



Inhibición de la formación de compuestos intermetálicos en juntas aluminio-acero soldadas por fricción-agitación

Edwar A. Torres López^{a,b,✉}, Antonio J. Ramirez^{a,c}

^aLaboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano), Centro Nacional de Pesquisa em Materiais (CNPEM), Campinas, SP 13083-970, Brasil

^bUniversidad de Antioquia (UdeA), Facultad de Ingeniería, Calle 67 53-108, Medellín, Colombia

^cOhio State University (OSU), Department of Materials Science and Engineering, Columbus, OH, USA

[✉]Autor para la correspondencia: eandres.torres@udea.edu.co

Enviado: 3 Marzo 2015; Aceptado: 17 Septiembre 2015; Publicado on-Line: 02 Diciembre 2015

RESUMEN: La unión de juntas aluminio-acero, sin la formación de fases deletéreas del tipo Fe_xAl_y , ha sido, por décadas, un desafío para los procesos de soldadura. La soldadura por fricción-agitación ha sido empleada para intentar reducir el aporte térmico y evitar la formación de compuestos intermetálicos. Usando esta técnica fueron soldadas juntas disimilares de aluminio 6063-T5 y acero AISI-SAE 1020. La soldadura fue acompañada de medidas de temperatura durante su ejecución. La interfase de las juntas soldadas fue caracterizada utilizando microscopía óptica, electrónica de barrido y electrónica de transmisión. Adicionalmente fueron realizadas medidas puntuales X-EDS y DRX. Los resultados experimentales revelan que la temperatura máxima en la junta es inferior a 360 °C. La caracterización microestructural en la interfase aluminio-acero demostró la ausencia de compuestos intermetálicos, condición atribuida al uso de parámetros de soldadura con bajo aporte térmico.

PALABRAS CLAVE: Aporte térmico; Fases deletéreas; Fe_xAl_y ; Juntas disímiles; Soldadura por fricción-agitación

Citation / Cómo citar este artículo: Torres López, E.A., Ramirez, A.J. (2015) "Inhibición de la formación de compuestos intermetálicos en juntas aluminio-acero soldadas por fricción-agitación". *Rev. Metal.* 51(4): e053. doi: <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.053>.

ABSTRACT: *Inhibition of the formation of intermetallic compounds in aluminum-steel welded joints by friction stir welding.* Formation of deleterious phases during welding of aluminum and steel is a challenge of the welding processes, for decades. Friction Stir Welding (FSW) has been used in an attempt to reduce formation of intermetallic compounds through reducing the heat input. In this research, dissimilar joint of 6063-T5 aluminum alloy and AISI-SAE 1020 steel were welded using this technique. The temperature of welded joints was measured during the process. The interface of the welded joints was characterized using optical microscopy, scanning and transmission electron microscopy. Additionally, composition measurements were carried out by X-EDS and DRX. The experimental results revealed that the maximum temperature on the joint studied is less than 360 °C. The microstructural characterization in the aluminum-steel interface showed the absence of intermetallic compounds, which is a condition attributed to the use of welding with low thermal input parameters.

KEYWORDS: Deleterious phases; Dissimilar joints; Fe_xAl_y ; Friction Stir Welding (FSW); Heat input

Copyright: © 2015 CSIC. This is an open-access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution-Non Commercial (by-nc) Spain 3.0 License.

1. INTRODUCCIÓN

La reducción de peso en los diferentes sistemas de transporte es una preocupación constante que busca disminuir el consumo de combustible. El empleo de materiales ligeros y tradicionales, como aluminio y acero, hace imprescindible el desarrollo de técnicas que permitan la unión de estos materiales, sin comprometer la integridad estructural de los vehículos. En el caso de la junta en cuestión, las técnicas de soldadura por fusión derivan en la formación de fases deletéreas del tipo Fe_xAl_y (Agudo *et al.*, 2007). En los años 80 existió algún interés en el desarrollo de materiales resistentes a alta temperatura, basados en este tipo de compuestos, pero éste se diluyó debido a su falta de ductilidad (Morris y Muñoz-Morris, 2005). Los compuestos intermetálicos (CIM) resultan particularmente nocivos en sistemas disímiles, pues aumentan la velocidad de crecimiento de las grietas generadas, en parte, por la formación de óxidos generados por el par galvánico entre los metales (Fernández *et al.*, 2000).

Procesos como la soldadura por láser, difusión, ultrasonido y laminación fueron empleados con resultados prometedores (Chen y Kovacevic, 2004), si bien persistía la formación de CIM. Una nueva alternativa se vislumbró con el surgimiento de la Soldadura por Fricción-Agitación (SFA), conocida internacionalmente como *Friction Stir Welding* (FSW), la cual se basa en la unión de los materiales en estado sólido, evitando los problemas implícitos por la solidificación, reduciendo significativamente el aporte térmico durante la soldadura y permitiendo la unión de metales de baja soldabilidad como aleaciones de aluminio, cobre y juntas disímiles (Uzun *et al.*, 2005; Lee *et al.*, 2006; Coelho *et al.*, 2008).

La SFA produjo resultados inéditos. Autores como Jiang y Kovacevic (2004) y Watanabe *et al.* (2006) logran la obtención de juntas aluminio-acero a pesar de la formación de una capa de CIM. Por otro lado Fukumoto *et al.* (2004) estudiaron el efecto del desplazamiento de la herramienta, mientras que Chen (2009) y Chen y Lin (2010) se centraron en el efecto de la velocidad de avance y rotación; ambos consideraron la respuesta mecánica de la junta como criterio de evaluación. Valiéndose de los mismos parámetros de soldadura, Yasui *et al.* (2004) relacionaron estos parámetros con el flujo de material, la formación de defectos y el espesor de la capa de CIM. Sus observaciones les llevaron a predecir la existencia de parámetros de soldadura tales que fuese posible eliminar la formación de CIM. Estos resultados fueron puestos a prueba por Tanaka *et al.* (2009) quienes, a pesar de tener resultados diferentes, mostraron que el espesor de la capa de CIM aumenta con el aporte térmico introducido durante la soldadura. Esta hipótesis fue confirmada por Soundararajan y Kovacevic (2006) quienes soldaron chapas de acero AISI 1018 y la aleación de aluminio 6061-T6.

