

I. Feijoo^a, M. Cabeza^a, P. Merino^a, G. Pena^a, M.C. Peréz^a,
P. Rey^b

^a Departamento de Ingeniería de los Materiales, Mecánica Aplicada y Construcción, Grupo de investigación ENCOMAT,
Universidad de Vigo, Vigo, 36310, España

^b AIMEN Centro Tecnológico, O Porriño, 36410, España

Propiedades mecánicas del nano-compuesto Al6005A-nTiC obtenido mediante molienda mecánica, extrusión en caliente y FSW

RESUMEN

Historia del artículo:

Recibido 10 de Junio de 2019

En la versión revisada 20 de Junio de 2019

Aceptado 5 de Julio de 2019

Accesible online 15 de Abril de 2021

Palabras clave:

Nanocompuesto de Aluminio

Metalurgia de polvo

Extrusión

FSW

Propiedades Mecánicas

Se obtuvo un material nano-compuesto de matriz de aluminio (MNCMA) por un proceso de pulvimetallurgia (PM), consistente en un refuerzo *ex situ* de polvos pre-aleados de la aleación AA6005A con un 3% vol. de nanopartículas de TiC (nTiC), molienda mecánica de alta energía (MMAE) y extrusión de los polvos en caliente (EPC). La aleación AA6005A fue elegida como matriz por ser una aleación de aluminio de resistencia media tratable térmicamente, con excelente resistencia a la corrosión, fácilmente extruible y buena soldabilidad; y las partículas nTiC por su baja densidad, buena estabilidad química y excelente combinación de dureza y módulo elástico. La MMAE permitió obtener una matriz de granos ultra-finos (GUF), una dispersión uniforme del nano-refuerzo y su correcta incorporación a la matriz dúctil. Simultáneamente, la deformación plástica repetida del polvo de la matriz condujo a una alta densidad de defectos cristalinos que, unido al efecto de la adición de las partículas nTiC son responsables de las propiedades mecánicas de los compuestos nanoestructurados obtenidos. La EPC permitió obtener perfiles extruidos de alta calidad con una distribución homogénea de las nanopartículas. La dureza del nano-compuesto en la condición de extruido es casi un 43 % más alta que la de la aleación AA6005A sin reforzar, mostrando importantes incrementos en el límite elástico y resistencia a la tracción con un 5% de alargamiento. Los perfiles extruidos fueron soldados por Fricción-Agitación (FSW) obteniéndose soldaduras libres de defectos. En la zona batida se produjo un refinamiento del tamaño de grano que condujo a un ligero aumento en la dureza de las soldaduras.

Mechanical properties of Al6005A-nTiC nano-composite obtained by milling, hot extrusion and FSW

ABSTRACT

Keywords:

Aluminium Nanocomposite

Powder metallurgy

Extrusion

FSW

Mechanical Properties

An aluminium matrix nano-composite (AIMNC) was obtained by a powder metallurgy (P/M) process, consisting of an *ex situ* reinforcement of pre-alloyed AA6005A powders with 3% vol. of TiC nanoparticles (nTiC), high-energy mechanical milling (HEMM) and hot extrusion powder (HEP). AA6005A powder was chosen as matrix because it is a heat-treatable medium strength Al alloy with excellent corrosion resistance, extrusion performance and good weldability; and the nTiC particles due to their low density, good chemical stability and excellent combination of hardness and elastic modulus. HEMM allowed obtaining an ultra-fine grained (UFG) matrix, a uniform dispersion of the nano-reinforcement and its proper incorporation in the ductile matrix. Simultaneously, the repeated plastic deformation of matrix powder led to a high density of crystal defects, and the large number of dislocation barriers produced by nTiC particles are responsible of the obtained nanostructured composites. HEP allowed obtaining high quality extrudates with an a homogeneous distribution of nanoparticles. The hardness of the nanocomposite is almost 43 % higher than that of the unreinforced AA6005A, showing important increases in yield strength and ultimate tensile strength with a 5% elongation. The extruded profiles were Friction Stir Welded (FSW) obtaining sound welds. The grain size refinement on the stir zone (SZ), led to a slight increase in hardness in the welds.

