

Efectos de Ce en la microestructura y propiedades mecánicas de la aleación Al-Si-Mg conformada en caliente

H. M. Medrano-Prieto, R. Martínez-Sánchez.

Centro de Investigación en Materiales Avanzados (CIMAV), Laboratorio Nacional de Nanotecnología, Miguel de Cervantes No. 120, C.P. 31136, Chihuahua, Chih., México

Introducción

El material empleado en esta investigación, es la aleación de aluminio Al-Si-Mg A356 comercial, compuesta de Si y Mg como elementos aleantes de mayor porcentaje respectivamente, además de otros elementos de menor proporción como: Cu, Fe, Mn, Zn y Ti. La composición química estándar [1] se muestra en la tabla 1.

La aleación A356 pertenece al sistema de aleaciones Al-Si que poseen una alta capacidad de moldeabilidad y resistencia a la corrosión, la aplicación de tratamientos térmicos mejoran sus propiedades mecánicas debido a la precipitación de fases Mg_2Si durante el tratamiento térmico de envejecido. La principales aplicaciones de partes fabricadas con la aleación A356 son en la industria automotriz, militar y aeroespacial [2]. Es conocido el efecto del Tratamiento térmico sobre la modificación de las fases de silicio eutéctico, se han realizado investigaciones para observar el efecto del T6 sobre la microestructura y las propiedades de resistencia a la tensión y resistencia a la fractura de la aleación A356, con adiciones de una mezcla de elementos de tierras raras como son Cerio y Lantano, donde han observado que la adición tiene un fuerte efecto de en la modificación de las fases de Si eutéctico.

Tabla1. Composición química estándar de la aleación A356.

Composition, wt%											
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Su	Ti	Unspecified other elements	Al, min ^(a)
6.5-7.5	0.6 ^(a)	0.25	0.35 ^(a)	0.20-0.45	0.35	...	0.25	0.05	0.15
											rem

Metodología Experimental



Resultados.

	Micrografías de Microscopio Óptico (M.O.) a 500 X. ZONA A1			
	A356	A356 + 0.1% Ce	A356 + 0.3% Ce	A356 + 0.5% Ce
Condición de Colada.				
3 h de Solubilizado a 535°C.				
5 h de Solubilizado a 535°C.				
7 h de Solubilizado a 535°C.				



	Micrografías de Microscopio Óptico (M.O.) a 500 X. ZONA B1			
	A356	A356 + 0.1% Ce	A356 + 0.3% Ce	A356 + 0.5% Ce
Condición de Colada.				
3 h de Solubilizado a 535°C.				
5 h de Solubilizado a 535°C.				
7 h de Solubilizado a 535°C.				

Figura 1.- Matrices de (M.O) de A356 y con adiciones de Ce en condición de colada y solubilizado en zona longitudinal 1A y transversal 1B.

Las matrices de las Figs. 1, presentan micrografías a 500 X de microscopía óptica para la aleación A356 con adiciones de Ce, de las zona 1A y 1B, en condición de colada y con tratamiento térmico de solubilizado, donde se aprecian los cambios por el efecto combinado del tratamiento térmico, la adición de Ce y la deformación.