Otro avance en las técnicas de unión por soldadura fue el desarrollo del proceso GMAW (Gas Metal Arc Welding) por transferencia de metal en frío (*Cold Metal Transfer*), conocido simplemente como GMAW-CMT. Este proceso, que se caracteriza por su bajo aporte térmico y dilución (Pickin *et al.*, 2011), fue concebido para la unión de láminas delgadas o la realización de juntas disímiles (Wang *et al.*, 2008; Talalaeva *et al.*, 2012). Aprovechando las condiciones ofrecidas por esta técnica fueron realizadas uniones disímiles aluminio-acero con resultados sobresalientes en cuanto a apariencia, ausencia de defectos y resistencia mecánica, atribuidos al excelente control de los parámetros de soldadura (Furukawa, 2006; Zhang *et al.*, 2008). Esta técnica permitió la obtención de juntas soldadas con unión metalúrgica y ductilidad adecuada, gracias a la formación de una capa fina y homogénea de CIM, con espesor entre 5 y 10 μm (Zhang *et al.*, 2009; Cao *et al.*, 2013; Lin *et al.*, 2013). Este resultado coincide con la afirmación de algunos autores que sostienen que es necesaria la formación de una capa fina de CIM que garantice la unión metalúrgica de ambos materiales, con un espesor tal que no comprometa substancialmente la ductilidad (Xue, *et al.*, 2010; Zhang *et al.*, 2011).

La controversia aún persiste, siendo el trabajo más reciente sobre el asunto el presentado por Wang *et al.* (2014) quienes ratifican a los CIM del tipo Fe_xAl_y como los promotores de la fractura frágil en las juntas aluminio-acero; sin embargo, en este trabajo se realizan afirmaciones con base en resultados obtenidos en juntas con CIM con espesor superior a 10 μm y con presencia de discontinuidades en los intermetálicos.

Por tal motivo, en el presente trabajo serán presentados y discutidos los parámetros de soldadura utilizados para la unión de juntas aluminio-acero, que permitieron la obtención de juntas soldadas sin la formación de compuestos intermetálicos.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

Fueron soldadas chapas a tope de la aleación de aluminio 6063-T5 con chapas de acero AISI SAE 1020, ambas con dimensiones de 500x85x2 mm. La Tabla 1 presenta la composición química de ambos

TABLA 1. Composición química de la aleación de aluminio 6063-T5 y el acero AISI SAE 1020

AA 6063-T5 (% peso)						
Si	Mg	Fe	Cr	Mn	Cu	Ti
0,46	0,39	0,13	0,04	0,03	0,02	0,01
AISI-SAE 1020 (% peso)						
C	Mn	P	S	Si		
0,20	0,45	0,035	0,040	0,35		

materiales, donde la composición del aluminio fue determinada mediante espectroscopía de emisión por plasma (*Inductively Coupled Plasma-Optical Emission Spectroscopy*, ICP-OES) mientras que la del acero fue aportada por la empresa productora.

En estos materiales fueron realizadas juntas soldadas de 400 mm de longitud, utilizando una máquina de soldadura por fricción-agitación, marca RM-1 de Transformation Technologies Inc., con capacidad de fuerza axial de 67 kN, velocidades de avance de 3000 mm min^{-1} y de rotación de 3000 rpm. Fue empleada una herramienta metálica con matriz cerámica de carburo de tungsteno (WC-14Co), con hombro convexo –no requiere inclinación (*tilt angle*)– de 25 mm de diámetro y pin cónico con diámetros mayor y menor de 5,7 y 3,2 mm, y longitud de pin 1,35 mm. Para la soldadura fueron empleadas velocidades de rotación (ω) y avance (v) de 300 rpm y 150 mm min^{-1} . La herramienta fue posicionada empleando control de posición, con penetración de 1,65 mm y desplazamiento (*Offset*) de +0,5; +1,0 y +1,5 mm, donde el signo positivo indica que el pin entra tangencialmente en el acero las cantidades especificadas. El aspecto superficial de las juntas y la penetración fue determinado por medio de la rugosidad superficial (R_a) y ensayos no convencionales de doblado. Una descripción más detallada de los parámetros y la configuración de la junta puede encontrarse en Torres y Ramirez (2011).

El aporte térmico durante la soldadura fue calculado con base en el torque y las velocidades de rotación y de avance como proponen Wei y Nelson (2011). Igualmente fueron realizadas medidas de temperatura durante el proceso de soldadura empleando termopares del tipo K. Las medidas fueron comparadas con resultados obtenidos de la simulación computacional por elementos finitos usando el software COMSOL®, siguiendo el procedimiento descrito por Idagawa *et al.* (2012).

A partir de las juntas soldadas fueron confeccionadas las muestras para la caracterización microestructural tomando como referencia la línea original de la junta. Dicha caracterización fue realizada empleando microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) y microscopía electrónica de transmisión (MET). Adicionalmente la evaluación de las microestructuras fue completada mediante espectroscopía de dispersión de energía en rayos X (X-EDS) y difracción de rayos X (DRX), empleando un sistema óptico de iluminación puntual o monocapilar, con fuente de cobalto (K_{α} : $1,789010 \text{ \AA}$) a 45 kV y $35 \mu\text{A}$, paso de $0,04^\circ$ y tiempo de conteo de 1000 segundos. La caracterización de las juntas soldadas requirió la preparación de muestras cortadas transversalmente a la línea de la junta, con un ángulo de inclinación de 10° para ampliar la interfase y facilitar la detección de cualquier fase presente. Las muestras fueron lijadas y pulidas de forma convencional, siendo realizado el ataque metalográfico

en dos etapas: iniciando con nital 2%, seguido de un ataque con ácido fluorhídrico 1%.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Juntas soldadas y evolución de la temperatura

Se obtuvieron juntas soldadas aluminio-acero con aspecto superficial adecuado y penetración total, la cual fue verificada mediante los ensayos de doblado. Los resultados de los ensayos de doblado así como otros detalles relacionados con la realización de las juntas soldadas pueden ser consultados en Santos *et al.* (2014). Al considerar como parámetro de evaluación el desplazamiento de la herramienta (D_E), resulta claro que se obtuvieron juntas con aporte térmico (AT) diferente, como se presenta en la Fig. 1.

Se pudo establecer que AT aumenta con D_E , el cual también está relacionado con la temperatura alcanzada en la junta. Esta relación está claramente demostrada en la Fig. 2, donde se presentan los ciclos térmicos medidos (línea roja) en tres regiones de la junta: la Zona Térmicamente Afectada del lado del aluminio (ZTA_{Al}), la Zona Termo-Mecánicamente Afectada del lado del aluminio ($ZTMA_{Al}$) y la Zona Agitada (ZA). Estas medidas fueron corroboradas con los resultados calculados por la simulación computacional (línea punteada azul). La temperatura máxima alcanzada en cada condición es de 335°C y 352°C , para +0,5 y +1,5 mm, respectivamente.

El incremento de la temperatura con D_E se explica por el aumento en la cantidad de acero involucrado en la soldadura. Tanto la contribución en la producción de calor por deformación como por fricción son significativos a medida que el área de contacto entre la herramienta y el acero aumenta. La temperatura es claramente mayor en la interfase herramienta-acero, la cual se intensifica a medida que la herramienta se desplaza en dirección al metal más duro. Mediante simulación y medidas de temperatura, fue posible establecer la distribución de temperatura así como el punto de máxima temperatura en la junta, localizado en la interfase hombro-acero, con valores calculados en 386°C y 443°C , para desplazamiento de la herramienta de +0,5 y +1,5 mm.