1 Introducción

La demanda de materiales compuestos de matriz metálica (MCMM), en las industrias del transporte, se ha incrementado en los últimos años. Las aleaciones de aluminio han sido utilizadas como matriz en la mayoría de los ellos, debido a su baja densidad, alta resistencia mecánica, excelente resistencia a la corrosión y coste razonable [1-3]. Entre las aleaciones de aluminio, la serie 6xxx (Al-Mg-Si), es la más ampliamente utilizada para la fabricación de productos extruidos debido a su excelente conformabilidad y buena soldabilidad [4-5]. La adición de partículas cerámicas de refuerzo a la matriz, tales como TiC, SiC, Al₂O₃, Y₂O₃, AlN, Si₃N₄, and TiB₂, permiten obtener un material compuesto de matriz de aluminio (MCMAI) con propiedades significativamente mejoradas en comparación con la aleación sin reforzar [6-9]. Para ello, es fundamental que las partículas de refuerzo estén distribuidas homogéneamente en la matriz, y esto depende del proceso de fabricación así como del tamaño de las partículas. Diferentes investigaciones [10-14] han demostrado que las partículas de tamaño nanométrico son mucho más efectivas en el endurecimiento de los metales que las de tamaño micrométrico, incluso con la adición de un porcentaje menor. Sin embargo, las partículas nanométricas presentan una mayor tendencia a la aglomeración. La molienda mecánica de alta energía (MMAE) es una técnica de pulvimetallurgia (PM), que consiste en la acción repetida de deformación, soldadura en frío y fractura de partículas de polvo en un molino de bolas de alta energía. Con esta técnica se evita la aglomeración de las nanopartículas y se consigue una dispersión uniforme de las mismas en la matriz [15, 16]. La consolidación de los polvos de los materiales compuestos puede llevarse a cabo por diferentes técnicas, como sinterizado o prensado en caliente, siendo la extrusión de polvo en caliente (EPC) la más adecuada. Las ventajas que presenta frente a otras técnicas es que permite obtener un producto final con menor porosidad, mayor adhesión entre partículas y mejor distribución del refuerzo mediante rotura de las aglomeraciones [17].

Finalmente, la soldadura por Fricción-Agitación o Friction Stir Welding (FSW) es un proceso de unión en estado sólido ampliamente utilizado en aleaciones de aluminio. Durante la FSW no se alcanza la temperatura de fusión del material evitando las microestructuras de solidificación obtenidas mediante las técnicas convencionales de soldadura por fusión. Por lo tanto, las soldaduras por FSW se caracterizan por tener menores tensiones residuales, baja distorsión y mayores propiedades mecánicas [18, 19]. Además, en el caso de la soldadura de MCMAI por las técnicas convencionales de fusión se presentan otra serie de dificultades, como la reacción química entre el metal fundido y el refuerzo, diferente coeficiente de expansión térmica entre la matriz y las partículas cerámicas, y segregación de partículas durante la solidificación provocando un deterioro en las propiedades mecánicas. Por lo que, parece idóneo que un proceso en estado sólido, como FSW, sea empleado en la unión de MCMAI [20].

Por ello, en el presente trabajo se evalúan las propiedades mecánicas del material compuesto Al6005A reforzado con 3% vol. de TiC nanométrico, obtenido mediante molienda mecánica, extrusión en caliente y Friction Stir Welding (FSW).

2 Experimental

2.1 Materiales

El polvo pre-aleado de la aleación de aluminio AA6005A obtenido por un proceso de atomización con gas inerte, suministrado por la empresa ECKA Granules, se empleó como matriz (Figura 1). Presenta un tamaño de partícula < 63 µm y su composición química se muestra en la Tabla 1. Las partículas de refuerzo utilizadas fueron polvo de TiC (nTiC), con tamaño nanométrico comprendido entre 20-30 nm, y suministradas por Ionic Liquid Technologies (Figura 2).

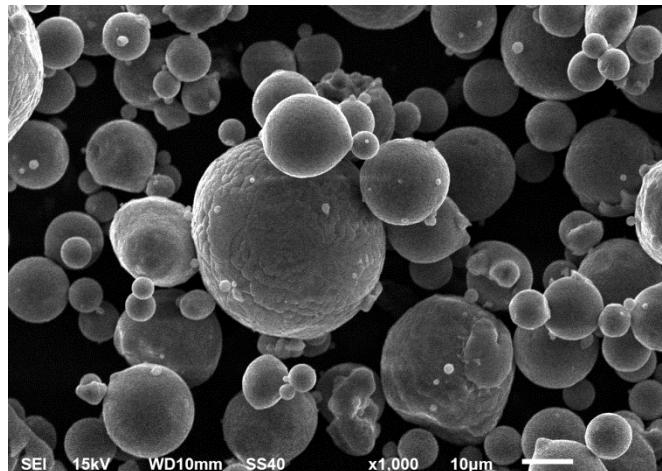


Figura 1. Morfología del polvo de AA6005A empleado como matriz.

Tabla 1. Composición química del polvo de aluminio AA6005A (%en peso)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,88	0,18	0,11	0,13	0,57	0,01	0,11	0,10	bal.

