

Características microestructurales de la aleación AA6061 repujada

Oldani, C.^I; Aguirre, L.^I; Manzini, R.^{II}

^I Departamento de Materiales y Tecnología – Facultad de Ciencias Exactas, Físicas y Naturales Universidad Nacional de Córdoba - Vélez Sársfield 1611 (X5016GCA) Córdoba, Argentina

e-mail: coldani@efn.uncor.edu, aeroing@arnet.com.ar

^{II} Instituto Nacional de Tecnología Industrial – Córdoba - Vélez Sársfield 1561 (X5016GCA), Córdoba – Argentina

e-mail: rmancini@inti.gov.ar

RESUMEN

El proceso de repujado para la fabricación de tubos de aluminio ha sido muy poco estudiado, quizá debido al bajo tonelaje procesado por este método, lo que lo hace poco relevante frente a otros procesos de deformación plástica. Sin embargo, es un método económicamente competitivo para la fabricación de recipientes de presión livianos, consistentes en un liner de aleación de aluminio reforzado con fibra de vidrio. Los efectos producidos sobre la microestructura de una aleación de aluminio AA 6061 durante el proceso de repujado son poco conocidos. Sin embargo, los cambios pueden llevar a provocar o favorecer el agrietamiento (fisuración) de la aleación durante el proceso de deformación plástica.

En este trabajo se estudian los cambios microestructurales producidos por la deformación plástica durante el repujado y el tratamiento térmico final de un cilindro de aluminio y los efectos de las variables de procesamiento.

Palabras claves: Aluminio, aleación AA6061, repujado, microestructura.

Microstructural characteristics of an AA6061 spinning alloy

ABSTRACT

The drawing process for the manufacture of an aluminum alloy liner has been very little studied, perhaps due to the low tonnage processed by this method, which makes it low relevant to other processes of plastic deformation. Nevertheless, it is an economically competitive method for the manufacture of light pressure vessels, consisting of a liner of aluminum alloy reinforced with fiber glass. The effects over the microstructure of an aluminum alloy AA 6061 during the spinning process are little known. Nevertheless, the changes can favor the microcracking of the alloy during the process of plastic deformation.

In this work, the microstructural changes produced by the plastic deformation during the spinning process and the final heat treatment of an aluminum liner and the effects of the processing variables are studied.

Keywords: Aluminum, AA6061 alloy, spinning, microstructure.

1 INTRODUCCIÓN

Los contenedores de presión de aluminio reforzado con resina epoxi y fibra de vidrio multicapa (PRFV) son una opción válida a la hora de decidir la fabricación de un cilindro para gas natural comprimido [1, 2, 3, 4, 5]. El proceso involucra la obtención de un liner de aleación de aluminio AA6061 y un bobinado externo multicapa de PRFV sobre su sección cilíndrica.

La tecnología óptima para la fabricación del liner de aluminio es el repujado, el que provoca la formación de un cilindro a partir de un disco por estirado [6]. Para su deformación plástica, el material del disco es precalentado, montado en la máquina y puesto a girar, provocando la deformación por acción de una rulina que le hace copiar la forma de un molde [7].

Las condiciones de temperatura, enfriamiento y deformación plástica provocan cambios microestructurales que afectan las posibilidades de deformación. Tales cambios involucran procesos de

recristalización, crecimiento de grano y disolución y coalescencia de partículas de segunda fase. Estos cambios pueden facilitar la formación de microfisuras durante el proceso de repujado [8].

En este trabajo se estudian los cambios microestructurales producidos por deformación plástica durante el repujado y el tratamiento térmico final. Así mismo se analizan los efectos de las variables de procesamiento.

2 EXPERIMENTAL

Se dispuso de una planchuela de aleación de aluminio AA6061 (material original) y de un liner procesado por una empresa local. La composición química de la aleación se muestra en la Tabla 1.

