

ESTUDIO DEL EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZACIÓN EN LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA8011

T. Torres^{a*}, R. Bisbal^a, S. Camero^a, C. Llanos^b

^a Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales. Facultad de Ingeniería. Universidad Central de Venezuela.

^b C.V.G. ALUCASA. Guacara. Edo. Carabobo. Venezuela.

*Autor de Correspondencia: bisbalr@gmail.com, tlf: 0212.605.15.22, Fax: 0212.605.15.15

Recibido: Agosto 2011. Aprobado: Noviembre 2011.

Publicado: Noviembre 2011.

RESUMEN

A partir de varias muestras de una aleación de aluminio AA8011 provenientes de dos líneas de colada continua de doble rodillo de la Empresa C.V.G. ALUCASA se estudió la evolución de las fases intermetálicas presentes en la microestructura y su influencia en las propiedades mecánicas de dicha aleación. El material seleccionado fue sometido a tratamientos térmicos de homogeneización a 500 °C durante ½, 1, 3 y 4 h. Las muestras de la aleación sin y con tratamiento térmico fueron caracterizadas utilizando las técnicas de Microscopía Óptica (M.O.), Microscopía Electrónica de Barrido (M.E.B.) y Espectroscopía de Rayos X por Dispersión de Energía (E.D.S.), y evaluadas mediante ensayos de tracción y dureza. El análisis metalográfico reveló microestructuras similares en las muestras provenientes de ambas líneas de colada continua, luego de ser tratadas térmicamente, así como la presencia de fases intermetálicas constituidas por Al-Fe-Si. En las propiedades mecánicas se observó disminución del esfuerzo máximo, incremento de la elongación y leve disminución de la dureza, relacionados con la recuperación y recristalización que experimenta la aleación por efecto de la temperatura. Se observó la fragmentación de la línea de segregación así como la redistribución, disolución y esferoidización de las fases de Al-Fe-Si. Se encontró que las características microestructurales obtenidas con el tratamiento térmico realizado por 3 h permitieron una mejora de las propiedades mecánicas. Con estos resultados se espera obtener una mejor respuesta de la aleación durante los procesos posteriores de conformado, y un buen acabado superficial del producto final.

Palabras clave: Aleación AA8011, homogeneización, fases intermetálicas, propiedades mecánicas, esferoidización.

STUDY OF THE EFFECT OF THE HOMOGENIZATION HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND THE MECHANICAL PROPERTIES OF AN AA8011 ALUMINUM ALLOY

ABSTRACT

The evolution of Al-Fe-Si intermetallic phases present in the microstructure of two sample groups of the AA8011 aluminum alloy taken from two twin roller continuous casting production lines at the C.V.G. ALUCASA plant and their subsequent effect on the mechanical properties of the alloy were studied. Samples were first subjected to homogenization heat treatment periods of 0, 1/2, 1, 3 and 4 hours at 500 °C, then characterized by Optical Microscopy (O.M.), Scanning Electron Microscopy (S.E.M.) and Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (E.D.S.) and finally their hardness and traction properties were determined. Post-homogenization metallographic analysis revealed similar microstructures in both sample groups and the presence of Al-Fe-Si intermetallic phases. Maximum stress reduction, elongation increase and a slight hardness reduction were observed, which are related to the recrystallization and recovery phenomena that the alloy undergoes due to the temperature effect. The fragmentation of the line of segregation and the redistribution, dissolution and spheroidization of the Al-Fe-Si phases were observed. It was determined that the microstructural characteristics obtained after a 3 hour homogenization period improved the mechanical properties of the alloy. As a result, a better response of the alloy during metal forming and an optimum surface finish of the end product are expected.

Keywords: AA8011 Alloy, homogenization, intermetallic phases, mechanical properties, spheroidization.

INTRODUCCIÓN

La aleación de aluminio AA8011 se emplea frecuentemente en la elaboración de láminas de bajo espesor (foils) y membranas para cierres de envases de productos alimenticios [1-2]. Los productos de esta aleación se pueden obtener mediante el proceso de colada continua de doble rodillo, siendo una de las características más notables de las aleaciones fabricadas por medio de este proceso la presencia de una gran cantidad de elementos aleantes en solución sólida sobresaturada, como consecuencia de las altas velocidades de enfriamiento durante la solidificación. La descomposición de la solución sólida sobresaturada durante el tratamiento térmico de homogeneización produce un efecto significativo y determinante en las propiedades mecánicas y en el acabado superficial de la aleación [2-3].

La cinética de recuperación, la recrystalización, y el control del tamaño de grano de la aleación junto con los diversos parámetros involucrados en el proceso, específicamente la temperatura y el tiempo de homogeneización, así como el estricto control de los mismos permite mejorar el procesamiento posterior del material, con el fin de garantizar las propiedades mecánicas deseadas [2,4-5]. La combinación de deformación plástica y tratamientos térmicos ha sido fundamental en el control de la microestructura y las propiedades mecánicas de la aleación [3,6-7].

