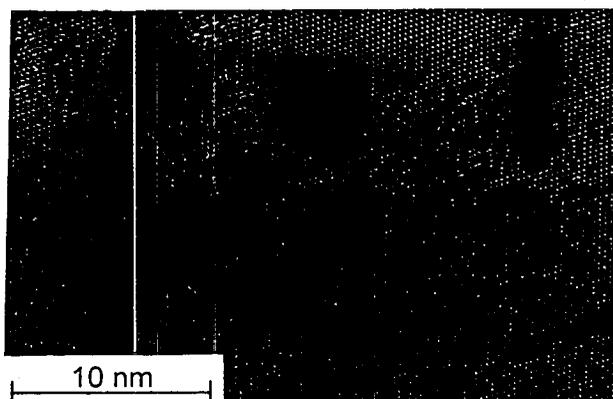
(c)



(d)



(e)



(f)

Figura 2: Micrografías electrónicas de la aleación 7012 obtenidas para un eje de zona [110] de la red fcc. (a) y (b): micrografías CRTEM y HREM de muestras preenvejecidas 5 días a TA, luego del solubilizado y templado (punto 1 de la Fig. 1). (c) y (d): micrografías CRTEM y HREM de muestras preenvejecidas y luego envejecidas artificialmente 1 min a 150° C (punto 2 de la Fig. 1). (e) y (f): micrografías CRTEM y HREM de muestras preenvejecidas y luego envejecidas artificialmente 8 min a 150° C (punto 3 de la Fig. 1).

la misma temperatura (punto 3 de la Fig. 1), que se corresponden con los tiempos para los cuales se observaron los mínimos de microdureza Vickers y tiempo de vida. En un trabajo previo [9] se describió la microestructura que se observa en muestras envejecidas artificialmente a 150° C por 8 min, en ella se identificaron partículas rectangulares alargadas que aparecen sobre dos familias de planos de tipo {111}, que se corresponderían con precipitados η' en forma de disco; zonas circulares, similares a las observadas en muestras sin envejecimiento artificial, que son *clusters* de soluto o zonas de GP; y también, partículas ovaladas, casi elipsoidales, con dimensiones algo menores a las partículas rectangulares mencionadas, las cuales, en su mayor parte se identificaron como precursores de la fase η' , zonas de GP ordenadas o precipitados η' . Para la identificación de este último tipo de partículas se consideró que parte de ellas podrían ser precipitados η' formados sobre los planos {111} y {111}, los cuales están inclinados respecto al eje de zona [110]. Sin embargo, los valores obtenidos en este

trabajo de las densidades de zonas elipsoidales y de precipitados η' , mostrados en la Tabla I, ponen en discusión el argumento mencionado, ya que las densidades de ambos ($2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ en el primer caso y $3 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ en el segundo) son comparables. Para evaluar la densidad de partículas η' se duplicó la densidad que se observa sobre dos familias de planos {111}, dado que se tuvo en cuenta que estas partículas están presentes en las otras dos familias de planos. Por su parte, en las micrografías de muestras envejecidas 1 min a 150° C (Fig. 2 (c) y (d)) se ven, en general, características similares, con tamaños de partículas algo menores a las descritas (ver Tabla I), evidenciándose una tenue precipitación de la fase η' . En las imágenes de HREM (Fig. 2 (d) y (f)) se observan distorsiones en los planos que atraviesan los precipitados η' , indicando un pequeño desajuste en el parámetro de red; de forma tal que, la distancia interplanar dentro de los precipitados η' es algo menor que en la matriz.

TT ↓	Zonas de GP				Zonas elipsoidales					Precipitados η'				
	\bar{D}_2 (nm)	$\langle d_z \rangle$ (nm)	ρ_z cl/cm ³	fv_z	\bar{D}_E (nm)	\bar{d}_E (nm)	$\langle d_E \rangle$ (nm)	ρ_E cl/cm ³	fv_E	$\bar{D}_{\eta'}$ (nm)	$a_{\eta'}$ (nm)	$\langle d_{\eta'} \rangle$ (nm)	$\rho_{\eta'}$ p/cm ³	$fv_{\eta'}$
8 min a 150° C (envejecimiento artificial)	0.7 ± 0.1	8	2-5 x 10 ¹⁸	~1 x 10 ⁻³	3.5 ± 0.2	1.8 ± 0.2	~20	2 x 10 ¹⁷	~1 x 10 ⁻³	4.6 ± 0.2	0.8 ± 0.2	~30	3 x 10 ¹⁷	4 x 10 ⁻³
1 min a 150° C (envejecimiento artificial)	0.9 ± 0.1	--	--	--	2.9 ± 0.2	1.4 ± 0.2	--	--	--	3.6 ± 0.2	0.7 ± 0.2	--	--	--
5 días a TA (preenvejecimiento)	1.0 ± 0.1	10	1-2 x 10 ¹⁸	1-2 x 10 ⁻³										
5.5 meses a TA (preenvejecimiento)	1.0 ± 0.1	12	1-3 x 10 ¹⁸	1-2 x 10 ⁻³										

