

CORDONES GTAW SOBRE CHAPAS LEAN DUPLEX STAINLESS STEEL

BEADS GTAW ON LEAN DUPLEX STAINLESS STEEL SHEETS

S Zappa^{1,2}, J Martinez^{1,3}, G Gonzalez⁴, M. Zalazar⁴, Svoboda^{2,5}

¹Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Lomas de Zamora (FI-UNLZ), Camino de Cintura y Juan XXIII, 1832, Lomas de Zamora, Argentina. zappasebastian@hotmail.com

²Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas (CONICET), Godoy Cruz 2290, 1425, CABA, Argentina.

³Instituto Nacional de Tecnología Industrial (INTI), Av. Gral. Paz 5445, 1650, San Martín, Provincia de Buenos Aires, Argentina. jmmartinez@inti.gob.ar, hperez@inti.gob.ar

⁴Universidad Nacional del COMAHUE (FI-UNCOMA), Buenos Aires 1400, 8300, Neuquén, Argentina. monica.zalazar@fain.uncoma.edu.ar

⁵Universidad de Buenos Aires (FI-UBA), Av. Paseo Colón 850, 1063, CABA, Argentina. hsvobod@fi.uba.ar

Recibido 02/05/2020; Aceptado: 07/07/2020

Resumen: En este trabajo se estudió el efecto del calor aportado en soldaduras GTAW, de cordones simples sobre chapas lean dúplex (bead on plate), sobre las características geométricas del cordón, el equilibrio microestructural y la dureza. Para tal fin, se soldaron cupones de soldadura con diferentes calores aportados (0,3 a 1,9 kJ/mm) sobre chapas lean dúplex. Se midió el ancho, la penetración y el área del metal de soldadura, se caracterizó la microestructura mediante microscopías óptica y electrónica de barrido, se cuantificó el contenido de austenita y se midió el tamaño de grano promedio mediante software de análisis de imágenes y se midió la microdureza Vickers con 1 kg de. Se observó que el calor aportado tiene una gran influencia sobre el comportamiento microestructural del metal de soldadura. Dicha influencia evidenciada en los valores de dureza medidos. Se obtuvieron expresiones que relacionan el calor aportado con las diferentes características determinadas en el presente trabajo.

Palabras-clave: Acero Inoxidable Lean Dúplex, Calor Aportado, Equilibrio Microestructural, Microdureza, Resistencia a la Corrosión Localizada.

Abstract: In this work we studied the effect of the heat input in GTAW welds, from simple beads on lean duplex sheets (bead on plate), on the geometric characteristics of the bead, the microstructural balance and hardness. For this purpose, welding coupons with different heats input (0.3 to 1.9 kJ / mm) were welded on lean duplex sheets. The width, penetration and area of the weld metal were measured, the microstructure was characterized by light and scanning electron microscopy, the austenite content was quantified and the average grain size was measured by image analysis software. In addition, microhardness Vickers with 1 kg load was measured. It was observed that the heat input has a great influence on the microstructural behavior of the weld

metal. This influence controls hardness. Expressions were obtained that relate the heat supplied with the different characteristics determined in this work.

Keywords: Lean Duplex Stainless Steel, Heat Input, Microstructural Balance, Microhardness, Localized Corrosion Resistance.