La aleación AA8011 no es endurecible térmicamente y en ella pueden ocurrir los procesos de recrystalización, crecimiento de grano y precipitación, entre otros [1-3]. Es por esta razón que un tratamiento térmico de homogeneización aplicado al producto de colada continua de esta aleación implica beneficios en cuanto al producto final se refiere [8-9]. La homogeneización permite conseguir la disolución y la eliminación de los gradientes de concentración de elementos disueltos en estado de sobresaturación, especialmente de Fe y Si, que

influyen sobre la recrystalización y el comportamiento mecánico de la aleación durante el conformado. De este modo se logra mejorar la plasticidad, facilitando el proceso de laminación debido a que el material puede alcanzar un ablandamiento uniforme, además de mejorar el control del tamaño de grano, proporcionando así un óptimo acabado superficial del producto final. Al mismo tiempo, permite una redistribución del hierro sobresaturado, debido a que éste a pesar de su baja solubilidad en el aluminio, es capaz de alcanzar concentraciones elevadas durante la solidificación relativamente rápida del producto de colada, y promueve la coalescencia y alteración de la morfología y naturaleza de los constituyentes insolubles de Al-Fe-Si, provenientes de colada continua, para evitar el deterioro del material durante los procesos posteriores de deformación [3,10].

A nivel microestructural, durante el tratamiento térmico de homogeneización, la fase β -AlFeSi puede transformarse a la fase α -AlFeSi, debido a que la primera es una fase metaestable, producto del proceso de solidificación fuera de equilibrio, por lo que cambia su morfología y estructura cristalina. La fase β se transforma a una fase de equilibrio estable, la cual energéticamente es la que posee la menor energía libre posible. La fase α puede sufrir una fragmentación y esferoidización durante el tratamiento de homogeneización, presentándose en forma de placas con aristas redondeadas, mientras que la fase β se mantiene con su morfología acicular o de placas. Sin embargo, existe una fuerte resistencia al cambio de morfología, debido a que estas partículas son insolubles en la matriz de aluminio, por lo cual difunden limitadamente y poseen una intercara incoherente con la matriz. La temperatura, el tiempo y la velocidad de enfriamiento constituyen las variables más importantes a ser consideradas durante el tratamiento térmico de homogeneización. Es bien conocido que a una temperatura determinada, el tiempo de homogeneización dependerá de la cantidad y tamaño de las fases

constituidas por Al-Fe-Si en la microestructura de colada. La microsegregación de magnesio y silicio es rápidamente reducida a temperaturas por encima de 550 °C debido a las altas difusividades de estos elementos en el aluminio. Por lo tanto, las etapas controlantes en el proceso de homogeneización corresponden a la transformación de β -AlFeSi a α -AlFeSi, así como la fragmentación y esferoidización de la fase α -AlFeSi, los cuales son procesos que ocurren lentamente. En cuanto a las fases de Al-Fe, no se logran cambios significativos en su morfología acicular, sino luego de largos períodos del tratamiento de homogeneización [6,8-10].

En el presente trabajo se llevó a cabo un estudio acerca de la influencia del tratamiento térmico de homogeneización en la microestructura y en las propiedades mecánicas de la aleación de aluminio AA8011, con la finalidad de predecir el comportamiento de esta aleación cuando es sometida al proceso de laminación hasta alcanzar los espesores de lámina deseados.

MATERIALES Y MÉTODOS

El estudio se realizó a una aleación comercial de aluminio AA8011 producida por la Empresa C.V.G. ALUCASA. La aleación fue suministrada en forma de láminas de 6 mm de espesor provenientes de bobinas de dos líneas de colada continua de doble rodillo. En la Tabla I se presenta la composición química de la aleación, la cual se determinó por medio de la técnica de Espectroscopía de Absorción Atómica de Llama (A.A.) de acuerdo al procedimiento descrito en el manual de métodos analíticos del Espectrofotómetro de Absorción Atómica, marca Perkin-Elmer, modelo AAnalyst 300 [11]. Para obtener la composición química se disuelven 0,5 gr. de muestra de la aleación en 20 ml de HCl_(1:1) y 5 ml de HF; seguidamente se somete la solución a un calentamiento leve, después ésta se deja enfriar hasta temperatura ambiente, se filtra y se afora con agua destilada en un balón volumétrico de 100 ml. Se preparan

los patrones de los diferentes elementos a medir en la matriz de aluminio, y luego se construye una curva de calibración para obtener la concentración de los elementos en ppm. El porcentaje en peso de los elementos se calcula de acuerdo a la siguiente fórmula: % peso = ppm en solución x factor de dilución x Vol. de aforo (L) / 10 x gr de muestra.