Tabla I: Valores medios de las microestructuras presentes en la aleación 7012 para diferentes tratamientos térmicos obtenidos de imágenes procesadas de micrografías CRTEM. \bar{D}_i : diámetro o diámetro mayor de la partícula tipo i , \bar{d}_i : diámetro menor, $\langle d_i \rangle$: distancia media entre partículas tipo i primeras vecinas, ρ_i : densidad, fv_i : fracción en volumen, a_i : ancho.

En la Fig. 1 puede observarse que los mínimos de microdureza Vickers y tiempo de vida no aparecen para el mismo tiempo de envejecimiento artificial (1 min para H_V y 8 min para τ). Esto podría explicarse si se considera que la precipitación de la fase η' con 8 min de envejecimiento no proporcionaría defectos suficientemente atractivos para los positrones [10,15], pero sí un obstáculo para el deslizamiento de las dislocaciones más efectivo que para 1 min de envejecimiento.

En la Fig. 3 (a) y (b) se muestran distribuciones de tamaños de zonas de GP en muestras preenvejecidas naturalmente por 5 días y en muestras que, además, habían sido envejecidas artificialmente por 8 min a 150° C, respectivamente. La disminución en el tamaño medio indica que existe disolución parcial de zonas en los primeros estadios del envejecimiento artificial; sin embargo, se ha encontrado que la densidad de éstas prácticamente no varía, oscila entre 1 y $5 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ (ver Tabla I), mostrando que la disolución no es muy significativa. Estos valores de densidad de zonas de GP son mayores a los mencionados por Mondolfo [17] ($\rho \approx$

10^{15} zonas/cm³), obtenidos en aleaciones preparadas del sistema Al-Zn-Mg con distinta composición a las aquí estudiadas, que fueron naturalmente envejecidas y con tamaños de zonas de GP de ~3 nm. Esta diferencia podría atribuirse a la distinta composición de las aleaciones y a la presencia de aleantes secundarios en la aleación 7012 y/o a la mayor sensibilidad de las técnicas actualmente disponibles para realizar este tipo de relevamiento. Por otra parte, la densidad de precipitados η' obtenida en muestras envejecidas artificialmente está en acuerdo con la encontrada por otros autores (ver ref. [17]).

Gueffroy y Löffler [14] estudiaron, mediante dispersión de rayos X de pequeño ángulo (SAXS), los primeros estadios del envejecimiento artificial en una aleación del sistema Al-Zn-Mg, en el rango de temperaturas comprendido entre 160° C y 200° C. Primeramente, las muestras habían sido preenvejecidas por distintos tiempos a 100° C, lo cual permitió que las zonas de GP alcanzaran diferentes diámetros medios. Ellos observaron que la intensidad integral Q_0 disminuye en los primeros minutos de envejecimiento, y lo

atribuyeron a la disolución de zonas de GP; además, con determinaciones indirectas encontraron que el tamaño medio de las zonas no variaba, resultado que no concuerda con el que se muestra en la Fig. 3 del presente trabajo. Esta diferencia se debería al hecho que aquí se muestran las distribuciones de *clusters* pequeños, las denominadas zonas de GP, mientras que Gueffroy y Löffler para sus estimaciones no discriminaron las microestructuras presentes, midiendo, tal cual lo explicitan, también zonas ovaladas de mayor tamaño, lo cual podría contribuir a que el diámetro medio de las zonas no variara por una compensación de tamaños. Como conclusión de los resultados anteriormente mencionados, en la evaluación de la distribución de las densidades de *clusters* pequeños, se puede inferir que durante los primeros minutos del envejecimiento artificial se estarían disolviendo parcialmente las zonas de GP pequeñas (las más inestables); por otra parte, las otras estructuras que aparecen en estos primeros minutos de tratamiento térmico, se nuclearían en zonas de GP más estables no disueltas [14,17]. Al correlacionar estos resultados con los provenientes de PALS (Fig. 1), puede agregarse como información adicional, que la disolución de zonas estaría acompañada por una importante pérdida de vacancias, lo cual produce una disminución del tiempo de vida de los positrones, debido a que las zonas estarían proporcionando una *trampa* menos atractiva para el atrapamiento de los mismos.

