MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS EN LA ZONA AFECTADA POR EL CALOR DE LA UNIÓN SOLDADA DE LA ALEACIÓN 6261-T5

Maribel Amú B. [1*], *Fernando Franco A.* [1**]

- ✓ Este artículo forma parte del "Volumen Suplemento" **S1** de *la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales* (*RLMM*). Los suplementos de la RLMM son números especiales de la revista dedicados a publicar memorias de congresos.
- ✓ Este suplemento constituye las memorias del congreso "*X Iberoamericano de Metalurgia y Materiales (X IBEROMET)*" celebrado en Cartagena, Colombia, del 13 al 17 de Octubre de 2008.
- ✓ La selección y arbitraje de los trabajos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*, quien nombró una comisión *ad-hoc* para este fin (véase editorial de este suplemento).
- ✓ La *RLMM* no sometió estos artículos al proceso regular de arbitraje que utiliza la revista para los números regulares de la misma.
- ✓ Se recomendó el uso de las "Instrucciones para Autores" establecidas por la *RLMM* para la elaboración de los artículos. No obstante, la revisión principal del formato de los artículos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*.

Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; **S1** (2): 767-772

MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS EN LA ZONA AFECTADA POR EL CALOR DE LA UNIÓN SOLDADA DE LA ALEACIÓN 6261-T5

Maribel Amú B. [1*], *Fernando Franco A.* [1**]

1: Escuela de Ingeniería de Materiales, Universidad del Valle, Cali, Colombia

** E-mail: maribel_amu_b@yahoo.es, fdo_franco@yahoo.com*

Trabajos presentados en el X CONGRESO IBEROAMERICANO DE METALURGIA Y MATERIALES IBEROMET
Cartagena de Indias (Colombia), 13 al 17 de Octubre de 2008

Selección de trabajos a cargo de los organizadores del evento

Publicado On-Line el 29-Jul-2009
Disponible en: *www.polimeros.labb.usb.ve/RLMM/home.html*

Resumen

Se estudia la evolución microestructural en la zona afectada por el calor (ZAC) de juntas soldadas de la aleación de aluminio 6261–T5 mediante el proceso GMAW en función del aporte de calor para explicar los cambios de propiedades mecánicas resultantes. En particular, se estudia la presencia y la modificación de los precipitados endurecedores por efecto del ciclo térmico de soldadura. La microscopia electrónica de barrido SEM, de transmisión TEM y el microanálisis EDS permitieron corroborar la presencia y naturaleza de los precipitados en cada una de las regiones de la ZAC.

Palabras Claves: *Zona afectada por el calor, Aleación de aluminio 6261-T5, Microscopia electrónica de barrido.*

Abstract

The microstructural evolution in the heat affected zone of aluminum alloy 6261-T5 welded joints were studied in order to figure out changes of resultant mechanical properties. Welded specimens were done by using GMAW process with several levels of heat input looking for to study the presence and modifications of hardening precipitates due to the welding thermal cycle. Scanning and transmission electron microscopy, SEM and TEM, and EDS microanalysis let us to confirm the presence y nature of precipitates in different zones of welded joints.

Keywords:Heat affected zone, Aluminum alloy 6261-T5, Scanning and transmision Electron microscopy.

1. INTRODUCCIÓN

La aleación de aluminio de alta resistencia 6261-T5, en la actualidad es utilizada intensivamente en la fabricación de paneles armados con perfiles extruidos mediante el proceso de soldadura GMAW para ser usados en la industria de la construcción.

La resistencia mecánica de las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx se logra a través de un tratamiento térmico aplicado sobre los perfiles que involucra las etapas de solución, temple y envejecimiento para generar los cambios microestructurales que, en la forma más general, pueden ser expresados a través de la siguiente secuencia de precipitación:

$$\alpha_0 \rightarrow \alpha_1 + GP \rightarrow \alpha_2 + \beta'' \rightarrow \alpha_3 + \beta' \rightarrow \alpha_4 + \beta \quad [1]$$

Donde α_0 es la solución sólida sobresaturada después del temple, α_1 corresponde a la fase matriz en equilibrio con las fases de Guinnier-Preston, α_2 la fase en equilibrio con el precipitado β'', etc. Este tipo de transformaciones en aleaciones sólidas tiene lugar por nucleación y crecimiento; al igual que en la solidificación de un metal liquido, la nucleación es heterogénea. Esta secuencia de transformación ocurre de esta manera debido a que cada fase de transición GP, β″, β' tiene menor barrera de energía de activación que la fase de equilibrio β.