Tabla I. Composición química de la aleación (% peso).

Fe	Si	Mg	Mn	Cu	Zn	Al
0,92	0,55	0,004	0,002	0,002	0,002	balance

Para preparar el material a ser estudiado se seleccionaron y se cortaron muestras de aproximadamente 300 x 1400 x 6 mm. A su vez, de cada una de estas muestras se cortaron tres láminas pequeñas de 300 x 80 x 6 mm, correspondientes a la zona del borde de la bobina, a la zona central, y a la zona intermedia entre estas dos. Posteriormente, las muestras se sometieron a un tratamiento térmico de homogeneización a 500 °C durante intervalos de tiempo de ½, 1, 3 y 4 h, dejándolas enfriar por 2 y ½ h dentro del horno. Luego que las muestras de la aleación fueron tratadas térmicamente se seleccionó un grupo de éstas para hacerles la preparación metalográfica siguiendo el procedimiento convencional. Se utilizó el reactivo de Tucker (10 ml HCl - 10 ml HNO₃ - 0,5 HF - 10 H₂O) [12] para atacar la superficie de las muestras, a fin de revelar la línea de segregación y poder observarlas utilizando la técnica de Microscopía Óptica (M.O.). Mientras que otro grupo de muestras tratadas térmicamente y ensayadas a tracción (sección longitudinal), previa preparación metalográfica y atacadas electrolíticamente con una solución diluida de HF [12] durante 25 segundos aproximadamente, fueron caracterizadas mediante Microscopía Óptica (M.O.) y Microscopía Electrónica de Barrido (M.E.B.-E.D.S.), con el fin de realizar un seguimiento a los cambios

microestructurales generados por efecto del tratamiento térmico de homogeneización aplicado.

Se realizaron medidas de dureza Vickers (HV) para lo cual se utilizó un durómetro con un indentador piramidal de diamante de base cuadrada y se aplicó una carga de 50 gr. Los valores de dureza reportados para cada tiempo de homogeneización corresponden al promedio de siete mediciones. Las medidas de dureza fueron igualmente realizadas en la sección longitudinal (sección de deformación) de las muestras.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Análisis microestructural por M. O.

La caracterización mediante M.O. de las muestras tratadas térmicamente (muestras correspondientes a la zona central de la lámina de colada) reveló una microestructura que contiene una línea de segregación fragmentada para los diferentes tiempos de homogeneización: ½, 1, 3 y 4 h), como se observa en las fotomicrografías de las figs. 1a–1d, respectivamente.