1. Introducción

La familia de los aceros inoxidable dúplex está conformada por los: “Lean Dúplex Stainless Steel” (LDSS 21%Cr y bajos contenidos de Mo y Ni), “Duplex Stainless Steel” (DSS 22%Cr), “Super Duplex Stainless” Steel (SDSS 25%Cr) y “Hyper Duplex Stainless Steel” (HDSS 27%Cr) (Kim, S.-T., et al 2011). La diferencia entre ellos radica en el nivel de aleación y, por supuesto, en el costo. En este sentido, los aceros LDSS y DSS son los aceros más baratos del mercado, dentro de la familia dúplex y, por lo tanto, los más utilizados industrialmente. Estos aceros poseen una microestructura dual constituida por dos fases: ferrita (F: de estructura cúbica centrada en el cuerpo) y austenita (A: de estructura cúbica centrada en las caras) (Esmailzadeh, M., et al. 2013). Gracias a su composición química, enriquecida en Cr, Ni, Mo, Mn y N, solidifican completamente de un modo ferrítico con la posterior transformación parcial en estado sólido de ferrita en austenita (Aguilar-Sierra, S.M., et al. 2015). El equilibrio entre ambas fases (50 % de cada una de ellas) otorga al acero la mejor combinación de resistencia mecánica, resistencia a la corrosión y soldabilidad (Senthilkumar, B. and T. Kannan 2015). Justamente, por dichas propiedades, estos aceros son ampliamente utilizados en aplicaciones asociadas, principalmente, a las industrias del gas y del petróleo (Cheng, X., et al., 2018). En muchos equipos e instalaciones de estas industrias, a la soldadura se la considera como una parte inevitable dentro de las etapas de fabricación de los mismos.

Las propiedades finales de los DSS están estrictamente relacionadas con la composición química, con el equilibrio microestructural de ferrita y austenita y con la presencia de fases secundarias (Cheng, X., et al., 2018). Se ha encontrado que la precipitación de dichas fases, tales como nitruros de cromo (Cr₂N), austenita secundaria (γ_2) y compuestos intermetálicos, como ser fase sigma (σ) y chi (χ) tienen una gran influencia sobre las propiedades y el rendimiento de estos aceros (Zhang, Z., et al. 2016).

Con parámetros de soldadura incorrectos se puede perder el equilibrio entre fases y generar la precipitación de fases secundarias obteniendo una pérdida importante de las propiedades (Zappa, S., et al., 2018). En términos generales, en soldaduras de LDSS y DSS, altas velocidades de enfriamiento, pueden dar como resultado una excesiva cantidad de ferrita y la precipitación de nitruros. Por otro lado, una baja velocidad de enfriamiento puede generar la precipitación de fases intermetálicas (Zappa, S., et al., 2018).

El proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodo no consumible de tungsteno con gas inerte de protección, GTAW por sus iniciales en inglés “Gas Tungsten Arc Welding”, es conocido por ser un proceso económico que otorga gran calidad en el cordón soldado (mayor control de la pileta líquida, baja defectología, etc.), respecto a otros procesos de soldadura por arco eléctrico. Esta esencial característica lo hace apto para las soldaduras de chapas de espesor fino o pasada de raíz, donde se busca una geometría de cordón particular (mayor ancho y penetración) con una equilibrada microestructura de ferrita y austenita, situación particular del mercado industrial en Argentina, fundamentalmente las industrias del gas y del petróleo.

El objetivo de este trabajo es el de estudiar el efecto del calor aportado (generando diferentes velocidades de enfriamiento) en cordones simples GTAW sobre: la geometría de los cordones (ancho y penetración), el equilibrio microestructural de ferrita y austenita, la ausencia o presencia de segundas fases precipitadas y la dureza en chapas de acero LDSS. La intención es buscar los parámetros de soldadura que otorguen la geometría de cordón adecuada, que se pueda emplear en soldaduras de chapas finas y de pasada de raíz, con una microestructura balaceada.

2. Materiales y Métodos

2.1. Soldadura

Se soldaron 5 cupones de soldadura de cordones simples sobre chapas LDSS (bead on plate) mediante el proceso de soldadura GTAW, utilizando un electrodo de tungsteno aleado con lantano de 2,4 mm de diámetro y Argón como gas de protección con un caudal de 12 L/min. La distancia entre la punta del electrodo y la pieza en todos los casos fue de 10 mm. Las dimensiones de las chapas empleadas fueron de 120 x 50 x 6,5 mm (largo x ancho x espesor).