Las zonas de Guinier-Preston, GP, consisten en discos con un espesor de pocos átomos de espesor que se desarrollan durante el estado inicial de precipitación y son coherentes con la red cristalina de la solución sólida α_1, Ravi et al.[2] y Kou .[3]. El precipitado β″ , es coherente con la estructura cristalina de la solución sólida está generalmente presente en el punto de máxima dureza de la aleación envejecida y es considerada una importante

fase endurecedora; Ravi et al.[2] y Kou .[3]. El Precipitado β′ es semicoherente con la estructura cristalina de la solución sólida; esta fase núclea heterogéneamente especialmente en dislocaciones Ravi et al.[2] y Kou .[3]. El precipitado de equilibrio β es desarrollado al final de la secuencia de precipitación; existe en forma de plaquetas que crecen a partir de la estructura intermedia anterior o nuclean independientemente Ravi et al.[2] y Kou .[3] .

Las aleaciones de la serie 6xxx son conocidas por presentar la tendencia a sobreenvejecer en la zona afectada por el calor (ZAC) por efecto del ciclo térmico durante la soldadura. El ancho de esta zona depende de la cantidad de calor aportado, inicia en el borde de fusión y se extiende hasta donde la temperatura alcanzada ya no es suficiente para producir cambios microestructurales importantes.

1. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las uniones soldadas de penetración completa sobre láminas de 3 mm de espesor; de la AA6261-T5 se hicieron con el proceso GMAW (Gas Metal Arc Welding) en posición 2G, con material de aporte ER 5356 de 1.2 mm de diámetro y protección gaseosa con Argón puro a un flujo de 45 cfh. La Tabla 1 muestras las propiedades mecánicas iniciales de los perfiles extruidos de esta aleación, la Tabla 2 la composición química de los metales usados y la Tabla 3 las condiciones de soldadura empleadas durante la fabricación de la unión.

Tabla 1. Propiedades mecánicas de AA 6261-T5

$\sigma_{t,\ Kg/mm^2}$	$\sigma_{y,\ Kg/mm^2}$	*% Elongación*	*Dureza, HRF*
25.92	23.01	9.10	95

Tabla 2. Composición química de los metales base y de aporte.

Composición Química, % en peso								
Aleación	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Fe
AA 6261	0.56	0.18	0.25	0.85	0.01	0.04	0.02	0.38
ER 5356	0.26	0.10	0.12	5.00	0.12	0.10	0.13	0.40

* El remanente es Aluminio.

La calificación de los procedimientos de soldadura de aleaciones de aluminio fueron realizadas y evaluadas según las recomendaciones del código estructural AWS D1.2:2003 [4].

El ensayo de microdureza se realizó mediante un barrido a través de las distintas zonas de la unión soldada tomando como punto de referencia la línea de fusión, utilizando un microdurómetro Vickers con carga de 100 gramos durante 15 segundos.

Las pruebas de tensión se realizaron sobre probetas soldadas transversales a las placas soldadas, según la especificación ASTM E8 con dos repeticiones.

Las imágenes SEM y los microanálisis EDS fueron tomados utilizando un microscopio electrónico de barrido (SEM) JSM-5910LV. Para microscopia óptica las muestras fueron pulidas y atacadas por inmersión en el reactivo de Keller.

Tabla 3. Variables de soldadura.

Corriente, Amp.	*Voltaje, Volt.*	*Velocidad de soldadura, mm/min*	*Calor aportado, J/mm.*
147	19	746.97	224.34
154	21	808.41	240.02

Las imágenes TEM y microanálisis EDS fueron tomadas en un microscopio TEM FEI Tecnai 20-D345.

2. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

2.1 Resistencia a la tensión y microdureza.

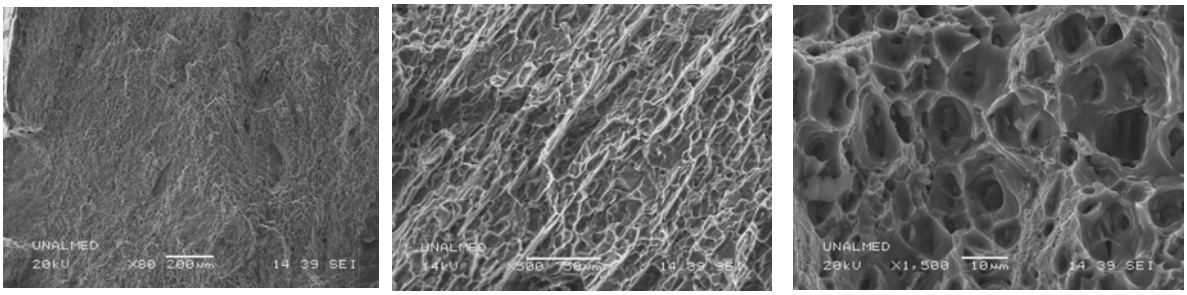
La figura 1 muestra el perfil de microdureza obtenido a nivel experimental para la unión soldada de AA 6261-T5. Se identifica el punto de mínima dureza a una distancia de 3.5 mm desde la línea de fusión; esta zona corresponde con la ubicación de la falla durante el ensayo de tensión para todas aquellas uniones que presentan una falla en la ZAC.



Figura 1. Perfil de microdureza típico de la unión soldada de AA6261-T5

La tabla 4, muestra los resultados de resistencia a la tensión de la unión soldada, en función del aporte de calor. Por ejemplo, un aporte de calor de 224.34 J/mm causa una pérdida de 13.2% en la resistencia a la tensión respecto al metal base sin soldar; mientras que un aporte de calor de 240.02 J/mm se

obtiene una perdida del 31.9% en la resistencia a la tensión. En general, una disminución del 6.53% en el calor aportado reduce la perdida de propiedades mecánicas en un 18.7%.



a. 80 aumentos b. 500 aumentos c. 1500 aumentos

Figura 2. Superficie de Falla de la unión soldada.

2.1.1 Falla en el ensayo de tensión.

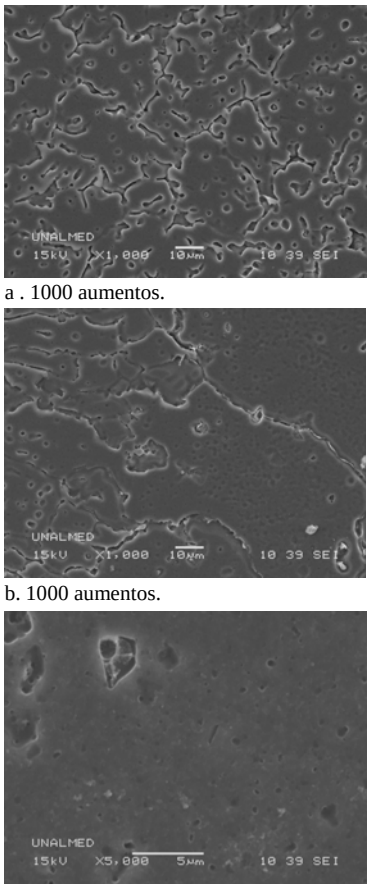
La falla que presentaron las uniones soldadas en el ensayo de tensión es de tipo dúctil con muy poca deformación, caracterizado por la presencia de *dimples* que son el resultado de la coalescencia de microcavidades iniciadas alrededor de inclusiones o discontinuidades que originan una concentración de tensiones y un aumento local de la deformación plástica. Durante el proceso de deformación las microcavidades existentes crecen bajo las tensiones que se generan en el extremo de la fisura, finalmente las paredes que separan estas microcavidades se rompen, resultando una superficie de fractura con cavidades semiesféricas. Ver Figura 2.