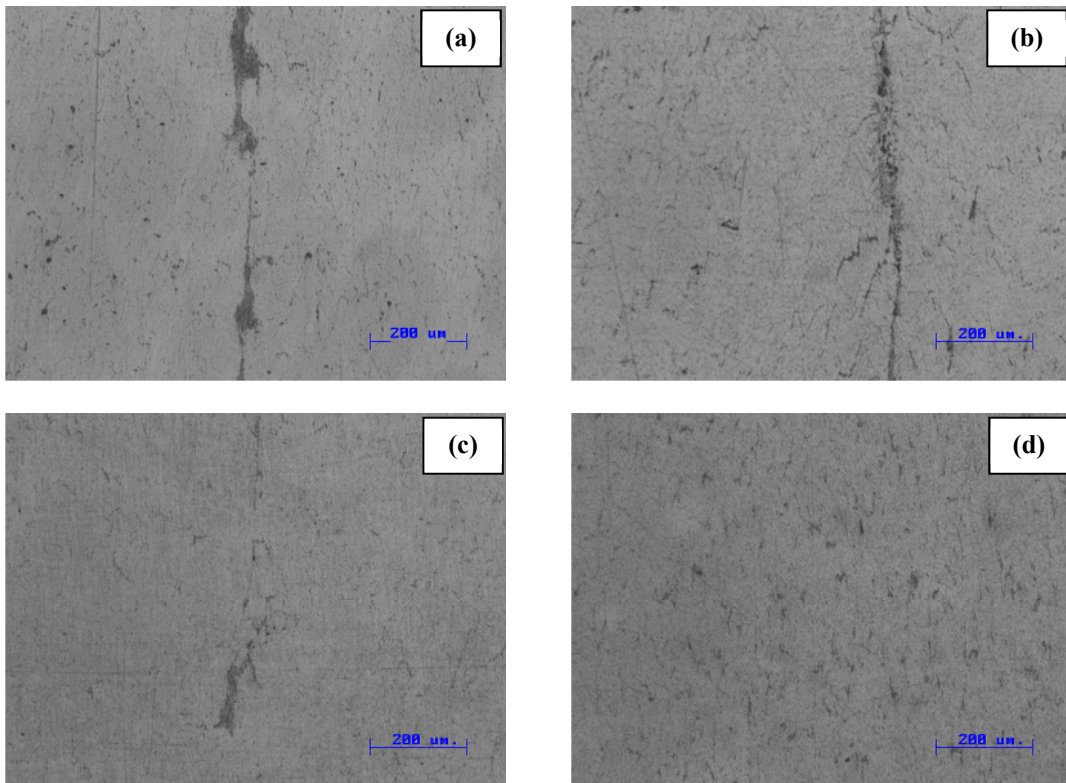


Fig. 1. Fotomicrografías de la aleación AA8011 obtenidas por microscopía óptica (M.O.). Se observa la fragmentación de la línea de segregados para los distintos tiempos de homogeneización: (a) ½ h, (b) 1 h, (c) 3 h, (d) 4 h.

Estos hechos se pueden discutir en términos de la velocidad de difusión, la cual se incrementa con el tiempo de homogeneización, induciendo a una disolución localizada de la línea central de segregación y al mismo tiempo ocurre una redistribución de los segregados en la matriz de aluminio, generándose una microestructura más uniforme. Es bien conocido que la presencia de esta línea o banda de segregación puede ser atribuida a zonas de segregación de elementos tales como Fe y Si en el

planchón de colada continua y/o a una inadecuada práctica de laminación. Durante la colada, la zona central de la lámina de colada es la última porción en solidificar, por lo que es común que exista una mayor concentración de solutos en esta zona del material, dando lugar a la línea de segregación. También hay que destacar que durante la colada continua la velocidad de solidificación es alta, lo que da lugar a que la matriz de aluminio quede saturada de los elementos de aleación e impurezas. La

formación de estas líneas de segregación durante la solidificación es difícil de evitar, sin embargo su efecto perjudicial puede ser minimizado mediante la aplicación de tratamientos térmicos de homogeneización [1,7].

Análisis microestructural por M.E.B.–E.D.S.

Las figs. 2a–2d corresponden a fotomicrografías obtenidas por M.E.B. de muestras tratadas térmicamente a diferentes tiempos de homogeneización: ½, 1, 3 y 4 h, respectivamente. Las muestras analizadas corresponden a la zona intermedia de las láminas de colada debido a que es en esta zona donde los efectos de las variables de solidificación son más notables. En estas muestras se pudo identificar la presencia de fases intermetálicas

distribuidas en el seno de la matriz. Por lo general estas fases presentan morfología globular (α -AlFeSi) y acicular (β -AlFeSi) [10], y tienden a agruparse a medida que se incrementa el tiempo de homogeneización. El microanálisis químico por E.D.S. realizado a estas fases indica que están constituidas principalmente por Al-Fe y Al-Fe-Si como se muestra en las figs. 3a y 3b, respectivamente. También se observó la presencia de partículas disgregadas de Si (fig.4), las cuales no son beneficiosas debido a que causan fragilidad en la aleación, influyendo de manera directa en el acabado superficial del producto laminado final, lo que puede causar el deterioro del material durante los procesos posteriores de deformación en frío.