Tanto el aporte térmico como las temperaturas medidas en el desarrollo de las juntas resultan inferiores a los valores establecidos por autores como Jiang y Kovacevic (2004), quienes realizaron medidas de temperaturas en juntas aluminio-acero de 491°C y 631°C en el aluminio y en el acero, respectivamente. En juntas de la misma aleación 6063, Sato y sus coautores reportan temperaturas de 400°C a 500°C , dependiendo de los parámetros de soldadura empleados (Sato *et al.*, 2002). Como se presenta en Torres y Ramirez (2013) la comparación entre los parámetros de soldadura aquí abordados y los parámetros utilizados por otros autores llevan a la conclusión de que las juntas desarrolladas en este proyecto se

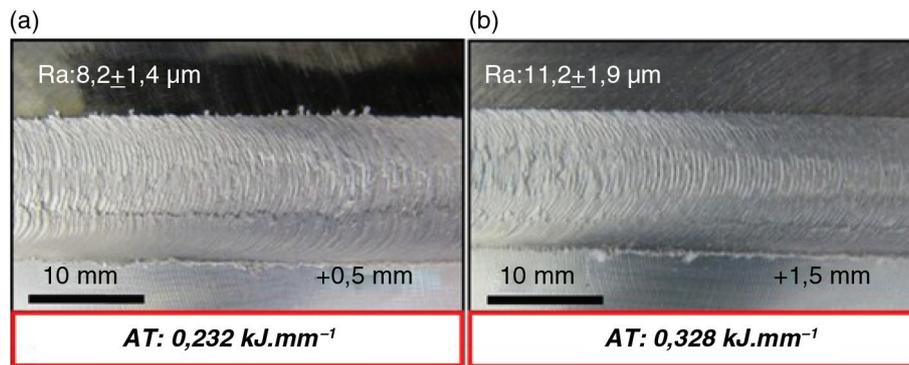


FIGURA 1. Aspecto superficial en las juntas soldadas usando 300 rpm, 150 mm min⁻¹, penetración de la herramienta de 1,6 mm y D_E: a) +0,5 y b) +1,5 mm. (Se presentan también los valores de rugosidad (R_a) y aporte térmico (AT)).

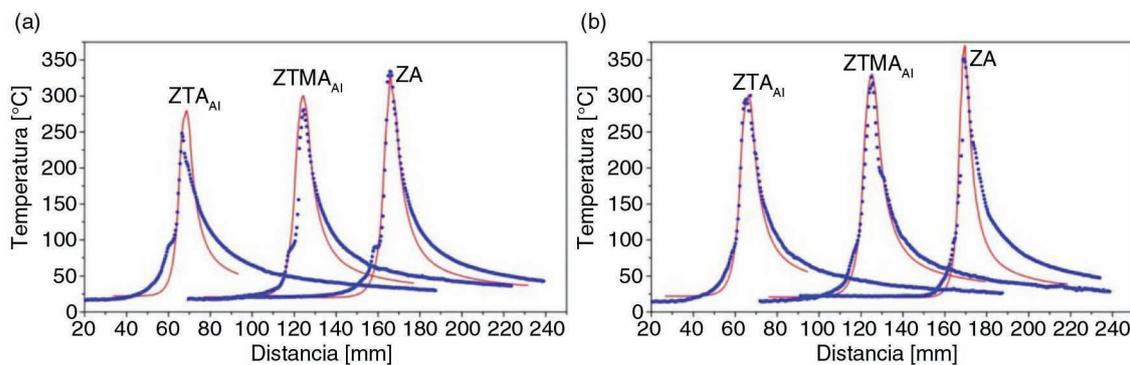


FIGURA 2. Ciclos térmicos medidos (líneas rojas) y calculados por elementos finitos (línea azul) para: a) +0,5 y b) 1,5 mm.

obtuvieron mediante el uso de parámetros de soldadura que produjeron bajo aporte térmico en la junta soldada.

3.2. Caracterización microestructural de la junta soldada

Como parte de la caracterización microestructural, la Fig. 3 presenta la macrografía de las juntas soldadas, para desplazamientos de la herramienta de +0,5 y +1,5 mm, donde son resaltadas las diferentes regiones resultantes del proceso de soldadura. La búsqueda de compuestos intermetálicos se realizó en la interfase aluminio-acero, comenzando con la caracterización vía MO y MEB. En primer lugar se debe resaltar que en el acero, en la región adyacente a la interfase, el microconstituyente (perlita) se estira significativamente debido a la elevada deformación, produciendo el alineamiento de la cementita paralelo a la interfase (Fig. 4a). Frecuentemente parte de la cementita se acumula en la interfase (Fig. 4b), lo que puede inducir a una interpretación errónea de los resultados. Por esto, la búsqueda de los compuestos requiere de medidas en zonas libres de cementita, encareciendo la preparación de las muestras para la caracterización por MET.

Múltiples medidas por MEB, utilizando muestras preparadas solo con ataque con nital (Fig. 5a) para evitar la apertura de la interfase aluminio-acero, no permitieron identificar la formación de CIM. A pesar de ser observable un borde más claro en la interface (Fig. 5b), éste corresponde al efecto de borde típico de MEB, que genera un aumento de señal de electrones secundarios. Estos resultados se diferencian de las observaciones realizadas por autores como Chen y Kovacevic (2004) y Lee *et al.* (2006), los cuales reportan la formación de los CIM en juntas soldadas por FSW. Igualmente Murakami *et al.* (2003), en juntas aluminio-acero obtenidas mediante soldadura por difusión, resalta la presencia de compuestos Fe_xAl_y en muestras observadas mediante MO. Cabe recordar que en este trabajo las muestras fueron cortadas en forma de cuña para aumentar el ancho de la intercara, procedimiento que no es aplicado en los trabajos citados.