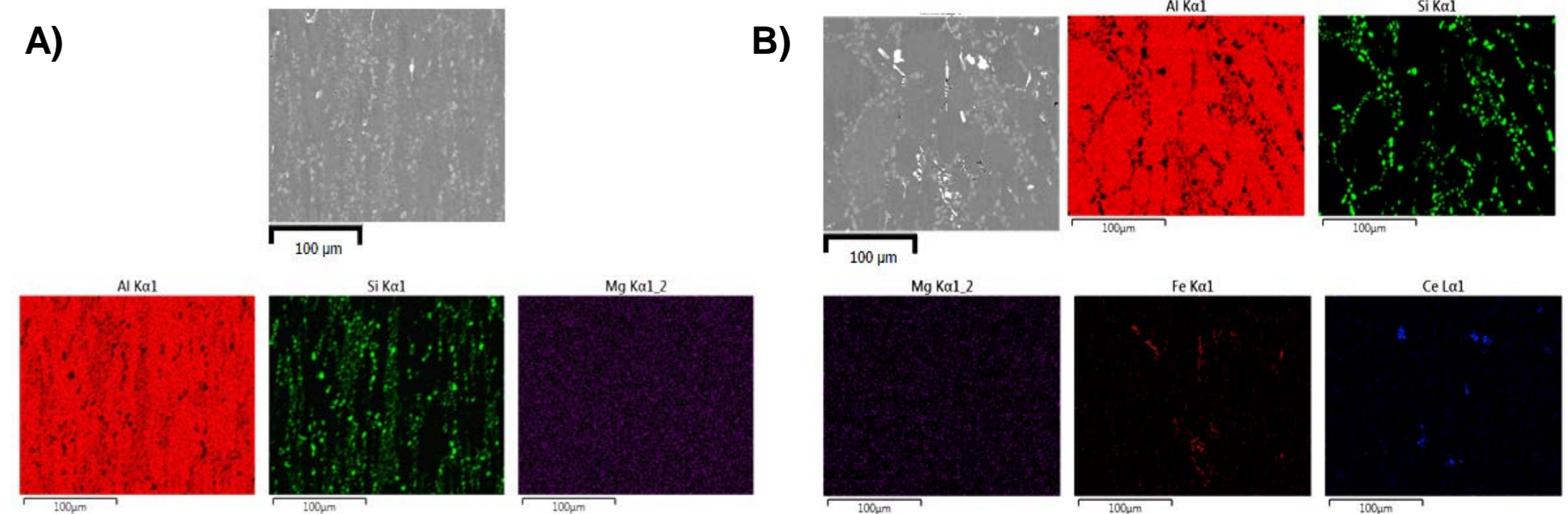


Figura 2.- Mapas de MEB obtenidos mediante EDS a 500X, con electrones secundarios de A356 y A356 con adición de 0.1 % Ce en condición de 5h de solubilizado con deformación en zonas 1A (A) y 1B (B).

El mapa de la Fig. 2 A) muestra el rompimiento de la microestructura una modificación importante en las fases con contenido de Mg en relación a la aleación en condición de colada, observándose una disminución de tamaño significativa, presentándose homogéneamente dispersas en la aleación, debido al efecto del tratamiento térmico de solución que disuelve las fases de Mg_2Si en la matriz de aluminio, obteniéndose una matriz supersaturada de Mg para precipitar la fase β - Mg_2Si durante el tratamiento térmico de envejecido endureciendo la aleación [3]. La disolución de la fase β - Mg_2Si es un proceso rápido debido a la alta temperatura empleada y la alta velocidad de difusión del Mg en el Aluminio [4].

El mapa de la Fig. 2 B) muestra fases con contenido del elemento Cerio, con morfología de placas irregulares, [5] H.R. Ammara muestra micrografías conteniendo fases intermetálicas con contenido de Ce y La con morfología de agujas, distintas a las fases observadas en la imagen del mapa de la Fig. 2 B), las fases con morfología de placas alargadas tipo agujas, corresponden a fases con contenido de Hierro. El mapa presenta fases de Mg homogéneamente dispersas en la aleación y una afinidad de Si con el elemento Cerio. En investigaciones realizadas [6,7] muestran que pequeñas adiciones de tierras raras tienen la capacidad de modificar la estructura eutéctica de las aleaciones, [6] indica que agregando de 0.3 a 1% en peso de una mezcla de tierras raras (Ce y La) se logra modificar las fases eutécticas de Si, y favorecer la formación de compuestos intermetálicos.