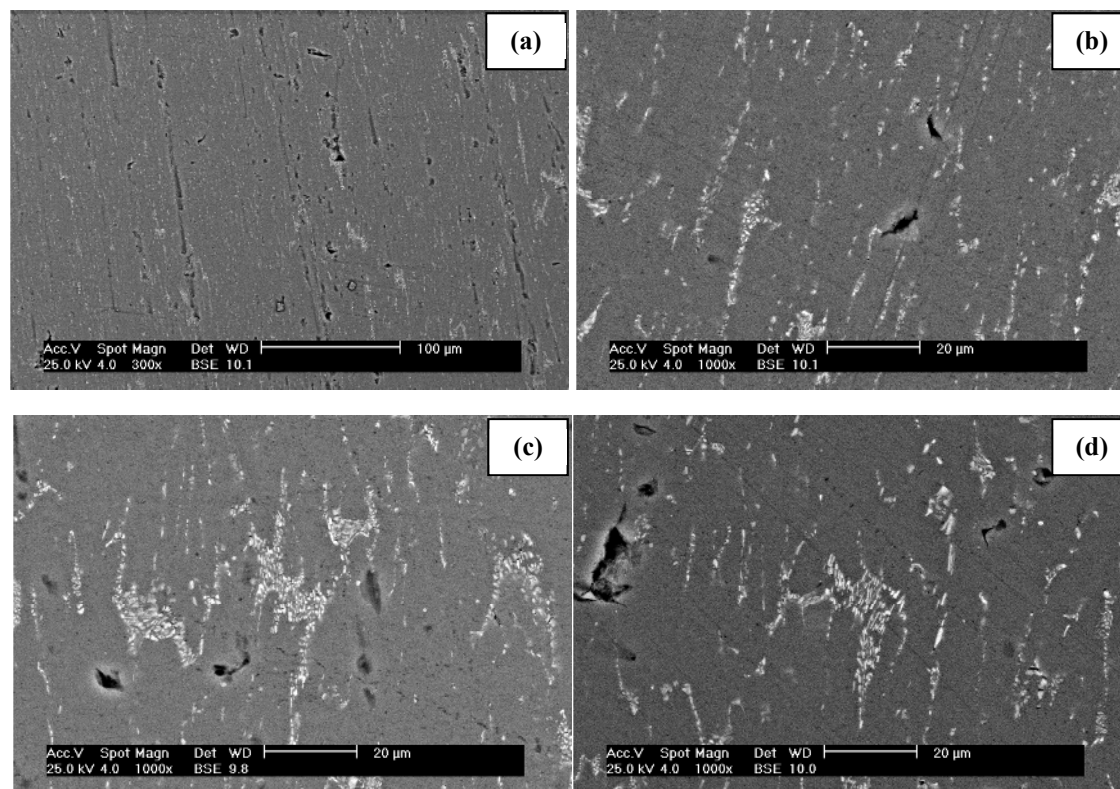


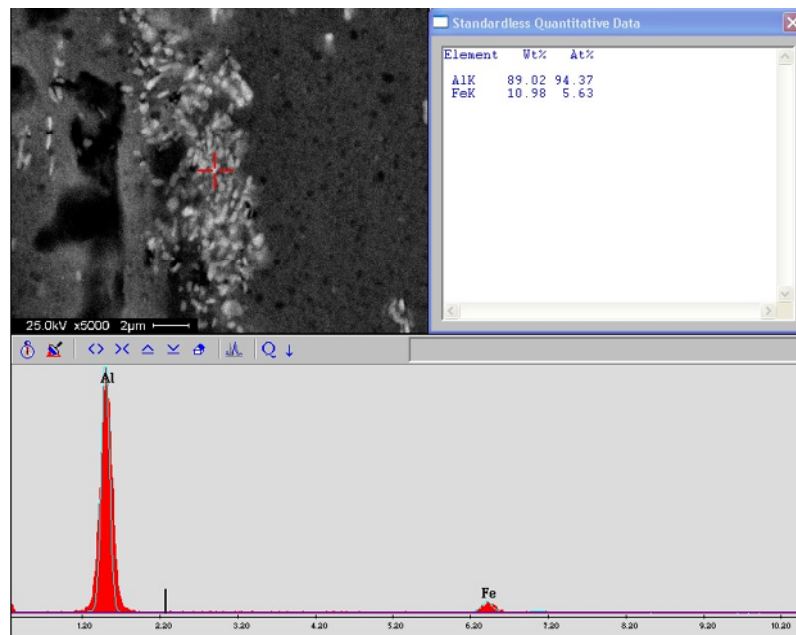
Fig. 2. Evolución de las fases intermetálicas de la microestructura de la aleación AA8011 durante los distintos tiempos de homogeneización: (a) ½ h. 300x, (b) 1 h. 1000x, (c) 3 h. 1000x, (d) 4 h. 1000x.

En general, las muestras homogeneizadas a menor tiempo presentaron fases intermetálicas con mayor tendencia a la esferoidización, tal como se observa en las figs. 5a–5c. Para tiempos mayores de homogeneización ocurrió el

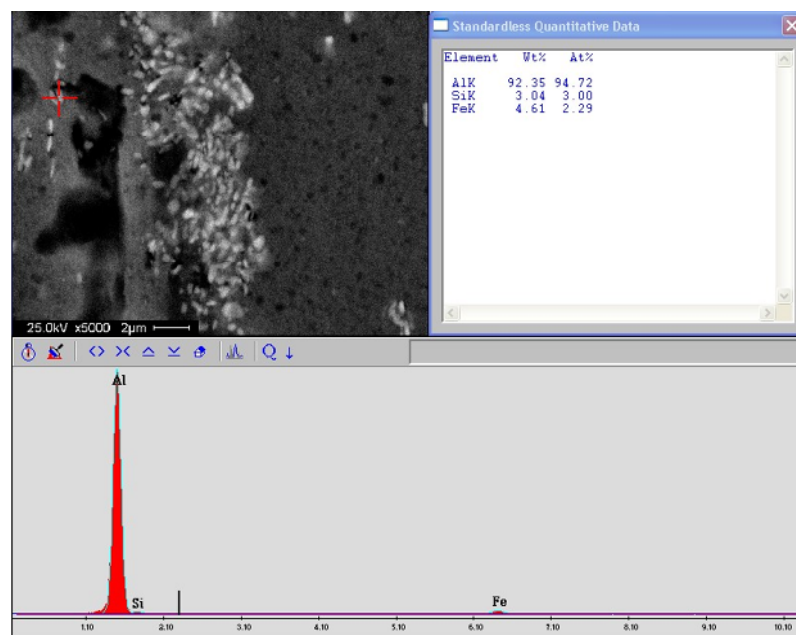
crecimiento de las fases intermetálicas predominando la morfología de placas más gruesas, fig. 5d. Las características microestructurales generadas con el tratamiento térmico pueden inducir mejoras en el