El análisis de composición química presentado en la Fig. 6 destaca la reducción continua de la composición entre el lado del aluminio y el del acero. Como lo presentan Rathod y Katsuna (2004), cuando existe un CIM en la interface se produce un escalón en la medida de la composición química en ambos perfiles (Al y Fe); estos escalones corresponden a una

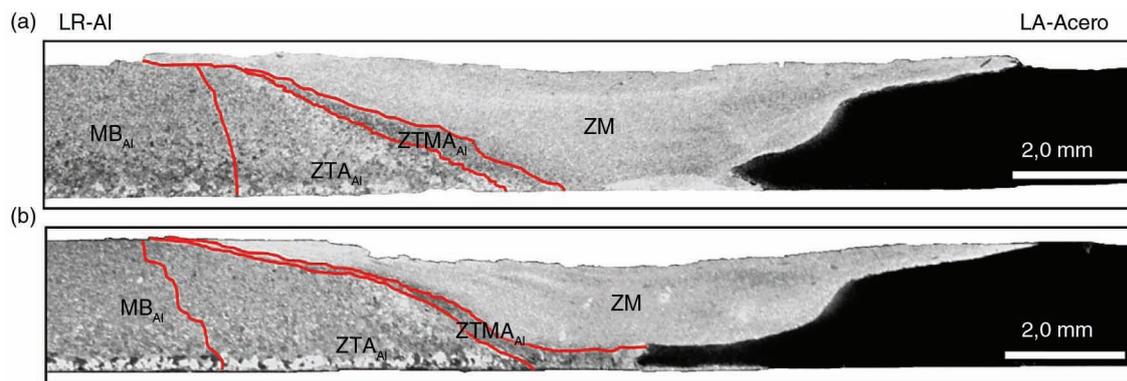


FIGURA 3. Macrografías de las juntas soldadas empleando 300 rpm, 150 mm min^{-1} con desplazamiento de la herramienta de: a) +0,5 y b) +1,5 mm, donde se presentan las diferentes regiones de la soldadura.

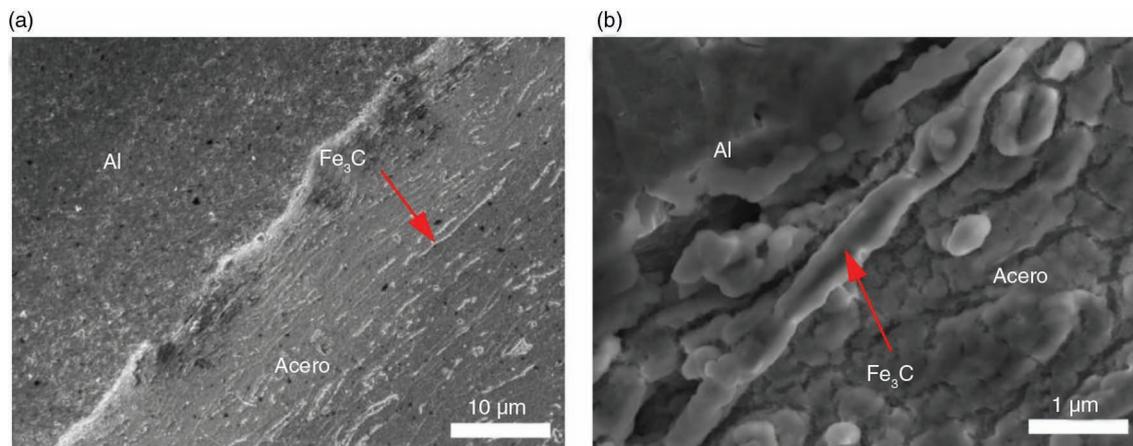


FIGURA 4. Micrografías obtenidas por MEB de juntas aluminio-acero: a) alineamiento de la cementita paralelo a la intercara y b) presencia de cementita en la interfase aluminio-acero.

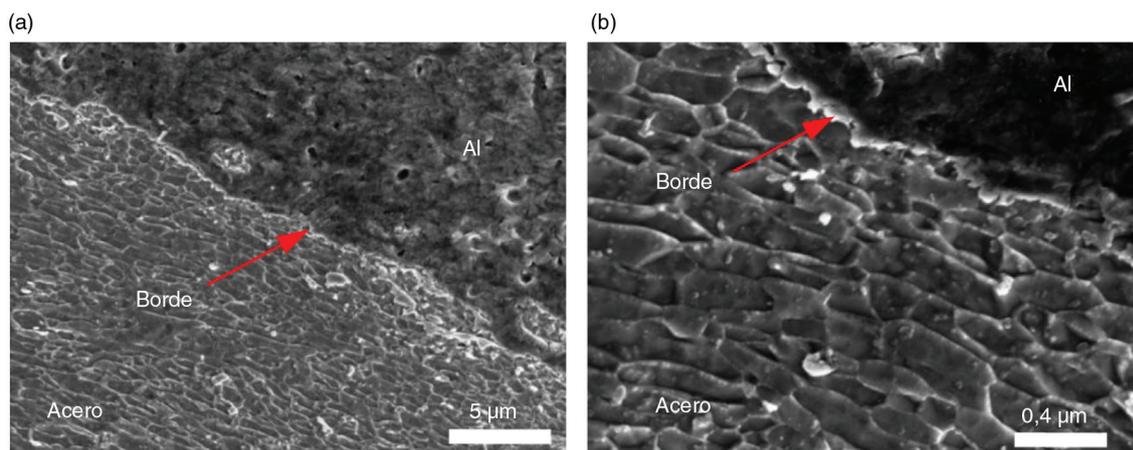


FIGURA 5. Micrografías obtenidas por MEB de juntas aluminio-acero de muestras atacadas únicamente con nital: a) selección de la región sin presencia de cementita y b) borde blanco resultante del efecto de borde y ausencia de CIM.

composición química constante, lo cual es coherente pues el CIM tiene una cantidad fija de Fe y Al, lo que explica el escalón. La posición o altura del escalón

en el perfil de composición química está determinada por el porcentaje de Al y Fe de cada CIM, sea del tipo Fe_2Al_5 o el FeAl_3 . Un esquema del perfil de

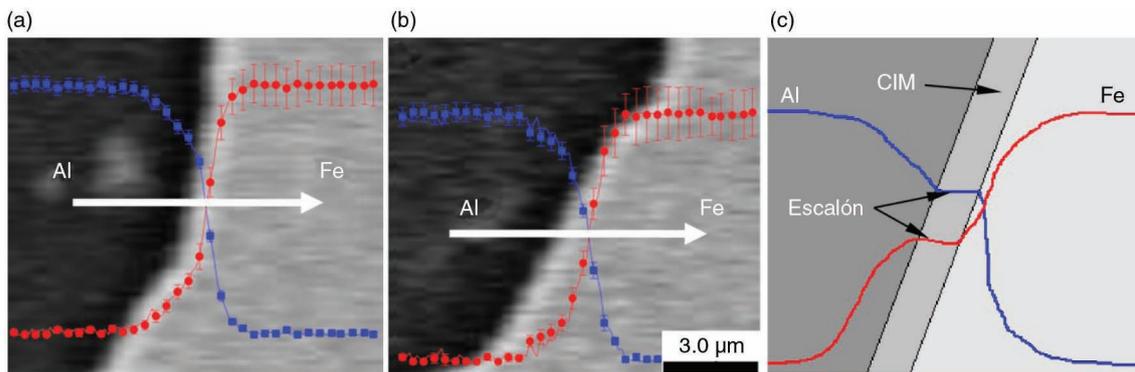


FIGURA 6. Perfiles de composición química en las interfaces aluminio-acero generados por X-EDS, considerando la distribución de Al (azul) y Fe (rojo) en las juntas soldadas con: a) +0,5; b) +1,5 y c) esquema del perfil de composición química para una interfase con presencia de CIM.

composición química para una intercara con presencia de CIM, se presenta en la Fig. 6c. Karfoul *et al.* (2007) determinaron mediante medidas puntuales por X-EDS las composiciones químicas para los CIM Fe_2Al_5 y $FeAl_3$, las cuales son claramente diferenciables en presencia de estas fases.