Tabla 1: Composición química de la aleación estudiada

%Si	%Mg	%Fe	%Cu	%Mn	%Zn	%Ni	%Cr	%Ti	%Sn
0,6	0,95	0,5	0,25	0,03	0,01	0,005	0,18	0,03	---

Las etapas de procesamiento del liner en estudio son las siguientes:

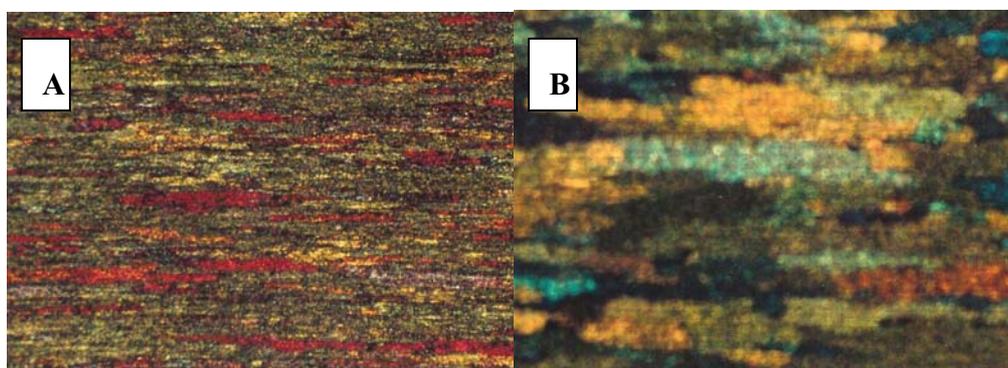
1. Corte de un disco a partir de una planchuela de 10 mm de espesor
2. Precalentamiento del disco hasta 400 °C
3. Volteo: operación de repujado con la que se obtiene un recipiente cilíndrico cerrado en la base (centro del disco), con un espesor promedio de 7.5 mm. En esta etapa se calienta exteriormente la zona afectada por la rulina para compensar el enfriamiento que provoca el molde desde su pared interior
4. Calentamiento del cilindro hasta 400 °C
5. Estirado: por repujado se estira la altura del cilindro con el consiguiente adelgazamiento de la pared (3.5 mm)
6. Cierre del extremo abierto para la formación del pico
7. Tratamiento térmico de solución a 525 °C durante 1 hora, temple y envejecimiento a 180 °C durante 3 horas

Se observó metalográficamente la microestructura del liner con microscopías óptica y electrónica de barrido (MEB). Se determinaron los componentes químicos de las inclusiones y partículas de segunda fase presentes con microsonda dispersiva en energía.

3 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Microestructura

En la chapa en estado de recepción se observa una variación de tamaño de grano a lo largo del espesor, presentando el tercio central con un grano más deformado que los tercios laterales (Figuras 1a y 1b). Esta microestructura no homogénea, no es afectada por el precalentamiento del disco a 400 °C.



A: Estado de recepción (centro). X50 **B:** Estado de recepción (lateral). X50
Figura 1: Variación de microestructuras de la chapa en estado de recepción

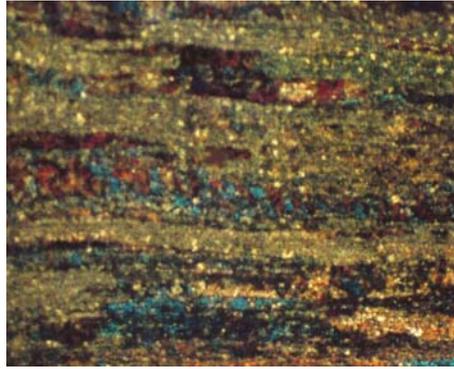
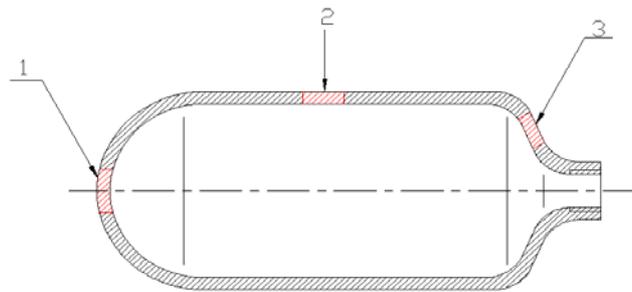


Figura 2: Efecto de la deformación en la etapa de volteo

El proceso de repujado durante la etapa de volteo provoca la deformación plástica de los granos, obteniendo granos alargados en la dirección de deformación (Figura 2). Esta fuerte deformación minimiza el efecto de inhomogeneidad microestructural, antes mencionado, en la chapa de recepción. Los granos deformados luego de la etapa de volteo se observan en forma homogénea en todo el espesor.