acabado superficial del material durante los procesos de deformación posteriores, y beneficiar su rendimiento hasta la obtención del producto final. En este caso, las microestructuras que presentaron esferoidización de las

fases intermetálicas ofrecen mejores condiciones en la aleación para que se pueda lograr un buen acabado superficial durante el proceso de laminación [10,13].



(a)



(b)

Fig. 3. Espectros de los microanálisis químicos por E.D.S. y fotomicrografías por M.E.B. de las muestras homogeneizadas por ½ h, donde se evidencia la presencia de partículas intermetálicas de: (a) Al-Fe, (b) Al-Fe-Si con morfología del tipo “escritura china”.

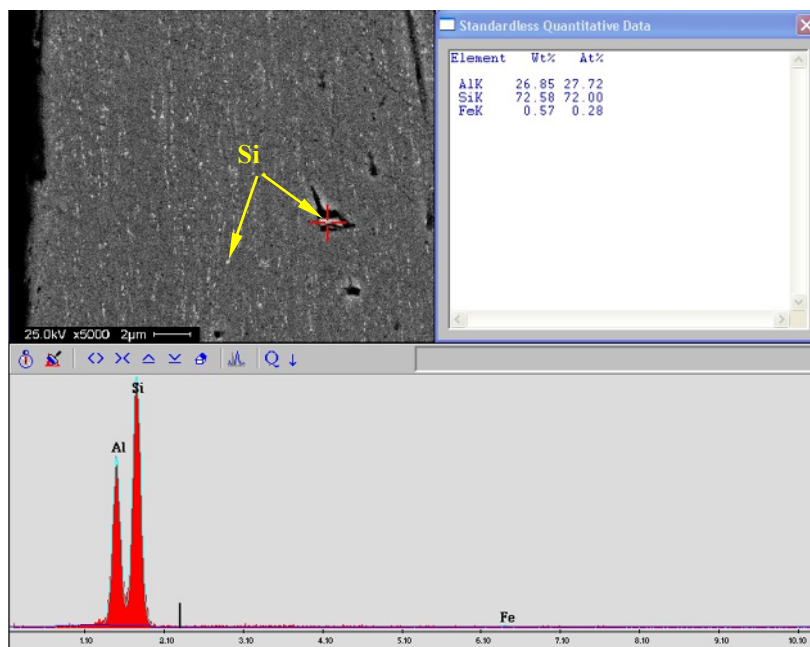


Fig. 4. Espectro del microanálisis químico por E.D.S. y fotomicrografía por M.E.B. de la muestra homogeneizada por $\frac{1}{2}$ h. Se observa la presencia de partículas de Si disgregadas.