Por otro lado, los resultados de DRX, correspondientes a medidas en juntas disímiles realizadas para $D_E +0,5$ y $+1,5$ mm, utilizando la óptica mono-capilar, se presentan en el difractograma de la Fig. 7a. En éste se observan las fases típicas del acero SAE 1020 y de la aleación de aluminio 6063-T5. En este espectro todos los picos son identificados y no se detecta la presencia de picos adicionales que puedan corresponder a los CIM. Para verificar la presencia de compuestos intermetálicos se esperaba la presencia de picos en el difractograma en los ángulos 2θ entre 40° y 45° , como se muestra en la Tabla 2. El ejemplo de los picos esperados, para diferentes tipos de compuestos intermetálicos,

se presenta en la Fig. 7b. Si existieran CIM en las juntas aluminio-acero presentadas en este trabajo, está claro que las condiciones de medida mediante el sistema de iluminación mono-capilar, permitirían la observación de los picos característicos.

Finalmente la polémica sobre la presencia o no de CIM, en las juntas aluminio-acero, se cierra con el análisis por medio de MET. A pesar de las dificultades generadas por el carácter magnético del acero al momento de ser realizada la caracterización por MET, fue posible la obtención de imágenes de campo claro de ambas regiones de la interfase, el lado del aluminio y el lado del acero, como las presentadas en la Fig. 8. La micrografía con iluminación en el lado del aluminio (Fig. 8a) presenta los granos de aluminio creciendo directamente a partir del acero, sin la presencia de una fase que permita el ajuste entre las estructuras cristalinas del aluminio y el metal. Al observar la micrografía de campo claro con iluminación en el lado del acero (Fig. 8b),

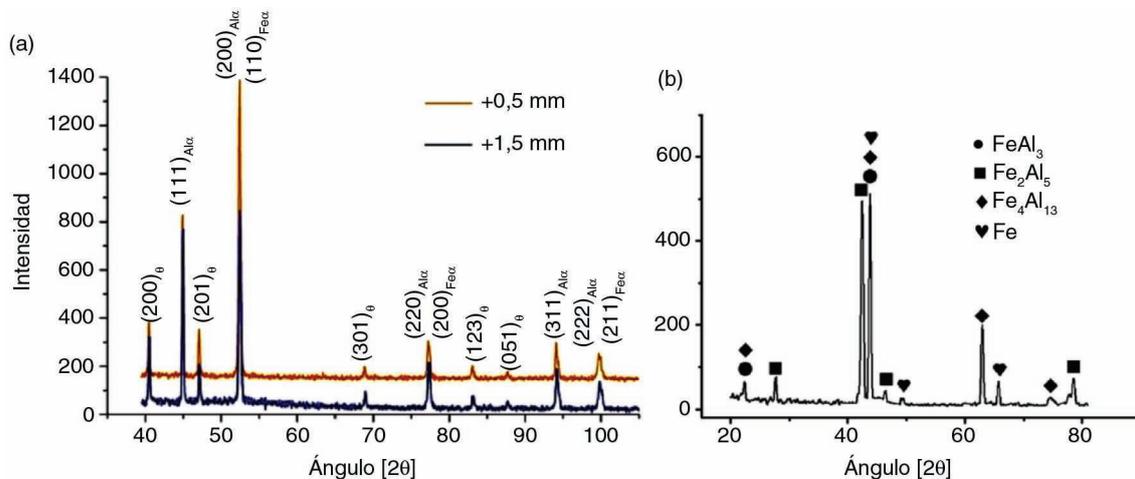


FIGURA 7. a) Espectros de difracción de rayos X (DRX) medidos en la interfase aluminio-acero soldadas con +0,5 y +1,5 mm. La fase θ corresponde a cementita (Fe_3C). b) Difractograma para diversos CIM; adaptado de Cao *et al.* (2014).

TABLA 2. Planos de máxima intensidad (PMI), ángulo de difracción (2θ) y referencias para la identificación de CIM

CIM	PMI	2θ	Referencia
FeAl	(110)	41°	(Wang <i>et al.</i> , 2003; Farahat y El-Badry, 2009)
Fe ₃ Al	(110)	42°	(Shishkovsky <i>et al.</i> , 2013; Rajan <i>et al.</i> , 2014)
Fe ₂ Al ₅	(222)	44°	

es evidente el alargamiento, recristalización y posterior deformación de los granos de ferrita en la interfase. Igualmente no se observa la presencia de ninguna fase deletérea.

Agudo *et al.* (2007) afirman que la formación de CIM, sin importar el método de soldadura, se produce por dos mecanismos: por la nucleación y el crecimiento a partir del líquido durante la solidificación o por la formación en estado sólido como consecuencia de la interdifusión de elementos a través de la interfase. Como en la soldadura por fricción-agitación no se produce fusión del metal, el mecanismo en estado sólido es el que se activaría.

Chen y Kovacevic (2004) determinaron que la cinética de formación de los CIM envuelve dos etapas: 1) el desarrollo de una región súper saturada por la migración de los átomos y 2) la reacción de la región súper-saturada transformándose en los CIM. Cuando hay diferencias muy grandes de difusividad entre los elementos, como es el caso del sistema Al-Fe, el enriquecimiento es favorecido en el lado del aluminio, ya que la difusividad del hierro en el aluminio es mayor que en el caso contrario. En este trabajo los autores lograron establecer cómo para condiciones de difusión limitada –tiempo y temperatura bajos– se forman partículas aisladas de CIM en el lado del aluminio; igualmente observaron cómo con el aumento del tiempo o la temperatura, las partículas aisladas se transforman en una capa continua

de CIM con dos regiones claramente diferenciables: una de Al₃Fe en el lado del aluminio y otra de Al₅Fe₂ en el lado del acero. Infortunadamente no definen cuál es el CIM que comienza la transformación. Este vacío es cubierto por Karfoul *et al.* (2007) quienes proponen que la transformación comienza con la formación de la fase Al₃Fe a partir de una región del aluminio enriquecida en hierro. A partir de estas observaciones se puede establecer una secuencia de formación de los CIM, en estado sólido, de la siguiente forma: 1) enriquecimiento y saturación del aluminio con hierro; 2) formación de partículas separadas de Al₃Fe en lado del aluminio; 3) coalescencia de las partículas formando una capa fina y uniforme de Al₃Fe en la interfase; 4) nucleación de la fase Al₅Fe₂ a partir del Al₃Fe; 5) engrosamiento de la capa de Al₃Fe y de Al₅Fe₂ en dirección al aluminio y al acero, respectivamente y 6) crecimiento de la fase Al₅Fe₂ en detrimento del compuesto Al₃Fe.