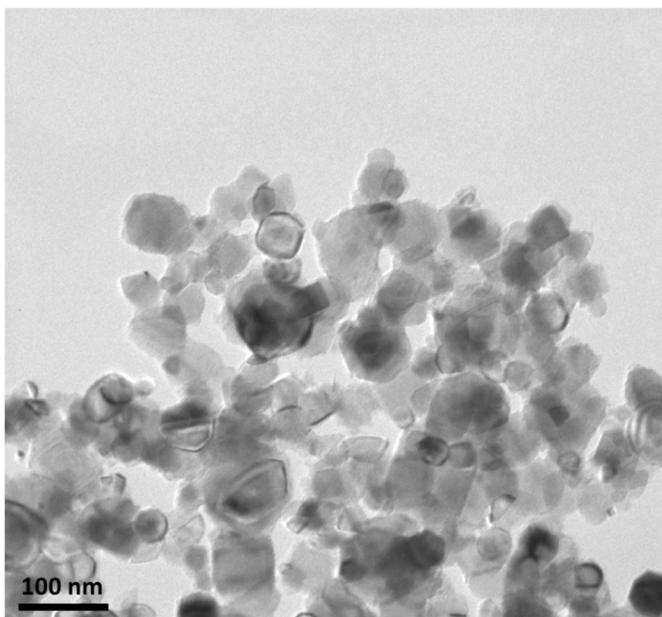


Figura 2. Partículas de TiC de tamaño nanométrico empleadas como material de refuerzo.

2.2 Métodos

El material nano-compuesto de matriz de aluminio AA6005A con 3%vol. de nanopartículas de TiC (Al6005A-nTiC) fue obtenido por un proceso de pulvimetallurgia consistente en una mezcla ex situ de los polvos pre-aleados de AA6005A y las nanopartículas nTiC, MMAE y ECP. La AA6005A sin reforzar (Al6005A) se obtuvo del mismo modo con el objetivo de comparar ambos materiales y analizar la influencia del nanorefuerzo.

En el proceso de MMAE se ha empleado un molino de bolas horizontal tipo attritor (*Simoloyer® CM01* (ZOZ). Las bolas son de acero inoxidable AISI 420 y con un diámetro de 5 mm. El proceso se llevó a cabo en atmósfera de argón y en modo cíclico a 500 rpm durante 4 minutos seguido de 1 minuto a 300 rpm, empleando una relación bolas: polvo de 10:1 y un 3% en peso de micro-cera como agente controlante del proceso, para evitar la soldadura en frío entre las partículas de polvo de aluminio, y las paredes y aspas del molino. El tiempo total de molienda fue de 8 h con paradas cada 15 min para evitar el aumento de temperatura. Posteriormente, los polvos de Al6005A-nTiC y la AA6005A fueron desgasificados en un horno a 500°C durante 1 h bajo atmósfera de argón, compactados en frío y precalentados a 500°C durante 2 h en argón. A continuación, fueron extruidos en las instalaciones del CENIM mediante una prensa de extrusión horizontal de 300 Tn. La temperatura y velocidad de extrusión fueron 500°C y 0,5 mm/s, respectivamente. El ratio de extrusión utilizado fue 7:1, el cual produce una deformación verdadera de 1,9. Los perfiles obtenidos de sección rectangular (40 x 3 mm) y longitud de 1000 mm, fueron enfriados en aire a la salida de la matriz.

Después del proceso de extrusión, los perfiles fueron soldados mediante Fricción-Agitación (FSW) en una MTS PDS-4. La herramienta utilizada tiene forma troncocónica y es de la aleación Ni-Co MP159, con un hombro de acero H13 y diámetro de 12 mm. Los parámetros de soldadura fueron las siguientes: velocidad de rotación de 1000 rpm en el sentido de las agujas del reloj, velocidad de avance de 300 mm/min y ángulo de inclinación de la herramienta de 1,5°.

La caracterización microestructural se llevó a cabo empleando un microscopio óptico (Olympus GX-51), un microscopio electrónico de barrido (SEM) Helios NanoLab 400 FIB-SEM, y microscopio electrónico de transmisión (TEM) JEOL-JEM 2010 FEG. Los reactivos químicos empleados para revelar la microestructura fueron los siguientes: 10% NaOH seguido de Weck's (100 ml de H₂O, 4 g de KMnO₄ y 1 g de NaOH). Esta caracterización se completó con difracción de rayos X (DRX) utilizando un difractómetro Siemens D-5000, con radiación Cu K α ($\lambda=1,54056\text{\AA}$), voltaje de 40 kV y una corriente de 30 mA. El barrido se realizó en un intervalo 2θ de 15-60° usando un tamaño de paso de 0,02° y un tiempo de paso de 10 s. La identificación de los picos obtenidos se realizó por comparación con valores estándar del International Centre for Diffraction Data's Powder Diffraction File (JCPDS). El tamaño de cristalito se determinó por la ecuación de Scherrer:

$$t = \frac{k\lambda}{\beta_{hkl} \cos \theta_{hkl}} \quad (1)$$

Donde t es el tamaño de cristalito (Å), k es el factor de forma (0,9), λ es la longitud de onda de la radiación de Cu (1,54056 Å), β_{hkl} corresponde al ancho del pico de difracción

hkl medido a mitad de su intensidad máxima (radianes), θ_{hkl} es el ángulo de la reflexión hkl .