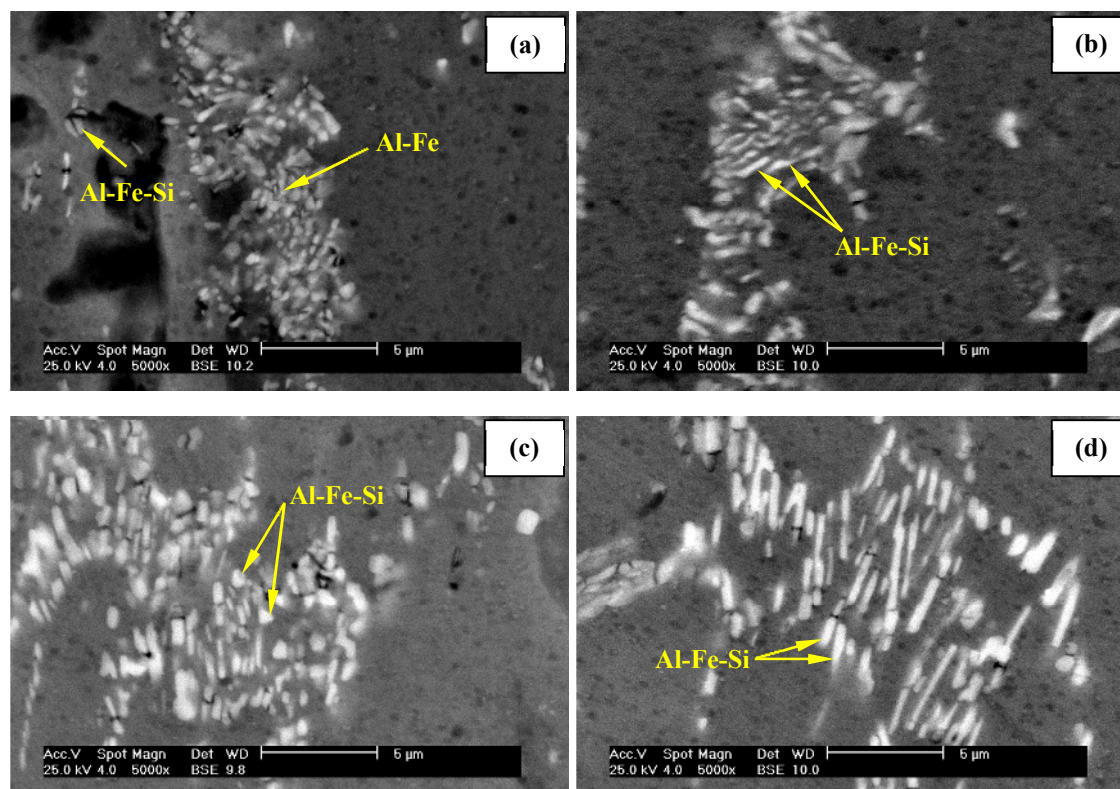


Fig. 5. Evolución de la morfología de las fases intermetálicas de la aleación durante los distintos tiempos de homogeneización: (a) $\frac{1}{2}$ h, (b) 1 h, (c) 3 h, (d) 4 h. (5000x).

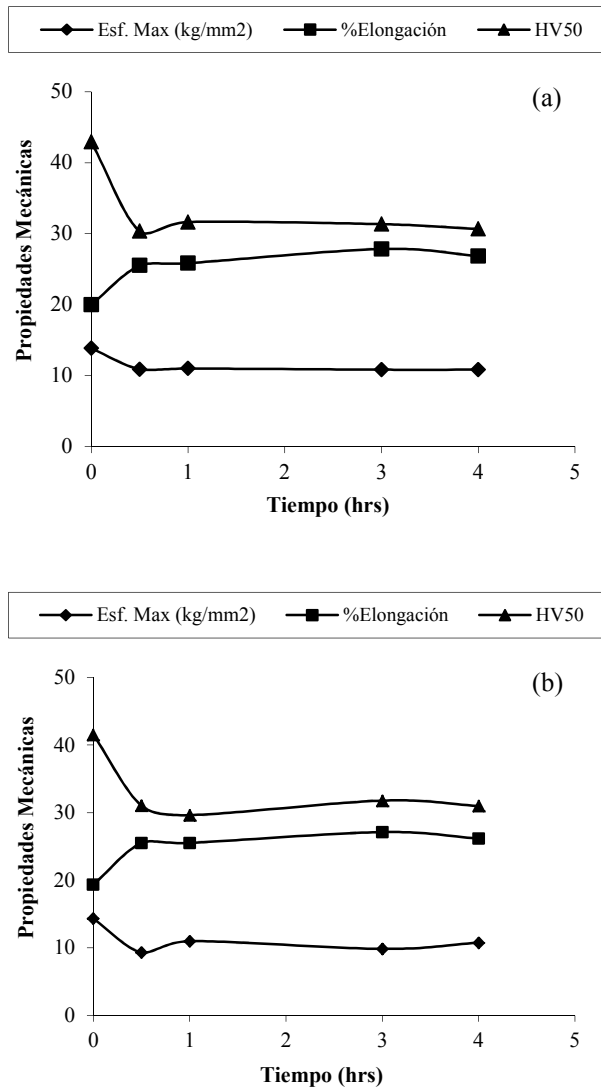


Fig. 6. Variación de las propiedades mecánicas de la aleación AA8011 con el tiempo de homogeneización. Muestras provenientes de dos líneas de colada continua: (a) Línea de Colada 1, (b) Línea de Colada 2.

Ensayos de tracción y de dureza

Las muestras provenientes de las dos líneas de colada continua tratadas térmicamente a 500 °C durante ½ h y que fueron sometidas a ensayos de tracción y de dureza presentaron una disminución del esfuerzo máximo, un incremento significativo de la elongación y una ligera disminución de la dureza, tal como se aprecia en las figs. 6a y 6b. Es decir, se observó en las muestras, de las dos líneas de colada continua, un comportamiento mecánico

similar durante los ensayos de tracción y de dureza para los diferentes tiempos de homogeneización empleados.

En los resultados obtenidos para un tiempo de homogeneización entre 0-½ h se evidencia en las propiedades mecánicas el efecto de los procesos de recuperación y recrystalización que ocurren internamente en el material y que están asociados a diferentes factores, tales como temperatura y tiempo de homogeneización, tamaño de grano, redistribución y disgregación de las fases intermetálicas presentes.