La ausencia de CIM se justifica por la realización de juntas soldadas con parámetros que llevaron a la generación de bajo aporte térmico durante la soldadura. Enayati y Salehi (2005) afirman que limitar el aporte de calor disminuye la posibilidad o inclusive elimina la formación de CIM. El efecto del aporte térmico en la reducción de la capa de CIM fue verificado por Girard *et al.* (2010) quienes realizaron soldaduras a 900 rpm con dos velocidades de avance: 20 y 100 mm min⁻¹, condiciones que denominaron como las de mayor y de menor aporte térmico. En la primera junta, fueron generados CIM fácilmente observados mediante MEB en la interfase aluminio-acero, mientras que en el segundo caso los CIM solo fueron visibles por MET.

Por tal motivo, resulta claro que restringir el aporte térmico reduce o incluso inhibe la formación de CIM, gracias a la disminución significativa de la difusión, retardando la primera etapa de aparición

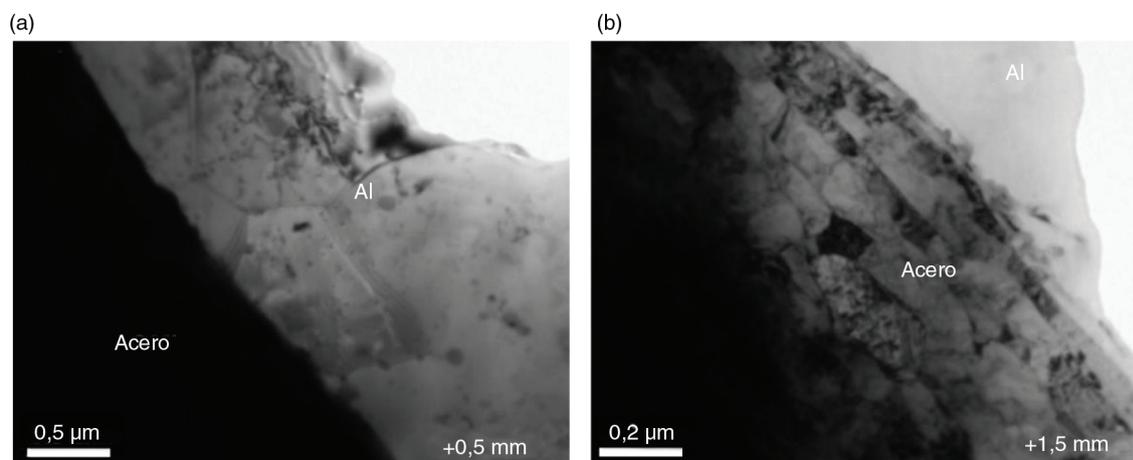


FIGURA 8. Micrografías de campo claro obtenidas por MET en la interfase aluminio-acero en las juntas soldadas con desplazamiento de la herramienta de: a) +0,5 y b) +1,5 mm.

de los CIM: la formación de una región supersaturada de aluminio con hierro.

Por lo tanto la ausencia de compuestos intermetálicos, en las juntas aluminio-acero desarrolladas en este trabajo, se explica por el bajo aporte térmico durante el proceso de soldadura. Esta afirmación se basa en varios elementos presentados a continuación:

- El ancho del cordón de soldadura para las diferentes juntas soldadas no supera los 15 mm y el desplazamiento de la herramienta es menor a 1,5 mm; esto indica que la mayor cantidad de área de contacto de la herramienta con la junta se produce en el aluminio, haciendo que la temperatura máxima en la junta no supere los 360 °C. Otro elemento de peso se presenta al considerar directamente el valor del aporte térmico.
- El aporte térmico calculado con base en las velocidades de rotación y avance puede ser aproximado con un parámetro denominado paso de la soldadura; la relación entre el aporte térmico y el paso se presentan en la Ec. (1).

$$AT = \frac{2\pi\omega T}{60v} \quad AT \approx \alpha \frac{\omega}{v} \approx \alpha \frac{1}{P} = \alpha \frac{\omega}{v} \quad (1)$$

siendo AT el aporte térmico (kJ mm^{-1}); T el torque en el husillo de la máquina (N m); ω la velocidad de rotación (rev min^{-1}); v la velocidad de avance (mm min^{-1}) y P el paso (mm rev^{-1}).

Considerando el paso, es posible realizar una comparación aproximada de los parámetros de soldadura utilizados en este trabajo con los descritos en diferentes referencias; el resultado de esta comparación se presenta en la Tabla 3. A partir de este resultado se puede afirmar que los parámetros de soldadura empleados para la realización de las juntas relativas a este trabajo generan una relación $1/P$ muy pequeña; por ende, el aporte térmico (AT) generado durante la soldadura mantiene la misma proporción.

TABLA 3. Comparación de los parámetros de soldadura y el paso calculado con los parámetros utilizados y el paso resultante en este trabajo

ω (rpm)	v (mm min^{-1})	$1/P$ (rev mm^{-1})	Referencias
550	54	10,2	Chen (2009)
800	80	10,0	Lee <i>et al.</i> (2006)
250	25	10,0	Watanabe <i>et al.</i> (2006)
900	100	9,0	Girard <i>et al.</i> (2010)
914	140	6,5	Jiang y Kovacevic (2004)
400	100	4,0	Tanaka <i>et al.</i> (2009)
500	130	3,8	Soundararajan y Kovacevic (2009)
1600	480	3,3	Coelho <i>et al.</i> (2008)
300	150	2,0	Parámetros utilizados

El tamaño de grano observado en la intercara aluminio-acero es muy pequeño: 0,5 a 2,0 μm para el aluminio y 0,2 a 1,5 μm para la ferrita en el acero (Fig. 8). Estos valores son substancialmente bajos cuando se comparan con las 15 μm medidas por Uzun *et al.* (2005) y Fukumoto *et al.* (2004), también en juntas aluminio-acero. La explicación a este tamaño está relacionada con la temperatura y el tiempo al que permanecieron los granos después de la recrystalización propiciada por el proceso de soldadura. Como se presentó en la Fig. 2 las temperaturas máximas registradas en la zona mezclada no superan los 360 °C. El bajo aporte térmico limita el pico máximo de temperatura, al igual que el tiempo de enfriamiento del sistema soldado. Por lo tanto, la presencia de granos extremadamente finos en la interfase demuestra el bajo aporte térmico al cual se vio sometido el sistema durante la soldadura.