Luego de la confección completa del liner y de la etapa de tratamiento térmico, se obtuvieron muestras de diferentes zonas del cilindro (Figuras 3, 4, y 5). En el esquema siguiente se muestran los lugares de donde fueron sacadas las muestras:



Esquema del cilindro analizado mostrando las zonas de extracción de las probetas metalográficas



Figura 3: Muestra 1-Zona del fondo. X50



Figura 4: Muestra 3- Zona del pico. X50



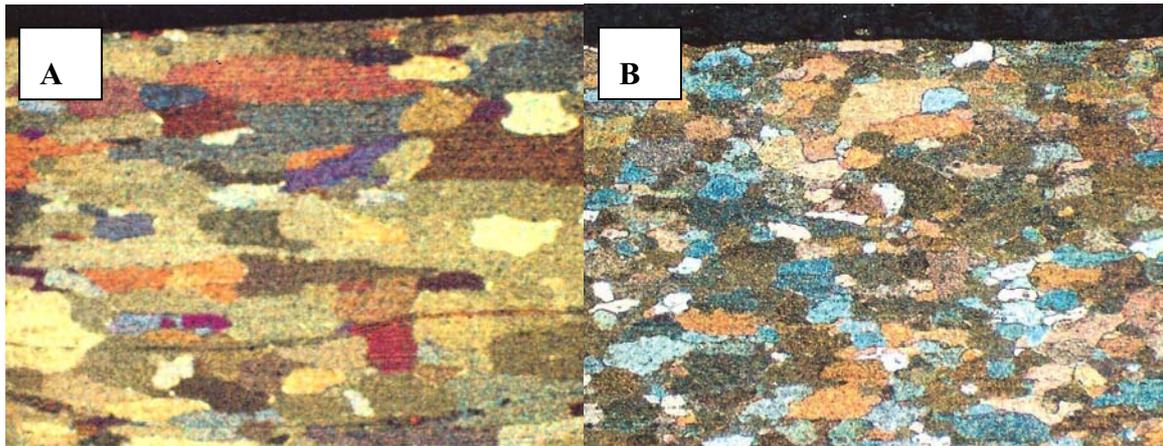
Figura 5: Muestra 2- Zona del cuerpo cilíndrico. X100

Se puede evidenciar que los tamaños de grano varían en diferentes posiciones del liner y que también lo hacen a lo largo del espesor de la pared. Comparando las Figuras 2 y 5 se concluye que durante el tratamiento térmico final se produce una recrystalización y crecimiento de grano en las partes del liner que han sido deformadas durante el proceso. Krishnan [9] mostró que una aleación AA6061 deformada exhibe crecimiento de grano en tratamientos de solución a temperaturas entre 520 – 560 °C, aunque otros autores [10] indican que el crecimiento de grano se inicia a temperaturas tan bajas como 400 °C. La inestabilidad de los granos se debe al desbalance entre las fuerzas termodinámicas para el crecimiento de grano y las fuerzas que impiden el movimiento de los bordes de grano [11]. Las fuerzas de anclaje disminuyen con el incremento de temperatura de solución debido a la disolución de los precipitados durante el tratamiento térmico [12], lo que provoca el crecimiento de grano.

La influencia de la deformación en el tamaño y forma del grano se manifiesta en el grado de recrystalización y crecimiento de grano de las diferentes zonas [13]. Se sigue que:

- la superficie externa, con un grano recrystalizado menor, ha tenido mayor grado de deformación (Figuras 6a y 6b). El crecimiento de grano en la superficie externa se debe a una microestructura más deformada en esa región. Esta superficie ha acumulado mayor energía de deformación para la nucleación preferencial y se generaron una gran cantidad de granos que alcanzan tamaños menores a los que se presentan en la superficie interna [14].
- la zona del fondo cerrado, no afectada por la deformación, no presenta recrystalización (Figura 3)

En el caso del pico, el extremo de cierre se obtiene a partir de un sobreespesor que se deja en la etapa de estirado, que implica una menor deformación. Esto, unido a la mayor temperatura a la que se realiza la operación de cierre, produce un marcado crecimiento de grano (Figura 4). En este caso es muy posible que se esté en valores de deformación próximos, por encima, a la deformación crítica, generando granos de gran tamaño. No se encontraron evidencias de que este tamaño de grano grande fuera producto de un proceso de crecimiento secundario u anómalo.