Tabla 4. Propiedades mecánicas de la unión 2G.

Unión	*No.*	σ_t, Kg/mm^2	*Perdida de resistencia,%*	% *Elongación*
2G-2	*1*	21.60	12.21	2.81
	2	21.11	14.20	3.25
2G-3	*1*	17.79	27.68	2.42
	2	15.71	36.12	2.27

2.2 Microscopia y microanálisis.

La zona fundida, ZF, (figura 3a) presenta una microestructura típica de solidificación que inicia con un crecimiento epitaxial de los granos columnares dendríticos desde la línea de fusión que cambian a granos equiaxiales hacia el interior de la zona fundida. Esta zona esta compuesta por una matriz Al-1.33%Mg en peso, que contiene en los bordes de grano y en el interior precipitados de bajo punto de fusión del tipo Al-Mg-Cu (19.3%Mg - 3.4%Cu en peso). La composición química de esta zona es el resultado de la fusión completa del material de aporte ER 5356 y la fusión parcial de metal base AA 6261. Ver figura 4.



a . 1000 aumentos.

b. 1000 aumentos.

c. 5000 aumentos.

Figura 3. Microestructura en la unión soldada. a) ZF, b) ZPF y c) ZAC

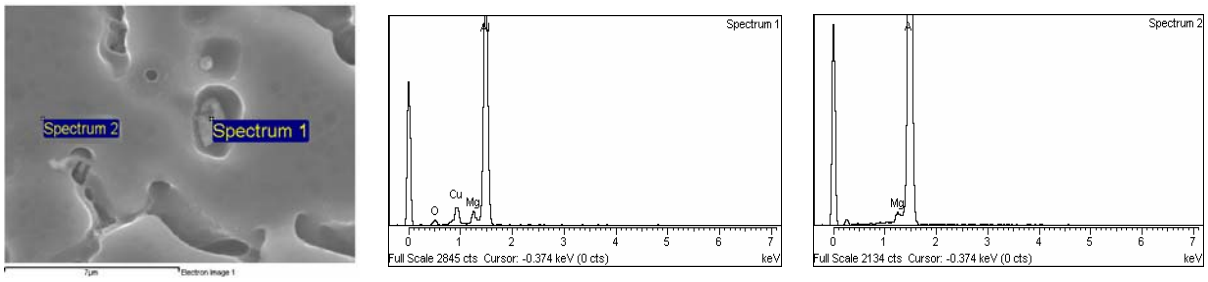


Figura 4. Zona fundida.

La zona parcialmente fundida, ZPF, (figura 3b) se caracteriza por la dilución de los precipitados endurecedores durante el calentamiento luego, en el enfriamiento la microestructura puede presentar evidencias de licuación en los bordes de grano y las propiedades mecánicas alcanzadas en esta zona dependen de cualquier precipitación que pueda ocurrir.

Esta región se extiende hasta el punto de mínima dureza, que de acuerdo con Torres [5] corresponde al límite de formación del precipitado endurecedor β′. Por lo tanto, en esta zona la pérdida de coherencia es total por la transformación de este precipitado metaestable y semicoherente en el precipitado no coherente de equilibrio β.

La matriz de esta zona esta formada esencialmente de Aluminio y se observan precipitados de bajo punto de fusión del tipo Al-Si-Mg-Cu (9.3%Si - 4.5%Mg -11.9%Cu) y Al-Si-Cu (11.3%Si - 15.1%Cu), ver figura 6.

En la zona de mínima dureza y en el resto de la ZAC no se revela microestructura clara a 5000x (Figura 3c). Se pueden observar partículas grandes de Al-3.65%Cu como se observa en la figura 6.