La Tabla 1 muestra la composición química de la chapa LDSS, determinada mediante espectrometría de emisión óptica. El contenido de C y N fue determinado por espectrometría de emisión atómica. Además, se presentan los contenidos de austenita y los valores de dureza de las chapas utilizadas.

Tabla 1- Caracterización de las chapas base

Chapa	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	C	N	PREN	Austenita	Dureza
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]		[%]	[HV1]
LDSS	22,6	1,6	0,2	5,2	0,8	0,025	0,260	25,8	56	303

En la Tabla 1 anterior, se puede observar la disminución de los contenidos de Ni y Mo y el aumento del Mn y N, asociados a la composición química particular de los LDSS (Junior, R.C., et al., 2018). La microestructura estuvo equilibrada con un 56 % de austenita. Los valores de dureza son consistentes con el nivel de aleación. La Tabla 2 muestra los parámetros de soldadura utilizados.

Tabla 2- Parámetros de soldadura

Muestra	Tensión	Corriente	Velocidad de soldadura	Calor aportado
	[V]	[A]	[mm/segundos]	[kJ/mm]
LO,3	15,5	150	6,8	0,3
LO,8	15,1	150	3,0	0,8
L1,1	15,5	150	2,1	1,1

L1,4	15,5	150	1,7	1,4
L1,9	15,0	150	1,2	1,9

Como se observa en la Tabla 2 se mantuvieron constante los parámetros eléctricos de tensión y de corriente y se varió la velocidad de soldadura con el fin de obtener distintos calores aportados (de 0,3 a 1,9 kJ/mm). Dichas variaciones de velocidad, fueron logradas mediante un sistema mecánico para garantizar una constante velocidad de soldadura. La Figura 1 muestra imágenes del proceso de soldadura GTAW y del equipo utilizado para mecanizar la soldadura y mantener constante la velocidad de avance.

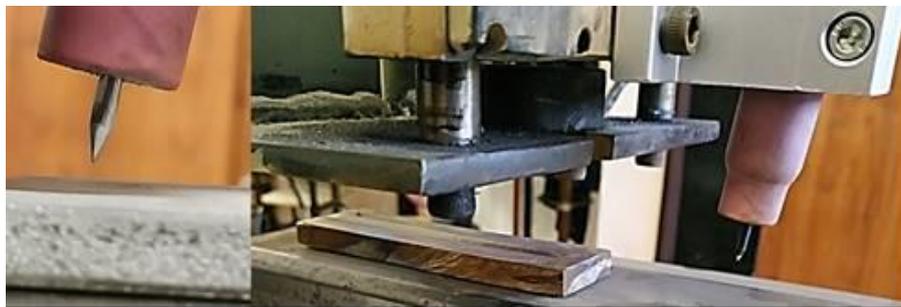


Figura 1- Equipos utilizados para realizar las soldaduras

Sobre dichos cupones y con el fin de realizar la caracterización macroestructural, se realizaron cortes transversales y longitudinales de 10 mm que fueron incluidos en baquelita. Las superficies de dichas inclusiones fueron preparadas mediante un desbaste, con papeles de carburo de silicio (de granulometría 120 a 1500), un pulido sobre con pasta de diamante de 6 y 3 micrones y atacadas químicamente con reactivo Beraha (1 gr $K_2S_2O_5$ + 20 mL HCl + 80 mL H_2O), la cual tiñe de manera preferencial las diferentes fases (oscuro la ferrita y claro la austenita), durante 10 segundos. Con el empleo de lupa reglada y software de análisis de imágenes se determinó la geometría del cordón (ancho, penetración y área del metal de soldadura). La caracterización microestructural fue realizada mediante microscopías óptica y electrónica de barrido. Además, se cuantificó la microestructura del metal de soldadura mediante metalografía color a 400 X en 10 imágenes por cupón utilizando el software Image J (programa de procesamiento de imagen digital de dominio público). Se realizaron 15 mediciones de microdureza Vickers con 1 kg de carga, reportando los valores promedio.