La corrección instrumental se llevó a cabo con un patrón estándar de cuarzo (ICCD card 00-033-1161) empleando la siguiente expresión:

$$\beta_{hkl} = [(\beta_{hkl})_{medido}^2 - (\beta_{hkl})_{instrumental}^2]^{\frac{1}{2}} \quad (2)$$

Las propiedades mecánicas han sido evaluadas mediante medidas de microdurezas Vickers y ensayos de tracción. La dureza se evaluó empleando un microdurómetro ENCOTEST DuraScan Vickers según la norma UNE-EN ISO 6507-1:2006 aplicando una carga de 10 gf para el material en polvo y 100 gf para el material extruido y soldado.

Para los ensayos de tracción se utilizó una máquina MTS con 250 kN de carga máxima. Las probetas se extrajeron en la dirección longitudinal de extrusión (en el caso de los perfiles extruidos) y en la dirección transversal de extrusión (en el caso de las uniones soldadas) según la norma UNE-EN ISO 6892-1:2017.

3 Resultados

3.1 Molienda mecánica de alta energía

En la Figura 3A se representan los difractogramas de rayos X del polvo de material compuesto Al6005A-nTiC y de la matriz Al6005A tras 8h de molienda de alta energía. Estos se comparan a su vez con el polvo en condición de suministro (AA6005A polvo), es decir, sin haber sido sometido al proceso de molienda de alta energía y sin refuerzo de nTiC. En los difractogramas de los tres materiales se observan los cinco primeros picos correspondientes a la fase FCC del aluminio (JCPDS-ICDD nº 04-0787), además, en los polvos con nanorefuerzo se identifican los picos asociados a las partículas de TiC (JCPDS-ICDD nº 32-1383). No se han identificado picos de otros compuestos, lo que indica que durante el proceso de molienda no se produjo reacción entre el polvo de la matriz y las partículas de refuerzo. Ampliando el pico de mayor intensidad del aluminio, correspondientes a los planos {111} (Figura 3B) se aprecian una serie de modificaciones que se comentan a continuación. Se observa que el proceso de MMAE induce un significativo descenso en la intensidad de pico y ensanchamiento del mismo. El β_{111} de Al6005A y de Al6005A-nTiC son 0,0047 y 0,0043 rad, respectivamente, frente a 0,0027 rad de AA6005A polvo. Esto sugiere un refinamiento en el tamaño de grano y una alta densidad de dislocaciones debido a la gran deformación que experimentan las partículas de polvo en el molino de bolas y además parece que el efecto de la adición de partículas de refuerzo sobre el ensanchamiento del pico es mínimo. Por otro lado, el desplazamiento hacia valores de 2θ más bajos evidencia la distorsión de la red de aluminio tras la MMAE. Por lo tanto, estas variaciones en la posición y morfología de los picos obtenidos por DRX se traducen en un descenso en el tamaño de cristalito del 37% para la matriz Al6005A y del 33% para el material compuesto Al6005A-nTiC, con respecto a AA6005A polvo (Tabla 2).

En cuanto a los valores de microdureza, estos se incrementan debido a dos factores fundamentales: el proceso de molienda porque induce endurecimiento por deformación del polvo de



aluminio; y las partículas de refuerzo, que al tratarse de partículas cerámicas de TiC su dureza es elevada, y al ser de tamaño nanométrico pueden inhibir el crecimiento de grano de la matriz. Analizando los resultados resumidos en la Tabla 2, se demuestra que el efecto del proceso de molienda es mayor que el del refuerzo. Así la dureza del polvo se incrementa en 85 HV 0,1 mientras que la diferencia entre Al6005A y Al6005A-nTiC es mucho menor (49 HV 0,1).