A: Superficie interna. X100 B: Superficie externa. X100
Figura 6: Diferencias de microestructuras en el espesor de la pared

3.2 Relevamiento de temperaturas

Para analizar la diferencia de comportamiento durante la recristalización, se efectuaron mediciones de temperatura durante las etapas de repujado: volteo y estirado. Los valores obtenidos fueron los siguientes (Tabla 2):

Tabla 2: Temperaturas relevadas durante el proceso

	Inicio	Final
Etapas de volteo	401 ± 2 °C	No registrada
Etapas de estirado	420 ± 2 °C	225 ± 20 °C

Al final de la etapa de volteo, el molde estaba a 200 °C en el extremo cerrado y 90 °C en el extremo abierto. El gradiente térmico en el espesor del liner extraído de esta etapa, es menor a 15 °C, medido como la diferencia de temperaturas entre las superficies externa e interna.

Como se ve, las temperaturas relevadas durante el proceso de deformación muestran que, a pesar de que el material es calentado externamente y que el aluminio tiene una gran transferencia térmica, el efecto de enfriamiento del molde es importante. Esto hace que la superficie interna del material está siendo deformada en frío (por debajo de la temperatura de recristalización) con el consiguiente endurecimiento por acritud y disminución en las posibilidades plásticas del material.

3.3 Partículas de segunda fase

Las partículas de segunda fase e inclusiones presentes en el material de recepción analizado, evidencian características comunes para este tipo de aleación [15, 16]. Ópticamente y con MEB se observan partículas de dos tipos, cuyos elementos componentes se determinaron con microsonda:

- partículas grandes de composición compleja con la presencia de Fe, Mn y Cr [17, 18], las que no sufren deformaciones durante el repujado pero que se rompen debido a su fragilidad (Figura 7), distribuyéndose como partículas más finas durante la etapa de estirado del tubo.
- partículas pequeñas del compuesto Mg₂Si, las que están presentes en el material original y en menor medida en el liner terminado. Esto es esperable ya que el tratamiento de solución disuelve parte de estos precipitados.

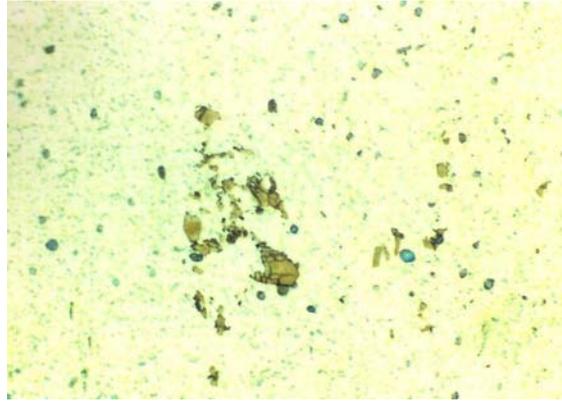


Figura 7: Chapa en estado de recepción. X1000

La relación calculada para este compuesto endurecedor según la composición química del material analizado, es de 1.5 % Mg_2Si , lo que indica que la temperatura de solución debería estar dentro de un margen muy estrecho (Figura 8), esto es: 550-590 °C. Con el tratamiento térmico de solución a 525 °C no se alcanza la temperatura necesaria para la solución completa del compuesto con la consiguiente disminución de la dureza máxima alcanzada durante la precipitación posterior. Al no disolverse bien las partículas de compuesto durante la solución, estas interferirían con el crecimiento de grano durante el proceso de recristalización, manteniendo un grano de tamaño pequeño que ayudaría al endurecimiento de la aleación.