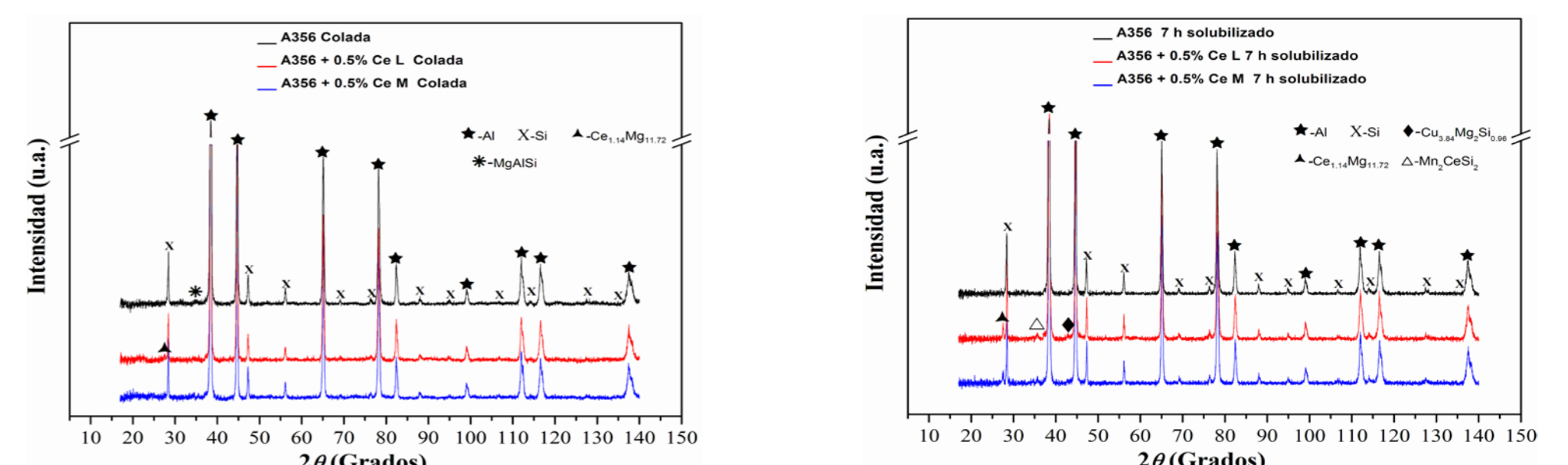


Figura 3.- Patrones de DRX de: A) A356 y A356 con adiciones de 0.5% Ce L y M, en condición de colada, B) A356 y A356 con adiciones de 0.5% Ce L y M con 7 h de solubilizado.

La Fig. 3 A) muestra los patrones de difracción de rayos X (DRX) donde los picos de mayor intensidad corresponden a los elementos Al y Si. Fases secundarias fueron identificadas en la aleación de referencia A356, como la fase $MgAlSi$. En las aleaciones con adiciones de 0.5% Ce, se identificaron fases secundarias con contenido de Cerio y Magnesio. Se observó que en las aleaciones modificadas, el elemento Ce favoreció la formación de la fase $Ce_{1-x}Mg_{1+x}$. Además la fase $MgAlSi$ identificada en la aleación A356, ya no fue identificada en las aleaciones con adición de Ce, la fase $Ce_{1-x}Mg_{1+x}$ fue constante para las dos aleaciones fabricadas por las rutas L y M.

El patrón de DRX de la Fig. 3 B), presenta el efecto del tratamiento térmico de solubilizado después de 7 h, donde no se observa la fase $MgAlSi$ identificada anteriormente después del tratamiento térmico de solución de 7 h. En las aleaciones modificadas con Ce, se observó que el tratamiento térmico de solubilizado de 7 h favoreció la presencia de la fase $Cu_{24}Mg_{25}Si_{96}$ en ambas aleaciones L y M.