En consecuencia, la ausencia de CIM en las juntas aluminio-acero presentadas en este trabajo se atribuye al bajísimo aporte térmico generado por los parámetros de soldadura bajo los cuales fueron realizadas las uniones soldadas.

4. CONCLUSIONES

A partir del trabajo desarrollado se buscó obtener juntas disímiles aluminio-acero sin la formación de compuestos intermetálicos, por medio del proceso de soldadura por fricción-agitación, donde las conclusiones se describen a continuación.

- Se obtuvieron juntas soldadas aluminio-acero consolidadas y con buen aspecto superficial por medio del proceso de fricción-agitación, siendo recomendado el uso de 300 rpm, 150 mm min^{-1} , con desplazamiento de la herramienta de +1,5 mm.
- La caracterización microestructural en la interfase aluminio-acero demuestra que durante la operación de soldadura no se produjeron compuestos intermetálicos en la junta, lo cual se atribuye al bajo aporte térmico introducido durante el proceso, lo que inhibió la nucleación y crecimiento de fases deletéreas.
- La afirmación del bajo aporte térmico en las juntas realizadas en este trabajo se sustenta en tres elementos: a) las medidas de temperatura verifican que los parámetros de soldadura empleados -velocidades de rotación y avance, penetración y desplazamiento de la herramienta- permitieron la obtención de juntas soldadas donde las temperaturas durante el proceso fueron inferiores a los 360 °C; b) el inverso del paso ($1/P$) con el que fueron realizadas las juntas es significativamente bajo ($2,0 \text{ rev mm}^{-1}$) y c) el tamaño de grano en el aluminio y en el acero, aledaños a la interfase soldada, son inferiores a 2,0 μm , evidenciando que su crecimiento posterior a la recrystalización fue truncado.

AGRADECIMIENTOS

A los funcionarios y al Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materias (CNPem) por apoyar y permitir el uso de la infraestructura de los laboratorios de química y procesos de manufactura. A los funcionarios de los laboratorios de DRX, procesamiento y caracterización de materiales y los laboratorios de microscopía electrónica pertenecientes al Laboratorio Nacional de Nanotecnología (LNNano), por el apoyo técnico y científico para la realización de todo el proyecto.

REFERENCIAS

- Agudo, L., Eyidi, D., Schmaranzer, C.H., Arenholz, E., Jank, N., Bruckner, J., Pyzalla, A.R. (2007). Intermetallic Fe_xAl_y phases in a steel/Al-alloy fusion weld. *J. Mater. Sci.* 42 (12), 4205–4214. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-006-0644-0>.
- Cao, R., Sun, J.H., Chen, J.H., Peichung, W. (2014). Weldability of CMT Joining of AA6061T6 to Boron Steels with Various Coatings. *Weld. J.* 93 (6), 193s–204s.
- Cao, R., Yu, G., Chen, J.H., Wang, P.C. (2013). Cold metal transfer joining aluminum alloys-to-galvanized mild steel. *J. Mater. Process. Technol.* 213 (10), 1753–1763. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.04.004>.
- Chen, C.M., Kovacevic, R. (2004). Joining of Al 6061 alloy to AISI 1018 steel by combined effects of fusion and solid state welding. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 44 (11), 1205–1214. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmactools.2004.03.011>.
- Chen, T. (2009). Process parameters study on FSW joint of dissimilar metals for aluminum-steel. *J. Mater. Sci.* 44 (10), 2573–2580. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-009-3336-8>.
- Chen, T.P., Lin, W.-B. (2010). Optimal FSW process parameters for interface and welded zone toughness of dissimilar aluminum-steel joint. *Sci. Technol. Weld. Joi.* 15 (4), 279–285. <http://dx.doi.org/10.1179/136217109X12518083193711>.
- Coelho, R.S., Kostka, A., Sheikhi, S., Dos Santos, J.F., Pyzalla, A.R. (2008). Microstructure and mechanical properties of an AA6181-T4 aluminum alloy to HC340LA high strength steel friction stir overlap weld. *Adv. Eng. Mater.* 10 (10), 961–972. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.200800028>.
- Enayati, M.H., Salehi, M. (2005). Formation mechanism of Fe_3Al and $FeAl$ intermetallic compounds during mechanical alloying. *J. Mater. Sci.* 40 (15), 3933–3938. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-005-0718-4>.
- Farahat, A.I.Z., El-Badry, S.A. (2009). Effect of high temperature deformation and different cooling rates on microstructure and mechanical properties of Fe-Al alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 525 (1–2), 48–54. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2009.06.027>.
- Fernández, M.D.P., Peña, J., Lancha, A.M., Perosanz, F.J., Navas, M. (2000). Velocidad de crecimiento de grietas por corrosión bajo tensión en soldaduras disímiles. *Rev. Metal.* 36 (1), 13–23. <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.2000.v36.i1.529>.
- Fukumoto, M., Yasui, T., Shimoda, Y., Tsubaki, M., Shinoda, T. (2004). Butt welding between dissimilar metals by friction stir welding. *Proceedings of the fifth International Friction Stir Welding Symposium*, Metz, France.
- Furukawa, K. (2006). New CMT arc welding process-welding of steel to aluminum dissimilar metals and welding of super-thin aluminum sheets. *Weld. Int.* 20 (6), 440–445. <http://dx.doi.org/10.1533/wint.2006.3598>.
- Girard, M., Huneau, B., Genevois, C., Sauvage, X., Racineux, G. (2010). Friction stir diffusion bonding of dissimilar metals. *Sci. Technol. Weld. Joi.* 15 (8), 661–665. <http://dx.doi.org/10.1179/136217110X12720264008475>.
- Idagawa, H.S., Torres, E.A., Ramirez, A.J. (2012). CFD Modeling of Dissimilar Aluminum-Steel Friction Stir Welds. *Proceedings of the 9th International Conference*, Illinois, USA, pp. 604–610.
- Jiang, W.H., Kovacevic, R. (2004). Feasibility study of friction stir welding of 6061-T6 aluminum alloy with AISI 1018 steel. *Journal of Engineering Manufacture* 218 (10), 1323–1331. <http://dx.doi.org/10.1243/0954405042323612>.
- Karfoul, M.K., Tatlock, G.J., Murray, R.T. (2007). The behaviour of Fe and aluminium during the diffusion welding of carbon steel to aluminium. *J. Mater. Sci.* 42 (14), 5692–5699. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-006-0742-z>.
- Lee, W.-B., Schmuecker, M., Mercardo, U.A., Biallas, G., Jung, S.-B. (2006). Interfacial reaction in steel-aluminum joints made by friction stir welding. *Scripta Mater.* 55 (4), 355–358. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.04.028>.
- Lin, J., Ma, N., Lei, Y., Murakawa, H. (2013). Shear strength of CMT brazed lap joints between aluminum and zinc-coated steel. *J. Mater. Process. Technol.* 213 (8), 1303–1310. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.02.011>.
- Morris, D.G., Muñoz-Morris, M.A. (2005). Intermetálicos: pasado, presente y futuro. *Rev. Metal.* 41 (Extra), 498–501. <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.2005.v41.iExtra.1084>.
- Murakami, T., Nakata, K., Tong, H., Ushio, M. (2003). Dissimilar metal joining of aluminum to steel by MIG arc brazing using flux cored wire. *ISIJ Int.* 43 (10), 1596–1602. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.43.1596>.
- Pickin, C.G., Williams, S.W., Lunt, M. (2011). Characterization of the cold metal transfer (CMT) process and its application for low dilution cladding. *J. Mater. Process. Technol.* 211 (3), 496–502. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.11.005>.
- Rajan, S., Shukla, R., Kumar, A., Vyas, A., Brajpuria, R. (2014). Structural and Morphological Study of a Series of Ball Milled Nanocrystalline $Fe_{1-x}Al_x$ ($0.3 \leq x \leq 0.6$) Alloys. *J. Mod. Phys.* 5, 643–648. <http://dx.doi.org/10.4236/jmp.2014.58075>.
- Rathod, M.J., Kutsuna, M. (2004). Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding. *Weld. J.* 83 (1), 16s–26s.
- Santos, T.F., Torres, E.A., Hermengildo, T.F., Ramirez, A.J. (2014). Desenvolvimento de sistema de apoio com depósito cerâmico para soldagem e processamento por atrito com pino não consumível. *Soldagem Insp.* 19 (2), 104–113. <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/SI1902.02>.
- Sato, Y.S., Urata, M., Iroyuki Kokawa, H. (2002). Parameters controlling microstructure and hardness during friction-stir welding of precipitation-hardenable aluminum alloy 6063. *Metall. Mater. Trans. A.* 33 (3), 625–635. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-002-0124-3>.
- Shishkovsky, I., Missemer, F., Kakovkina, N., Smurov, I. (2013). Intermetallics Synthesis in the Fe-Al System via Layer by Layer 3D Laser Cladding. *Crystals.* 3 (4), 517–529. <http://dx.doi.org/10.3390/cryst3040517>.
- Soundararajan, V., Kovacevic, R. (2009). Friction stir welding of steel to aluminum alloy. *Proceedings of the Sixth International Symposium on Friction Stir Welding*, Quebec, Canada, pp. 756–759.
- Talalaev, R., Veinthal, R., Laansoo, A., Sarkans, M. (2012). Cold metal transfer (CMT) welding of thin sheet metal products. *Est. J. Eng.* 18 (3), 243–250. <http://dx.doi.org/10.3176/eng.2012.3.09>.
- Tanaka, T., Morishige, T., Hirata, T. (2009). Comprehensive analysis of joint strength for dissimilar friction stir welds of mild steel to aluminum alloys. *Scripta Mater.* 61 (7), 756–759. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2009.06.022>.
- Torres, E.A., Ramirez, A.J. (2011). União de Juntas Dissimilares Alumínio-Aço de Chapas Finas pelo Processo de Soldagem por Atrito com Pino não Consumível (SAPNC). *Soldagem Insp.* 16 (3), 265–273. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242011000300008>.
- Torres, E.A., Ramirez, A.J. (2013). Efeito dos Parâmetros de Processo na Obtenção e na Microestrutura de Juntas Alumínio-Aço Realizadas Mediante Soldagem por Atrito com Pino não Consumível (SAPNC). *Soldagem Insp.* 18 (3), 245–256. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242013000300007>.
- Uzun, H., Donne, C.D., Argagnotto, A., Ghidini, T., Gambaro, C. (2005). Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 To X5CrNi18-10 stainless steel. *Mater. Design.* 26 (1), 41–46. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2004.04.002>.