Además, para distintos tiempos de envejecimiento artificial se midió el tamaño medio de los precipitados η' . En la Fig. 4 se muestra cómo varía el radio medio de dichos precipitados en función del tiempo de envejecimiento a 150° C. Cada punto representa el tamaño medio sobre 25 partículas. En el gráfico superior de la Fig. 1 puede verse que existe una buena correlación entre la evolución del tamaño de los precipitados η' y de la microdureza Vickers durante el envejecimiento artificial. En la Tabla I puede observarse que, durante los

primeros minutos de envejecimiento, las zonas elipsoidales aumentan de tamaño, como también ocurre con los precipitados η' . En la Fig. 4, a modo comparativo, se muestran los resultados de Lyman y Vander Sande [18], obtenidos en muestras de la aleación preparada de Al, 4.84 Zn, 2.06 Mg en wt.%; estos resultados representan, de acuerdo a la interpretación de los autores,

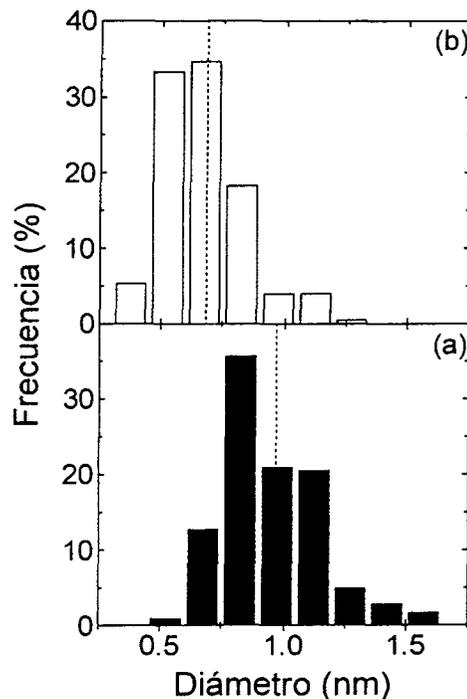


Figura 3: Distribución de diámetros de las zonas de GP obtenidas de micrografías en campo claro CRTEM en la aleación 7012. (a) en muestras preenvejecidas naturalmente por 5 días y (b) en muestras envejecidas artificialmente por 8 min a 150° C (punto 3 de la Fig. 1). Las líneas de trazos muestran los valores medios: en (a) 0.97 nm y en (b) 0.68 nm.

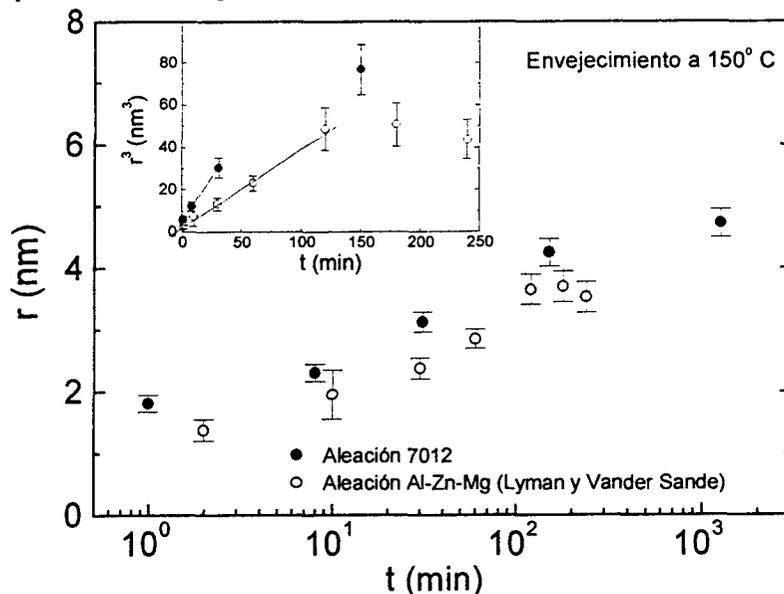


Figura 4: Evolución del radio medio de los precipitados η' en función del tiempo de envejecimiento t a 150° C en la aleación 7012. Son incluidos resultados de Lyman y Vander Sande [18] para la aleación Al, 4.84 Zn, 2.06 Mg en wt. %. En el gráfico inserto se representa el radio medio al cubo en función de t (ver texto).