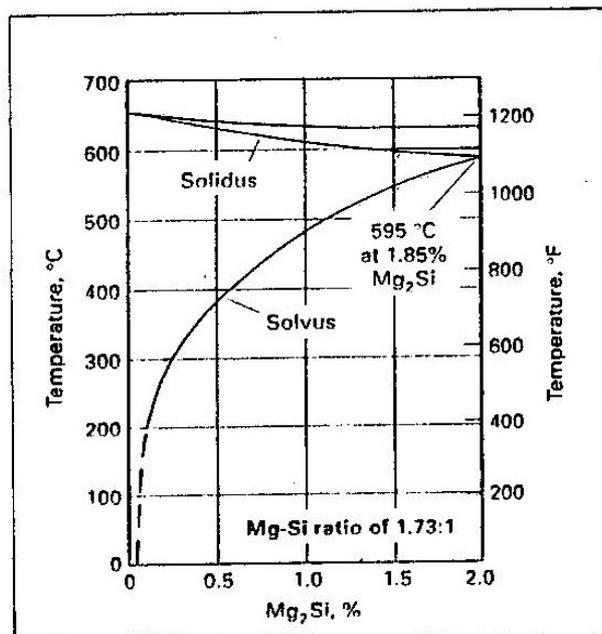


Figura 8: Solubilidad de equilibrio del Mg_2Si

4 CONCLUSIONES

Se analizaron los cambios microestructurales producidos por el proceso de repujado y tratamiento térmico de una aleación AA6061. Se puede concluir que:

- Existe muy poca bibliografía detallada del proceso de repujado para estas aleaciones
- El liner presenta una distribución inhomogénea de tamaños y forma de granos recristalizados
- La temperatura del tratamiento térmico de solución no alcanza para disolver completamente el compuesto endurecedor, Mg_2Si , y por lo tanto sus componentes no estarán disponibles para la etapa de precipitación

El rango de temperaturas de solución es muy estrecho y se corre el peligro de provocar fusión incipiente si se eleva la temperatura de solución sin un control preciso.

5 REFERENCIAS

- [1] Aluminum, K, “*Procesos de fabricación del Aluminio*”, California, Kaiser Aluminum e Chemical Sales, 1965.
- [2] International Standard ISO 11439 – “Gas Cylinders – High pressure cylinders for the on-board storage of natural gas fuel for automotive vehicles”.
- [3] RICHARDS, M.E., MELFORD, K., WONG, J., GAMBONE, L., “Low-cost, low-weight GNC cylinder development”, *Institute of Gas Technology*, GRI-99/0211, Setembro, 1999.
- [4] STARBUCK, J.M., “Compressed natural gas storage optimization for natural gas vehicles”, *Powertech Labs Inc.*, Canada V3W 7R7, Dezembro, 1966.
- [5] “Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures”, *MIL-HDBK-5*, Dezembro, 1998.
- [6] <http://materias.fcyt.umss.edu.bo/tecno-II/PDF/cap-336.pdf>, visitada el 25 de Setembro de 2007.
- [7] Forming Alcoa Aluminum, Chapter 7 – “Spinning”.
- [8] OLDANI, C., AGUIRRE, L., MANCINI, R.; “Microfisuración en el proceso de repujado del aluminio”, Aceptado para publicación en *Revista Matéria*, 2008.
- [9] KRISHNAN, K., “The effect of post weld heat treatment on the properties of 6061 friction stir welded joints”, *Journal of Materials Science*, v.37, n. 3, pp. 473-480, 2002.
- [10] CHARIT, I., MISHRA, R., MAHONEY, M.; “Multi-sheet structures in 7475 aluminum by friction stir welding”, *Scripta Materialia*, v. 47, n. 9, pp. 631-636, 2002.
- [11] OLDANI, C., “Crecimiento de grano en aceros de uso eléctrico”, *Tesis Doctoral*, FCEFYN-Universidad Nacional de Córdoba, 2003.
- [12] CHEN, Y., FENG, J., LIU, H.; “Stability of th grain structure in 2219-O aluminum alloy during solution treatment”, *Materials Characterization*, v. 58, pp. 174-178, 2007.
- [13] CUI, Q., KOICHI, O.; “Grain refinement of a 6061 aluminum alloy by asymmetric warm-rolling”, *Journal of Japan Institute of Light Metals*, v. 52, n. 4, pp. 185-189, 2002.
- [14] SATO, Y., WATANABE, PARK, H.S., KOKAWA, H., Proc. 5th Int. Symp. on Friction Stir Welding, Metz, France, Setembro, 2004.
- [15] Aluminum and aluminum alloys, ASM Int., USA, 1994.
- [16] STALEY, J., “Properties related to fracture toughness”, ASTM STP. 605, pp. 71-96, Philadelphia, 1976.
- [17] HARDIN, A., “Aluminium transformation technology and applications”, ASM, *International Symposium*, Puerto Madryn, 1978.
- [18] ASM, *Metals Handbook*, International Handbook Committee, ed. 9, v. 2, 1990.