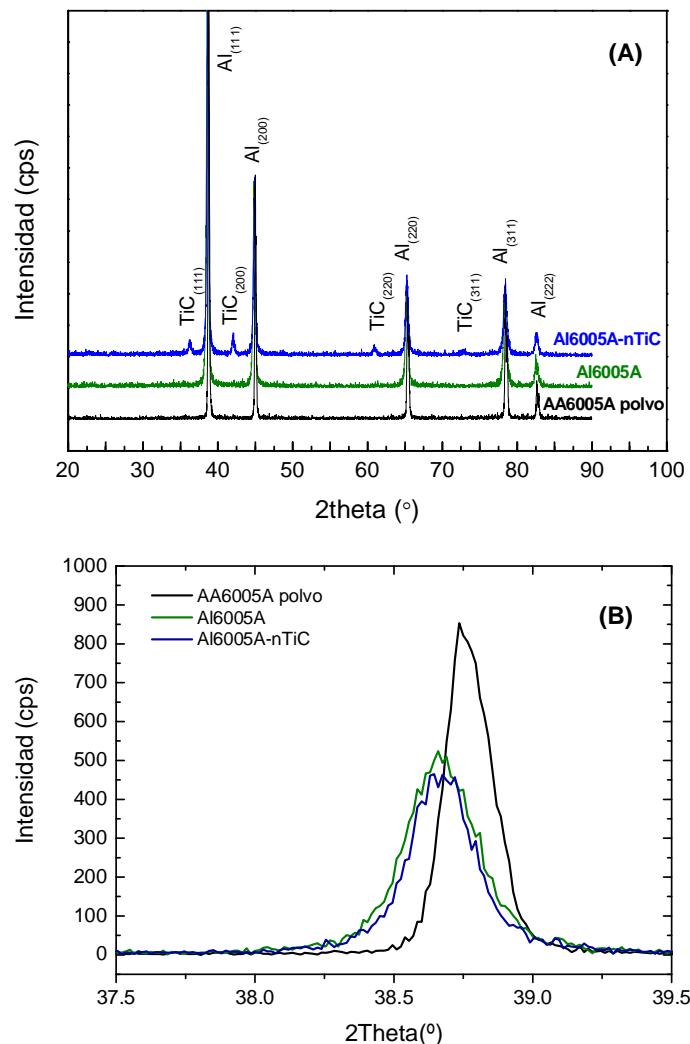


Figura 3. (A) Difractogramas de AA6005A polvo, AA6005A y Al6005A-nTiC tras 8h del proceso de MMAE, (B) Desplazamiento del pico Al (111).

Tabla 2. Dureza y tamaño de cristalito del polvo de partida, Al6005A y Al6005A-nTiC.

Material	Tamaño de cristalito (nm)	Dureza HV 0,01
AA6005A polvo	44,8	68
Al6005A	28,3	153
Al6005A-nTiC	29,9	202

3.2 Extrusión en caliente

Tras el proceso de molienda, el polvo de Al6005A y Al6005A-nTiC fue extruido en caliente para obtener perfiles largos. En la Figura 4 se muestra una micrografía SEM del perfil extruido

del material compuesto Al6005A-nTiC. En ella se observa la distribución homogénea de nanopartículas de TiC en la matriz de aluminio lo que indica que las condiciones de los procesos de molienda y de extrusión han sido adecuadas. Sin embargo, no han podido evitar la formación de pequeñas aglomeraciones que en algunos casos pueden alcanzar los 600 nm. En cuanto a las propiedades mecánicas, el perfil de Al6005A-nTiC presenta mayor dureza, módulo de elasticidad (E), límite elástico ($R_{p0,2}$) y resistencia a la tracción (Rm), y menor alargamiento (A) que el perfil de Al6005A, como se puede esperar cuando se añade un componente frágil (Tabla 3). El aumento de E implica que hay una buena transferencia de carga entre las nano-partículas y la matriz debido a un fuerte enlace entre la aleación de Al y las nTiC y sin un precipitado frágil en la intercara [6]. Las partículas de refuerzo con una distribución uniforme en la matriz de aluminio actúan como obstáculos al movimiento de las dislocaciones incrementando la resistencia mecánica.

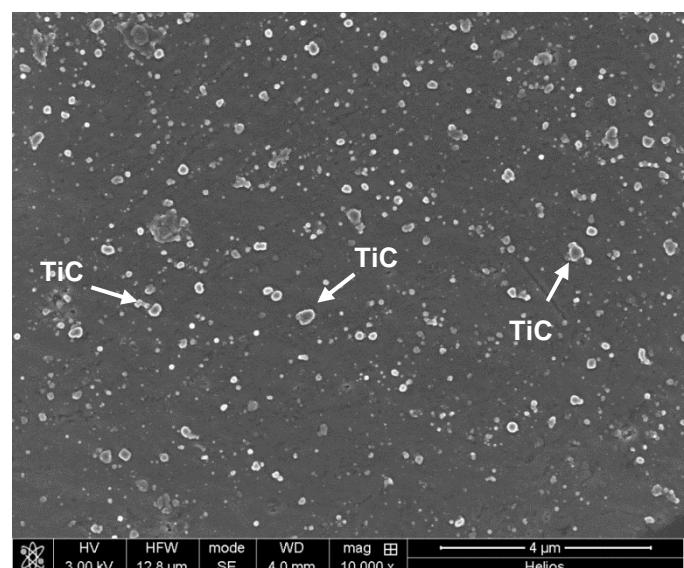


Figura 4. Micrografía SEM del perfil extruido del material compuesto Al6005A-nTiC.

Tabla 3. Propiedades mecánicas de los perfiles extruidos.