- Wang, J., Feng, J.C., Wang, Y.X. (2008). Microstructure of Al-Mg dissimilar weld made by cold metal transfer MIG welding. *Mater. Sci. Technol.* 24 (7), 827–831. <http://dx.doi.org/10.1179/174328408X278411>.
- Wang, J., Li, Y., Liu, P. (2003). XRD and TEM analysis on the Fe₃Al/18-8 stainless steel diffusion bonded interface. *Mater. Lett.* 57 (26–27), 4323–4327. [http://dx.doi.org/10.1016/S0167-577X\(03\)00311-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0167-577X(03)00311-2).
- Wang, Q., Leng, X.S., Yang, T.H., Yan, J.C. (2014). Effects of Fe-Al intermetallic compounds on interfacial bonding of clad materials. *Trans. Nonferr. Metal. Soc.* 24 (1), 279–284. [http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63058-2](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63058-2).
- Watanabe, T., Takayama, H., Yanagisawa, A. (2006). Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding. *J. Mater. Process. Technol.* 178 (1–3), 342–349. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.04.117>.
- Wei, L.Y., Nelson, T.W. (2011). Correlation of microstructures and process variables in FSW HSLA-65 steel. *Weld. J.* 90 (5), 95–101.
- Xue, P., Xiao, B.L., Ni, D.R., Ma, Z.Y. (2010). Enhanced mechanical properties of friction stir welded dissimilar Al-Cu joint by intermetallic compounds. *Mater. Sci. Eng. A.* 527 (21–22), 5723–5727. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.05.061>.
- Yasui, T., Ishii, T., Shimoda, Y., Tsubaki, M., Fukumoto, M., Shinoda, T. (2004). Friction stir welding between aluminum and steel with high welding speed. *Proceedings of the Fifth International Friction Stir Welding Symposium*, Metz, France.
- Zhang, G., Su, W., Zhang, J., Wei, Z. (2011). Friction Stir Brazing: a Novel Process for Fabricating Al/Steel Layered Composite and for Dissimilar Joining of Al to Steel. *Metall. Mater. Trans. A.* 42 (9), 2850–2861. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-011-0677-0>.
- Zhang, H.T., Feng, J.C., Peng, H. (2008). Interfacial phenomena of cold metal transfer (CMT) welding of zinc coated steel and wrought aluminum. *Mater. Sci. Technol.* 24 (11), 1346–1349. <http://dx.doi.org/10.1179/174328407X213152>.
- Zhang, H.T., Feng, J.C., He, P., Zhang, B.B., Chen, J.M., Wang, L. (2009). The arc characteristics and metal transfer behavior of cold metal transfer and its use in joining aluminum to zinc-coated steel. *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 499 (1), 111–113. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.11.124>.