3. Resultados y Discusión

La Figura 2 muestra la macrografía del cupón L0,3.

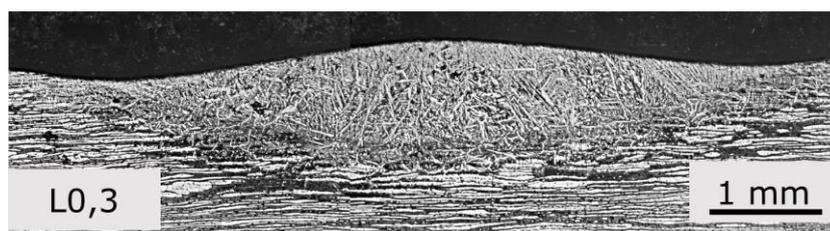


Figura 2- Macrografía del cupón LO,3

En la Figura 2, se puede observar las zonas características que constituyen un cupón de soldadura:

- a) el metal base (MB): caracterizado por ferrita y austenita, en contenidos aproximadamente iguales, pero con la particularidad de que las fases están deformadas y alineadas en la dirección de laminación de la chapa;
- b) la zona afectada por el calor (ZAC): caracterizada por un alto contenido de ferrita con un muy bajo contenido de austenita en borde de grano, donde nuclea el grano columnar del metal de soldadura;
- c) el metal de soldadura (MS): caracterizado por una microestructura dual de ferrita y austenita de diferentes morfologías.

La Figura 3 muestra los resultados de las mediciones del ancho, la penetración y el área del metal de soldadura determinados en el corte transversal.

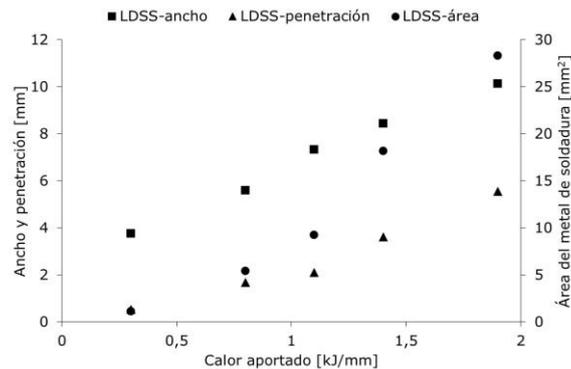


Figura 3- Ancho, penetración y área del metal de soldadura

Se puede observar que el ancho, la penetración y el área del metal de soldadura aumentan al aumentar el calor aportado, tal como era de esperar. Esto está asociado a que al aumentar el calor aportado la cantidad de energía por unidad de longitud soldada aumenta, incrementando la zona fundida (Zappa, S., et al., 2018). En las ecuaciones de 1 a 3 se puede observar las expresiones que relacionan el ancho, la penetración y el área del metal de soldadura del cordón para cada condición. Se puede observar un buen ajuste de dichas expresiones:

- LDSS: ancho = $4,07 \times \text{calor aportado} + 2,56$ ($R^2 = 0,99$) Ecuación 1
- LDSS: penetración = $3,14 \times \text{calor aportado} - 0,77$ ($R^2 = 0,95$) Ecuación 2
- LDSS: área = $17,50 \times \text{calor aportado} - 6,82$ ($R^2 = 0,94$) Ecuación 3

La Figura 4 muestra imágenes de microscopía óptica de la superficie de algunos de los cupones soldados. En dichas imágenes, se pueden distinguir dos fases, una clara y una oscura. La fase clara corresponde a la austenita, mientras que la fase oscura corresponde a la ferrita.