Perfiles extruidos	HV 0,1	E (GPa)	R _{p0,2} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)
Al6005A	62,92	63	135	256	13,5
Al6005A-nTiC	89,70	70	188	306	5,0

3.3 Soldadura por Fricción-Agitación (FSW)

A continuación, ambos perfiles fueron soldados mediante fricción-agitación (FSW). En las Figura 5 y 6 se muestra la sección transversal de las uniones soldadas de Al6005A y Al6005A-nTiC. Se observa que con los parámetros de soldadura empleados se han obtenido soldaduras completas y libres de defectos. En las micrografías a mayor magnificación del material base (MB) y la zona batida (ZB), de ambas uniones soldadas, se observa un importante descenso en el tamaño de grano en la zona procesada con respecto al MB. Esto es debido a la combinación de calor y a la intensa deformación plástica alcanzada durante el proceso de FSW, que resulta en la aparición de recristalización dinámica. El refinamiento en la microestructura de grano se traduce en un aumento de dureza en la ZB.



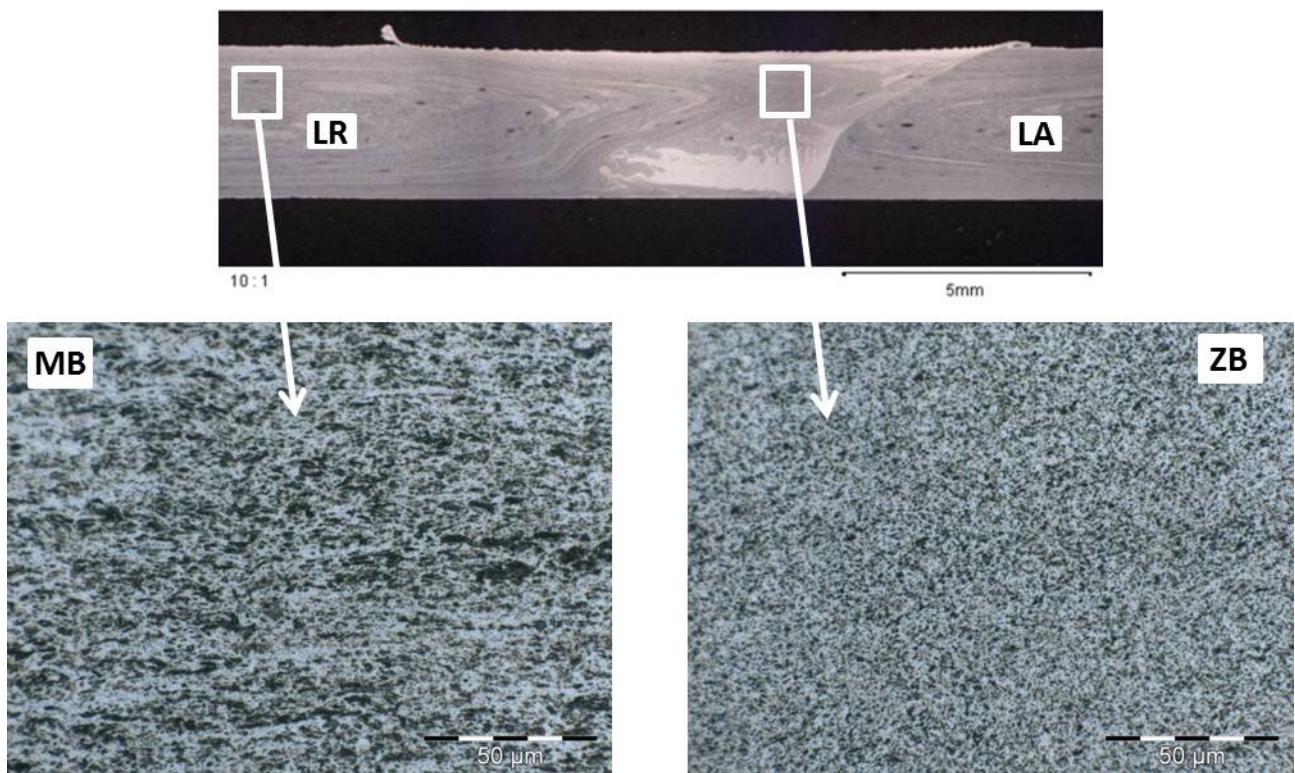


Figura 5. Sección transversal de la unión soldada de Al6005A y detalles de la microestructura del material base (MB) y la zona batida (ZB).