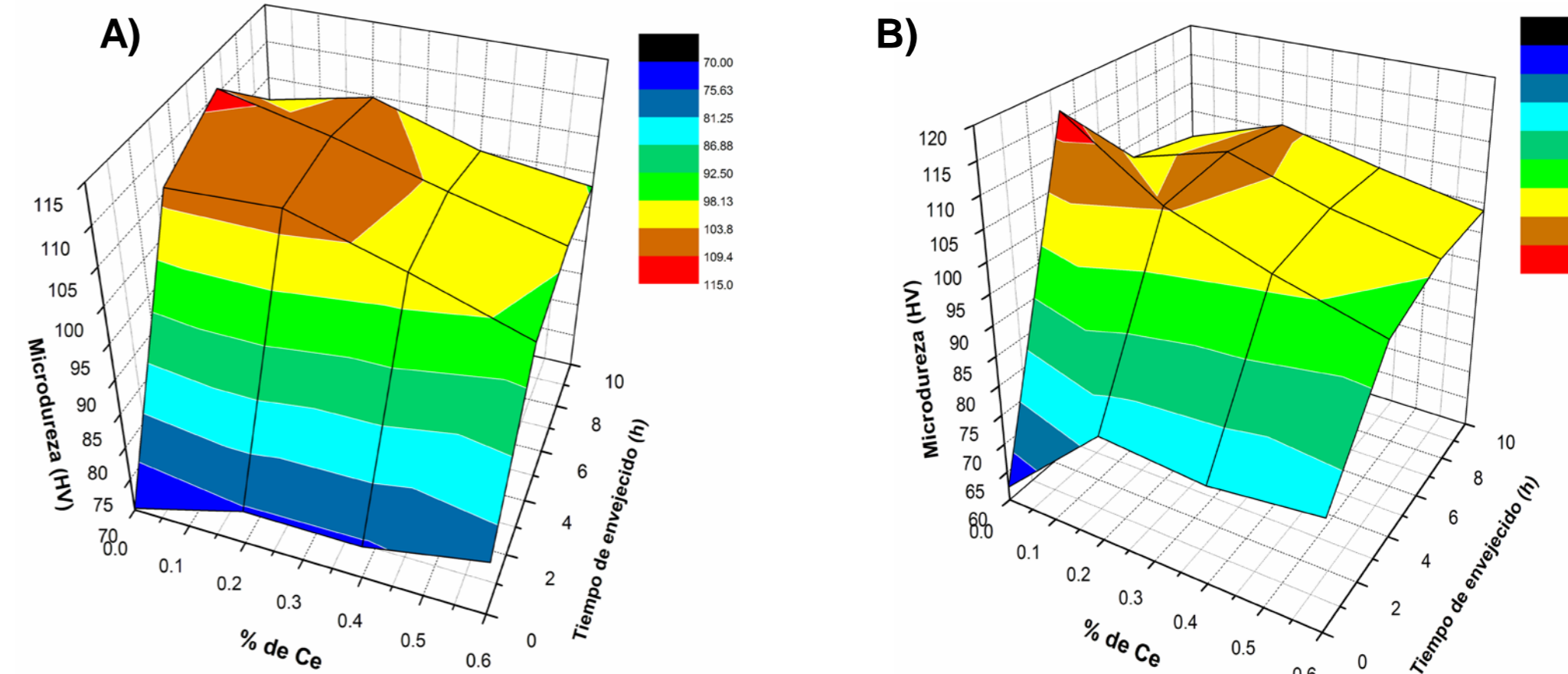


Figura 4.- Gráficas de Microdureza v.s Tiempo de Envejecimiento y composición de % en peso de Ce en muestras deformadas en condición 7 h de solubilizado. A) zona longitudinal 1A y B) zona transversal 1B.

En las gráficas de las Fig. 4 se observa que a mayores contenidos del elemento Cerio, se obtienen menores durezas, sin embargo las aleaciones con Ce presentan un significativo retardo en el sobre envejecimiento, mayormente observado a tiempos largos de solubilizado, lo que aumenta la vida de las aleaciones a niveles de dureza importante. En investigaciones realizadas por [5] H.R. Ammara, C. en aleaciones con adición de 0.3% Ce, muestran resultados de baja ductilidad debido a un alto porcentaje compuestos intermetálicos insolubles conteniendo Fe, Ce, La Mg y Si. Sin embargo otros autores [8] R. Sharan y [9] M. Ravi, indican que las adiciones de tierras raras mejoran las propiedades mecánicas de resistencia ala tensión y la ductilidad.