En este tipo de aleación se prefiere la presencia de la fase α -AlFeSi pues debido a su típica morfología de cristales de aristas redondeadas (“escritura china”) induce mejoras en las propiedades mecánicas del material [9,13]. Para tiempos de homogeneización mayores a ½ h, se observa que la tendencia de las propiedades mecánicas evaluadas es a permanecer sin variación significativa con el tiempo del tratamiento térmico aplicado.

CONCLUSIONES

Los tratamientos térmicos de homogeneización realizados permitieron obtener cambios en la microestructura y en las propiedades mecánicas de la aleación AA8011. El tratamiento térmico más efectivo fue el que se realizó durante un tiempo de 3 h porque se lograron importantes cambios en la morfología de las fases intermetálicas presentes en la microestructura, como resultado de la fragmentación y esferoidización de éstas. Debido a este tratamiento térmico estas fases, constituidas principalmente por Al-Fe-Si, se presentan en forma de placas con aristas redondeadas y más refinadas. La presencia de este tipo de morfología contribuye a la obtención de un mejor acabado superficial de las láminas (foils) de 7 y 8 μm de espesor, pues no afectan la aleación durante los procesos posteriores de laminación, con lo que se lograría un producto final de mejor calidad y con las propiedades mecánicas requeridas.

De igual modo, los resultados muestran una mejora en la resistencia, ductilidad y dureza de la aleación después del tratamiento térmico, con lo cual se espera que disminuya la tendencia a la fragilización del material en los procesos posteriores de deformación en frío.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el financiamiento de este trabajo a la Empresa C.V.G. ALUCASA, y a la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales de la Universidad Central de Venezuela por facilitar el uso de sus Laboratorios.

REFERENCIAS

- [1] Aghaie-Khafri M. (2004). "Formability of AA8011 Aluminum Alloy Sheet in Homogenized and Unhomogenized Conditions". *Journal of Materials Science*, 39: 6467-6472.
- [2] Puchi E. S., Staia M., Villalobos C., Piñero A. (1995). "Cold-Rolling and Annealing of a Commercial Twin Roll Cast Al-Fe-Si Alloy". *Light Metals 1995*, 1155-1160.
- [3] Barlow C. Y., Nielsen P., Hansen N. (2004). "Multilayer Roll Bonded Aluminium Foil: Processing, Microstructure and Flow Stress". *Acta Materialia*, 52: 3967-3972.
- [4] Ryu J., Lee D. N. (2002). "The Effect of Precipitation on the Evolution of Recrystallization Texture in AA8011 Aluminum Alloy Sheet". *Materials Science and Engineering A*, 336: 225-232.
- [5] Reig-Cerdá L., Salvador-Moya M. D., Amigó-Borrás V., Caruana G., Carsi M. (2007). "Análisis de los Cambios Microestructurales en la Colada y Posterior Laminación de la Aleación AA3005". *Memorias del 8^{vo} Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica*. Cusco. Perú.
- [6] Rivas A. L., Muñoz P., Camero S., Quintero-Sayago O. (1999). "Effect of the Microstructure on the Mechanical Properties and Surface Finish on an Extruded AA-6063 Aluminum Alloy". *Advances in Materials Science and Technology*, 2 (1): 15-23.
- [7] Pérez-Ilzarbe J., Faustmann Salas J., Suárez Sanabria A. (2000). "Recristalización de Bandas de Aluminio Procedentes de Colada Continua, Laminadas en Frío". *Revista de Metalurgia (Madrid)*, 36 (6): 435-451.
- [8] González V., López R., Luiggi N. (2006). "Efecto del Tratamiento Isotérmico sobre los Cambios de Fases de una Aleación AA8011". *Revista Mexicana de Física*, 52 (3): 147-149.
- [9] Roy R. K., Kar S., Das S. (2009). "Evolution of Microstructure and Mechanical Properties During Annealing of Cold-Rolled AA8011 Alloy". *Journal of Alloys and Compounds*, 468: 122-129.
- [10] Hidalgo-Prada B. (2007). "Microscopía de Transformaciones de Fases en Aleaciones Comerciales de Aluminio". *Acta Microscópica*, 16 (1-2) (Supp. 2).
- [11] Atomic Absorption Spectroscopy. Analytical Methods. "MT-1 - Analysis of Aluminum Alloys". U.S.A., PERKIN-ELMER, 1996.
- [12] ASM Handbook. "Metallography and Microstructures". Vol. 9. U.S.A., ASM International, 1992.
- [13] Rosefort M., Matthies C., Buck H., Koch H. (2011). "Using SEM and EDX for a Simple Differentiation of α - and β -AlFeSi-Phases in Wrought Aluminum Billets". *Light Metals 2011*, 711-716.