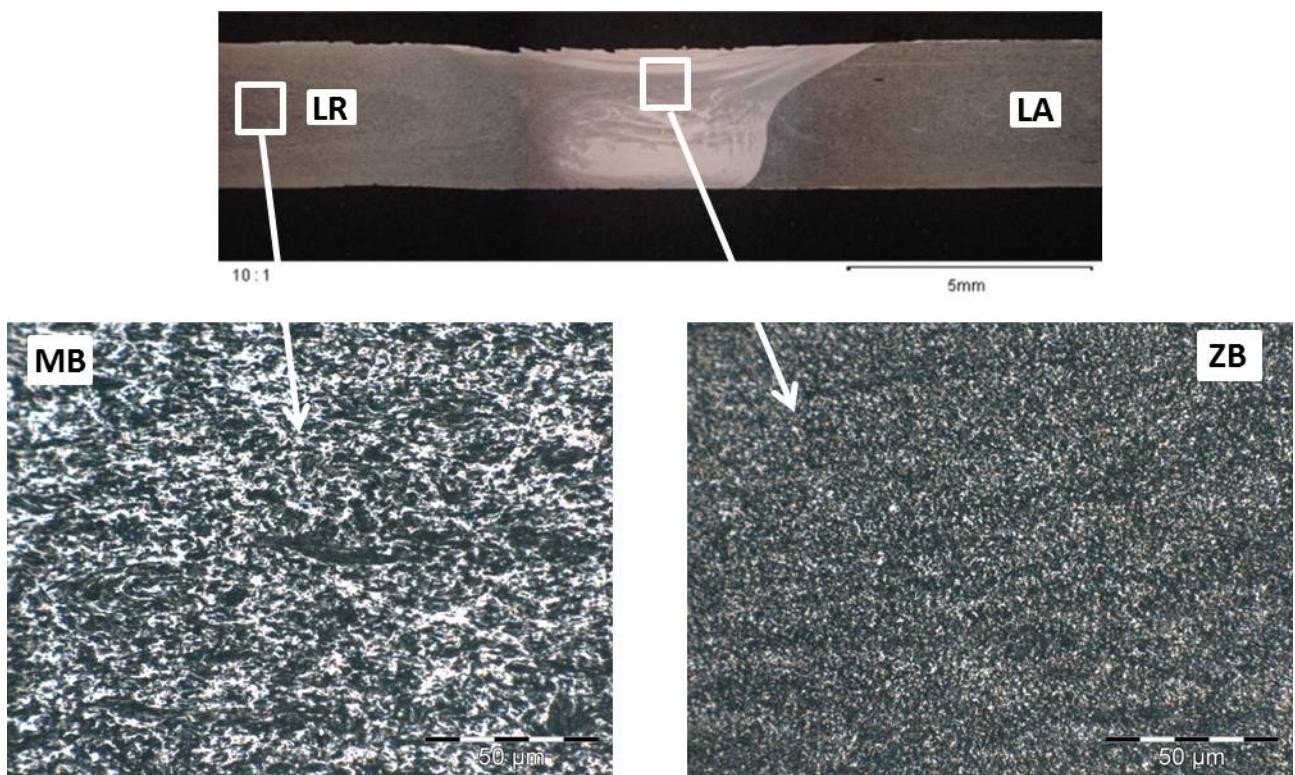


Figura 6. Sección transversal de la unión soldada de Al6005A-nTiC y detalles de la microestructura del material base (MB) y la zona batida (ZB).

En la Figura 7, se representan los barridos de dureza realizados en la sección transversal de las uniones soldadas de Al6005A y Al6005A-nTiC. En ambas muestras se detecta un aumento de dureza con respecto al MB, y mayores valores de dureza para Al6005A-nTiC debido a la presencia del refuerzo. En las Tablas 4 y 5 puede observarse el comportamiento durante el ensayo de tracción de las uniones soldadas de Al6005A y Al6005A-nTiC por FSW. En cuanto a las propiedades mecánicas (Tabla 4), el límite elástico y la resistencia a la tracción es mayor para el material con refuerzo, mientras el alargamiento a rotura es similar en ambos. Además la Tabla 5 nos indica que la rotura de las probetas soldadas de Al6005A-nTiC se produce por el material de base con la excepción de una de ellas, lo que confirma que su resistencia es mayor al no fallar por la unión soldada.

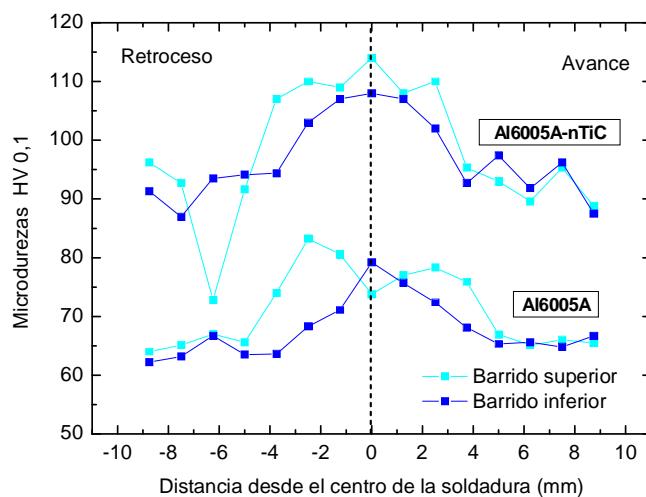


Figura 7. Microdurezas de las uniones soldadas.