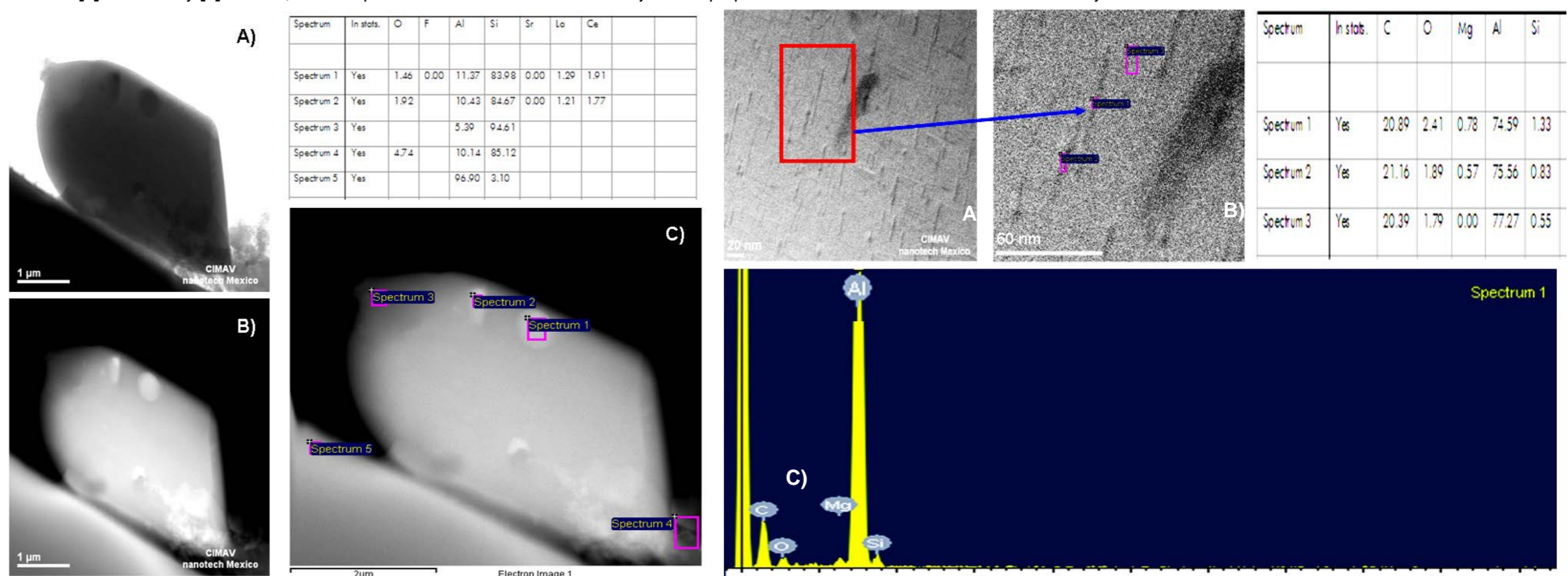


Figura 5.- Imágenes de MET obtenidas en modo STEM en campo claro A), contraste Z B) y microanálisis C) de A356 con adición de 0.3% Ce M, en condición T6, con 7h de solubilizado a 535 °C y 10 h de envejecido a 180 °C.

En las imágenes A) y B) en campo claro y campo oscuro respectivamente de la Fig. 5 se aprecian precipitados dentro de la matriz de aluminio con morfología de disco y barra alargada de aproximadamente 400nm de longitud, además de otros precipitados de mayor tamaño y morfología irregular con similar contraste. Mediante un análisis de EDS, se realizó en los precipitados de alrededor 400 nm de longitud (espectrum 1 y 2) de la imagen C) se obtuvo que contenían Al, Si, Ce y La. Además se realizaron análisis en los precipitados de mayor dimensión (espectrum 3, 4 y 5) obteniéndose que contenían Al-Si.

La Figs. 6 y 7, presentan imágenes de TEM con pequeños precipitados con morfología de aguja de alrededor de 50 nm de composición Mg y Si, de acuerdo al análisis mostrado en la imagen C). El endurecimiento por precipitación en las aleaciones A356 ocurre después del T6, cuando la matriz de aluminio está saturada de Si y Mg en solución sólida, formándose los precipitados β' Mg_2Si con morfología de agujas, fase metaestable y coherente finamente dispersa en la matriz de aluminio [5].