2.2.1 Análisis TEM.

En este trabajo el análisis TEM se enfocó en la identificación de los precipitados existentes en la región de mínima dureza comprendida entre 3 y 5 mm desde la línea de fusión. La figura 7a muestra la presencia de precipitados con un tamaño menor a 100nm; este tamaño impidió realizar el análisis de EDS pero por lo reportado en la literatura por Barbosa et al. [6] es preciso pensar que se trata de agujas del precipitado β″ precursor de la fase de equilibrio β (Mg_2Si). A menores aumentos, en la figura 7b, se observan precipitados de dos tipos; el precipitado a) del tipo Al-Mg-Si-Cu con una composición química en peso de 1.3%Mg-2.5%Si-3.6%Cu y el precipitado b) del tipo Mg-Al-Si-Cu-Cr-Mn con una composición en peso de 1.3%Mg-2.1%Si-4.0%Cu-0.2%Cr 2.1%Mn. De acuerdo a lo reportado en la literatura Barbosa et al. [6] y haciendo un calculo aproximado de la estequiometria de los precipitados con el análisis químico determinado por EDS podemos pensar que se trata de la fase cuaternaria Q $Al_4Cu_2Mg_8Si_7$.

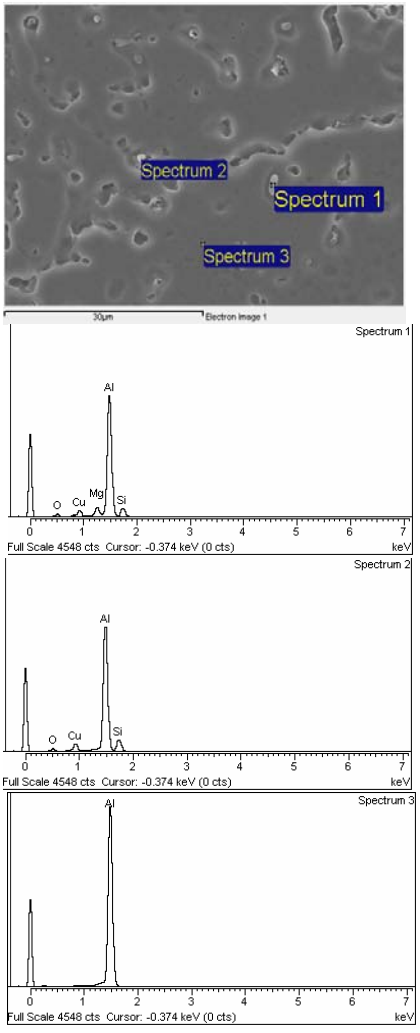


Figura 5. Zona parcialmente fundida.

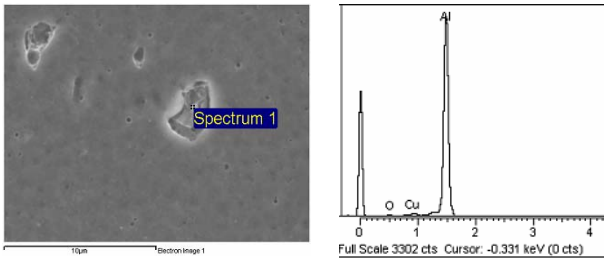
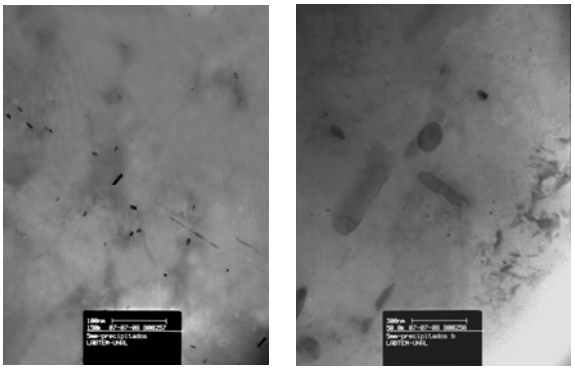


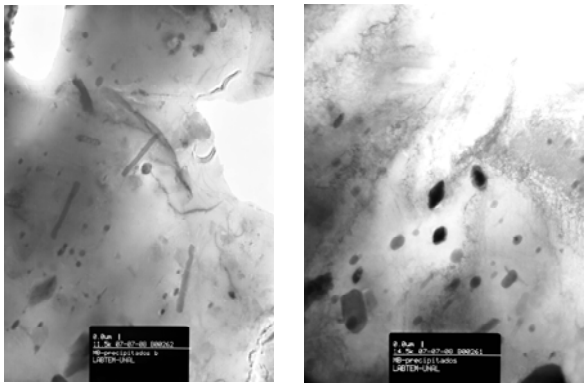
Figura 6. Zona de mínima dureza.