la variación del radio de partículas esféricas de estructura hexagonal, que serían precursoras de la fase η' . En el gráfico inserto en la parte superior de la Fig. 4, se observa que en la primera etapa del envejecimiento artificial existe una relación lineal entre r^3 y el tiempo, y luego, si bien es necesaria mayor información en el rango de tiempos de envejecimiento entre 30 min y 150 min, el tamaño de los precipitados tendería a saturar, en forma similar al comportamiento observado por Lyman y Vander Sande. En las observaciones microscópicas se ha encontrado que, especialmente durante los primeros minutos del envejecimiento artificial la relación de aspecto ($D_{\eta'}$, $a_{\eta'}$)

de los precipitados η' ronda en un valor cercano a 5.5, con lo cual, en primera aproximación, r^3 puede representar al volumen medio de los precipitados. Por su parte, Boyd y Nicholson [19] estudiaron la cinética del *coarsening* de los precipitados θ' y θ'' en la aleación Al, 4%wt Cu usando la teoría LSW modificada para partículas con forma de disco, y encontraron que el *coarsening* de las partículas θ'' podía ser descrito adecuadamente usando dicha teoría, pero el de los precipitados θ' no; a pesar que estos últimos mostraron una dependencia lineal entre r^3 y t durante la primera etapa de envejecimiento artificial. Dado que los comportamientos de las evoluciones de los precipitados θ' y de los η' , muestran aspectos en común, tales como la pérdida de linealidad entre r^3 y t para tiempos de envejecimiento que superan un cierto umbral, que dependería de la temperatura; y que ambos tipos de precipitados son semicoherentes y coinciden en su morfología, se espera profundizar este análisis, realizando un relevamiento más pormenorizado para tiempos donde la información es escasa, como fue mencionado.

Finalmente, si las zonas de GP liberan vacancias en los primeros estadios del envejecimiento artificial, como se ha propuesto en este trabajo, debería considerarse que estos defectos puntuales tendrían un importante rol en la cinética de formación de la fase η' , proporcionando un vehículo para la migración de soluto.

IV. CONCLUSIÓN

En base a los resultados obtenidos pueden remarcarse los siguientes puntos:

1. Durante el envejecimiento a 150° C se disuelven zonas de GP y se forman precipitados η' y zonas o partículas con forma elipsoidal; en todos los casos se ha obtenido información cuantitativa de los mismos.
2. La disminución inicial del tiempo de vida de los positrones durante el envejecimiento artificial, está asociada con la disolución de zonas de GP que perderían vacancias.
3. El aumento de dureza y tiempo de vida está relacionado con la precipitación de la fase η' y la presencia de partículas elipsoidales. Existe una buena correlación entre el tamaño de precipitados η' y la microdureza.

V. REFERENCIAS

- [1]- H. Löffler, Y. Kovacs y J. Lendvai. Mat. Sci. **18**, 2215 (1983).
- [2]- K. H. Westmacott, R. S. Barnes, D. Hull y R. E. Smallman. Phil. Mag. **6A**, 929 (1961).
- [3]- G. Dlubek, R. Krause, O. Brümmer y F. Plazaola. J. Mat. Sci. **21**, 853 (1986).
- [4]- J. K. Park y A. J. Ardell. Metall. Trans. A **14**, 1957 (1983).
- [5]- H. P. Degischer, W. Lacom, A. Zahra y C. Y. Zahra. Z. Metallkd. **71**, 231 (1980).
- [6]- J. Gjønnnes y J. Simensen. Acta Metall. **18**, 881 (1970).
- [7]- N. Ryum. Z. Metallkd. **66**, 338 (1975).
- [8]- A. Dupasquier, P. Folegati, N. de Diego y A. Somoza. J. Phys.: Condens. Matter **10**, (1998). En prensa.
- [9]- R. Ferragut, A. Somoza y A. Tolley. Anales AFA **9**. En prensa.
- [10]- R. Ferragut, A. Somoza y A. Dupasquier. J. Phys.: Condens. Matter **8**, 8945 (1996).
- [11]- E. Di Russo y M. Buratti. Metallurgia Italiana **10**, 449 (1979).
- [12]- L. Reimer, *Transmission Electron Microscopy*, (4th edición, Springer Verlag, Berlín, 1997).
- [13]- P. Kirkegaard, N. J. Pedersen y M. Eldrup. "PATFIT-88 Program", Risoe National Laboratory, M2790, (Roskilde, Dinamarca, 1989).
- [14]- B. Gueffroy y H. Löffler. phys. stat. sol. (a) **66**, 585 (1981).
- [15]- R. Ferragut, A. Somoza y A. Dupasquier. J. Phys.: Condens. Matter **10**, 3903 (1998).
- [16]- N. Q. Chinh, Z. Kovács, L. Reich, F. Székely, J. Illy y J. Lendvai. Z. Metallkd. **88**, 607 (1997).
- [17]- L. F. Mondolfo in *Aluminium Alloys: Structure and Properties* (Butterworths & Co. Publ., London, 1976) p. 577-590.
- [18]- C. E. Lyman y J. B. Vander Sande. Met. Trans. A **7**, 1211 (1976).
- [19]- J. D. Boyd y R. B. Nicholson. Acta Metall. **19**, 1379 (1971).