Tabla 4. Propiedades mecánicas de las uniones soldadas

Unión soldada	Límite Elástico (MPa)	Resistencia a tracción (MPa)	Alargamiento (%)
Al6005A	127	232,33	9,33
Al6005A-nTiC	184	331,50	10,25

Tabla 5: Rotura en uniones soldadas

Unión soldada	AA6005A	AA6005A-nTiC
A	Material base en zona de avance	Material base en zona de retroceso
B	Material base en zona de retroceso	Fuera de la zona calibrada
C	Unión soldada	Material base en zona de retroceso

4 Conclusiones

El material compuesto Al6005A reforzado con partículas nanométricas de TiC fue obtenido mediante molienda de alta energía, extrusión en caliente y soldadura por fricción-agitación (FSW).

- La acción repetida de deformación, soldadura y fractura de las partículas de polvo durante el proceso de MMAE, induce cambios microestructurales en la matriz de aluminio: disminución del tamaño de cristalito y distorsión de la red.
- El proceso de MMAE y la extrusión en caliente del polvo promueven la homogenización de las partículas de nTiC en la matriz de aluminio.
- La presencia de partículas nTiC incrementa el módulo de elasticidad, el límite elástico, a resistencia a la tracción, y la dureza de la aleación pero disminuye su ductilidad.
- Las uniones soldadas de los perfiles Al6005A y Al6005-nTiC obtenidas mediante FSW están libres de defectos, y las del material nano-compuesto presentan mejores propiedades mecánicas.

Agradecimientos

Este trabajo ha sido realizado gracias al Ministerio de Economía y Competitividad del Gobierno de España dentro de la Convocatoria de ayudas a Proyectos de I+D+i "Retos Investigación" Programa de I+D+i orientada a los Retos de la Sociedad 2013-2016 (Nº de proyecto: MAT2013-48166-C3).

Referencias

- [1] N. Parvin, R. Assadifard, *Materials Science and Engineering A*, **492**, pág. 134-140 (2008). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.05.004>
- [2] CH-L. Chen, CH-H. Lin, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **46A**, pág. 3687-3695 (2015). <https://doi.org/10.1007/s11661-015-2957-6>
- [3] R. Casati, *Aluminum Matrix Composites Reinforced with Alumina Nanoparticles*, Springer Nature (2016).
- [4] I. J. Polmear, *Light Alloys-Metallurgy of the Light Metals*, Third. London, New York, Sydney: Arnold Publishers (1995).
- [5] J. L. T.S. Srivatsan, *Advanced Structural Materials: Properties, Design Optimization, and Applications*. New York: CRC Press (2007).
- [6] A.J. Knowles, X. Jiang, M. Galano, F. Audebert, *Journal of Alloys and Compounds*, **615**, pág. S401-S405 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.01.134>
- [7] J.B. Fogagnolo, M.H. Robert, J.M. Torralba. *Materials Science and Engineering A* **426**, 85-94 (2006). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.03.074>
- [8] V. Amigo', J.L. Ortiz and M.D. Salvador. *Scripta Materialia*, **42**, pág. 383-388 (2000). [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00356-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00356-5)
- [9] H. Ahamed, V. Senthilkumar. *Materials and Design*, **37**, pág. 182-192 (2012). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.12.036>
- [10] S. C. Tjong, *Advanced Engineering Materials*, **9**, pág. 639-51 (2007). <https://doi.org/10.1002/adem.200700106>

- [11] A.Slipenyuk, V. Kuprin, Yu. Milman, V. Goncharuk, J. Eckert, *Acta Materialia*, **54**, pág. 157-166 (2006).
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.08.036>
- [12] O. El-Kady, A. Fathy. *Materials and Design*, **54**, pág. 348-353 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.08.049>
- [13] Y. Saberi, S.M. Zebarjad, G.H. Akbari. *Journal of Alloys and Compounds*, **484**, 637-640 (2009)
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.05.009>
- [14] Y.C. Kang, S.L. Chan. *Materials Chemistry and Physics* **85** pág. 438-443 (2004).
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2004.02.002>
- [15] R. Casati and M. Vedani, *Metals*, **4**, pág. 65-83 (2014).
<https://doi.org/10.3390/met4010065>
- [16] C. Suryanarayana, *Progress in Materials Science*, **46**, pág. 1-184 (2001) [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(99\)00010-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00010-9)
- [17] M. J. Tan and X. Zhang, *Materials Science and Engineering A*, **244**, pág. 80-85 (1998). [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00829-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00829-0)
- [18] R.S. Mishra, Z.Y. Mab, *Materials Science and Engineering: R: Reports*, **50**, pág 1-78 (2005).
<https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
- [19] P.L.Threadgill, A.J.Leonard, H.R.Shercliff, P.J.Withers. *International Materials Reviews*, **54**, pág. 49-93 (2009).
<https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/friction-stir-welding-of-aluminium-alloys>
- [20] O. S. Salih, H. Ou, W. Sun, D.G. McCartney, *Materials and Design*, **86**, pág. 61-71(2015).
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.071>