La figura 8 muestra las imágenes TEM de los precipitados encontrados en el metal base sin afectar por el proceso de soldadura; estos son del tipo Al-Cu (49.6%Al – 49.1%Cu en peso), Mg-Al-Si-Cr-Mn-Fe-Cu (1.2%Mg- 84.9%Al- 1.3%Si- 0.06%Cr- 1.2%Mn- 1.7%Fe- 3.1%Cu), Al-Mg-Si-Mn-Fe-Cu (75.2%Al- 0.7%Mg- 1.7%Si- 0.5%Mn- 0.5%Fe- 3.3%Cu).



a.250.000 aumentos b. 50.000 aumentos

Figura 7. Precipitados en la zona ZAC de mínima dureza.



a. 11.500 aumentos b. 14.500 aumentos

Figura 8. Precipitados en el metal base.

3. CONCLUSIONES

El punto de mínima dureza se encontró a 3.5 mm de la línea de fusión y corresponde con la ubicación de la falla para todas aquellas uniones que presentaron la falla en la ZAC.

La falla que presentaron las uniones soldadas en el ensayo de tensión es de tipo dúctil pero con muy poca deformación plástica.

El calor aportado durante el proceso de soldadura GMAW de AA 6261-T5 tiene un efecto sensible sobre las propiedades mecánicas y las características microestructurales principalmente en la ZAC; se evidencian perdidas de hasta el 31.9% en la resistencia a la tensión.

Un barrido de microdureza y las imágenes SEM permiten identificar y caracterizar las tres zonas presentes en la ZAC; así como los precipitados existentes en forma y composición química y la matriz en equilibrio en cada una de las zonas.

Los precipitados presentes en el punto de mínima dureza son del tipo Al-Mg-Si-Cu y Mg-Al-Si-Cu-Cr-Mn que pueden corresponder a la fase cuaternaria Q que precipita por efecto del proceso de soldadura GMAW.

A 5mm de la línea de fusión se detecto la presencia de un precipitado que puede llegar a ser β″, precursor de la fase de equilibrio β.

4. REFERENCIAS

[1] Porter E. Phase transformations in metals and alloys. Van Nostrand Reinhold, 1988.

[2] Ravi W. First-principles study of crystal structure and stability of Al-Mg-Si-(Cu) precipitates. Acta Materialia, 52(2004), 4213 - 4227.

[3] Kou S. Welding Metallurgy. 2 ed. Wiley – Interscience Publication. New Jersey. 2002.

[4] Structural Welding Code – Aluminum. AWS D1.2/D1.3M:2003. American National Std.

[5] Torres J. Evolución microestructural de la aleación de aluminio 6061 durante el proceso de soldadura MIG. Ingeniería & Desarrollo. Universidad del Norte, 12 (2002) 52 – 65.

[6] Barbosa C, Dille J, Delplancke J, Rebello J, Acselrad O. A microstructural study of flash welded and aged 6061 and 6013 aluminum alloys. Materials Characterization.2006.

[7] Chakrabarti L. Phase relations and precipitation in Al–Mg–Si alloys with Cu additions. Progress in Materials Sci. 49 (2004) 389–410.

[8] CAI, FIELD, LORIMER. A systematic comparison of static and dynamic ageing of two Al–Mg–Si alloys. Materials Science & Engineering. A 373 (2004) 65 – 71.

[9] Balasubramanian V, Ravisankar V, Madhusudhan G- Effect of pulsed current and post weld aging treatment on tensile properties of argon arc welded high strength aluminium alloy. Materials Science and Engineering A 459 (2007) 19 – 34.

[10] Praveen P, Yarlagadda P. Meeting challenges in welding of aluminum alloys through pulse gas metal arc welding. School of Mechanical, Manufacturing and Medical Engineering, Queensland University of Technology (QUT), 2 George Street, Brisbane, Qld 4001, Australia.