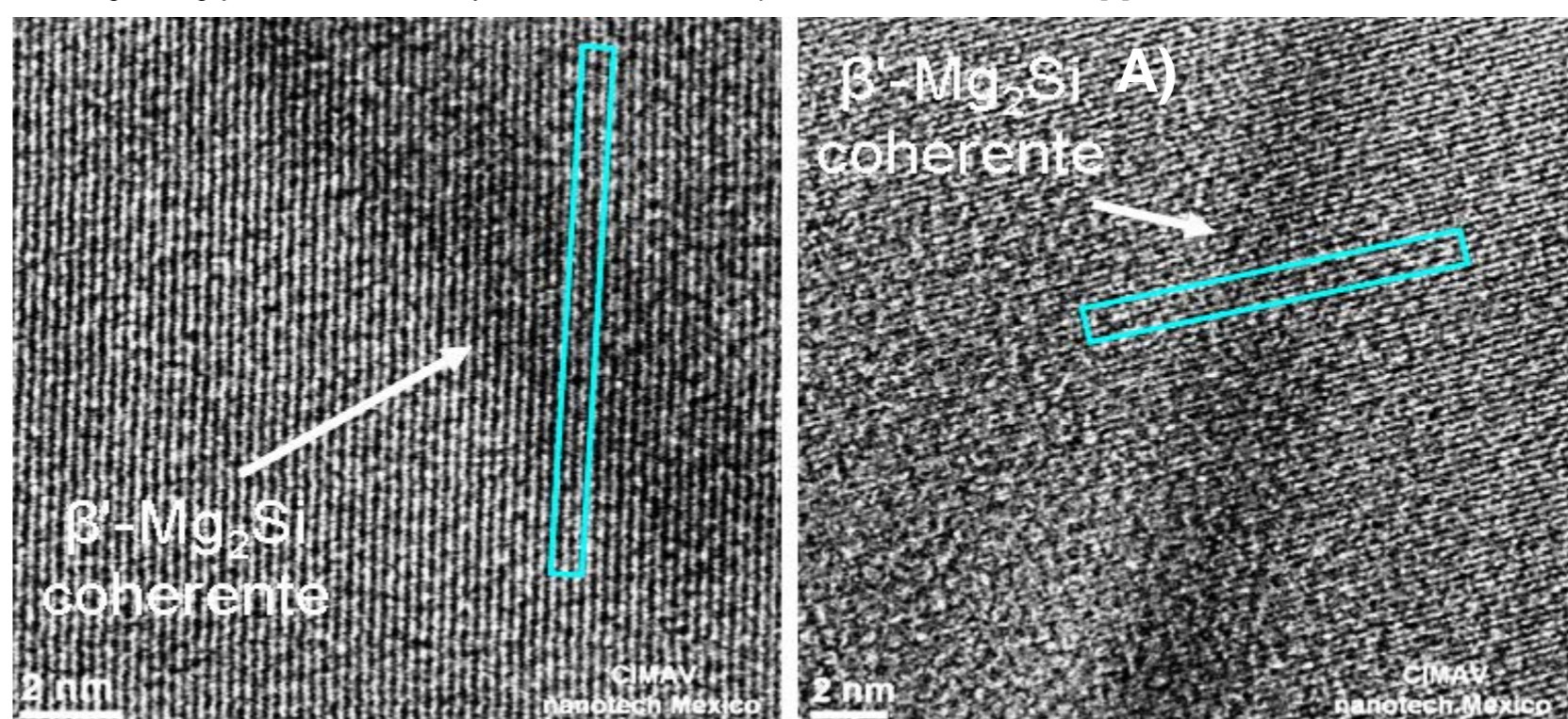


Figura 7.- Imágenes de HR-TEM obtenidas en modo STEM en campo claro A),B) de A356 en condición T6, con 7h de solubilizado a 535 °C y 10 h de envejecido a 180 °C.

Conclusiones.

- La aleación A356 incrementa la microdureza mediante el proceso de deformación en caliente en la condición de colada y T6
- La Aleación A356 con adición de 0.1 a 0.3 % de Ce presentan un retardo en el sobre envejecido, manteniendo la aleación a niveles de dureza importantes.
- Los picos de microdureza para las aleaciones deformadas fueron alcanzados a las 3 h de envejecido con y sin adiciones de Ce.
- El elemento Ce presenta afinidad con el elemento Si y Mg para formar nuevas fases.

Referencias.

[1] R.B.B Cayless, Aluminum Foundry Products. ASM International. ASM Handbook. Vol. 2, Properties and Selection: Non-ferrous alloys and Special-purpose materials. ASM International. USA. 88
 [2] J. Gilbert Kaufman, Elwin L. Rooy. 2004. Aluminum Casting Alloys. AFS. ASM International. Aluminum alloys castings properties, processes and applications. AFS. ASM International. USA. 14-18.
 [3] Man Zhu a., Zengyun Jian a., Gengcang Yang b., Yaohe Zhou b. 2012. Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys. Materials and Design 36. 243-249.
 [4] Emma Sjolander, Salem Seifeddine. 2010. The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys. Journal of Materials Processing Technology. XXX. 1-11.
 [5] H.R. Ammara, C. Moreau, A.M. Samuel a., F.H. Samuel a., H.W. Doty b A Influences of alloying elements, solution treatment time and quenching media on quality indices of 413-type Al-Si casting alloys. Materials Science and Engineering.489 (2008) 426-438.
 [6] Zhu M, Jian ZY, Yao LJ, Liu CX, Yang GC, Zhou YH. Effect of mischmetal modification treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of Al-7.0%Si-0.3%Mg foundry aluminum alloys. J Mater Sci 2011;46:2685-94.
 [7] Ravi M, Pillar UTS, Pai BC, Damodaran AD, Dwarakadasa ES. A study of the influence of mischmetal additions to Al-7Si-0.3Mg (LM 25/356) alloy. Metall Mater Trans A 1994;27:1283-92.
 [8] R. Sharan, N.P. Saksena, Castings (1978) 37-41.
 [9] M. Ravi, U.T.S. Pillai, B.C. Pai, A.D. Damodaran, E.S. Dwarakadasa, Metall. Mater. Trans. A 33(A) (2002) 391-400.