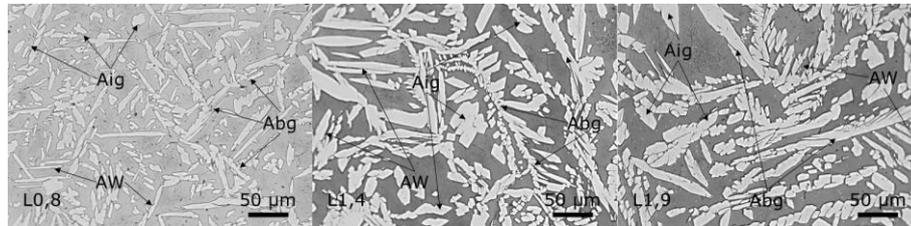


Figura 4- Microscopía óptica

En términos generales para ambas chapas, al aumentar el calor aportado se pudo observar que el contenido de austenita aumentó, evidenciado por el mayor contenido y tamaño de la fase clara. Esto, está asociado a que el aumentar el calor aportado, la pila líquida permanece más tiempo caliente, la velocidad de enfriamiento es menor, el tiempo de transformación de F en A es mayor, obteniendo un mayor contenido de A en la microestructura a temperatura ambiente (Rahmani, M., 2014). En este sentido, al aumentar el calor aportado el contenido de austenita crece en cantidad y tamaño. Por otro lado, el tamaño de grano ferrítico, sobre el cual nuclea y crece la primera austenita en formarse (la austenita en borde de grano), también crece. En este sentido, el tamaño de los granos aumento al aumentar el calor aportado, de 40 a 100 micrones aproximadamente. Además, se observan diferentes morfologías de austenita, asociado a los diferentes estadios de transformación de ferrita en austenita durante el enfriamiento. La composición química estos materiales (LDSS), genera un modo de solidificación predominantemente ferrítico. Por lo tanto, inicialmente, solamente existe un borde de grano de F/F. Dado la reducción del área del borde de grano y la energía del mismo, en dichos sitios, se favorece la nucleación de una segunda fase durante el enfriamiento en estado sólido (Eghlimi, A., 2013). En esta instancia, comienza la descomposición de la F sobresaturada en elementos de aleación, a relativamente alta temperatura (que permite la difusión), formando A en borde de grano (Abg), la cual crece a medida que avanza la transformación de F en Abg durante el enfriamiento (Eghlimi, A., 2013). La temperatura de precipitación de Abg esta reportada entre los 1350 y 800 °C (Chen, L., 2012). Luego, si el tiempo lo permite nuclea y crece (dentro del grano ferrítico), la austenita Widmanstätten (Aw) desde el borde de grano de F/F o A/F. El rango de temperaturas en el cual se forma la Aw está entre los 800 a 600 °C. Debido a que la Aw se forma a menores temperaturas (menor difusión) y luego del consumo de varios de los elementos de aleación, por la precipitación de la Abg, la Aw contiene menores contenidos de elementos que la Abg (Eghlimi, A., 2014). Adicionalmente, puede formarse austenita intragranular (Aig) dentro de los granos de F. Dicha precipitación necesita un mayor sobre enfriamiento, como fuerza impulsora, comparado con la Abg y la Aw. Además, dado que la difusión en borde de grano ocurre mucho más rápidamente que dentro del grano, el crecimiento de la Aig es limitado, comparado con la Abg y la Aw (Eghlimi, A., 2014). Dichas morfologías de austenita fueron identificadas en los cupones soldados.

La Figura 5 muestra una imagen de microscopía electrónica de barrido de un corte transversal del cupón L0,3. En la misma, se puede observar las diferentes zonas, como ser: el MS, la ZAC y el MB. Al igual que con microscopía óptica, el MS está conformado por ferrita y austenita (con diferentes morfologías). La literatura

reporta (Lippold, J.C., 2005) que la ZAC adyacente a la línea de fusión experimenta un recalentamiento que se describe en tres etapas:

- 1) el material es calentado a muy alta temperatura (sin alcanzar la de fusión). A esta temperatura, la austenita comienza a transformarse en ferrita hasta que, eventualmente, la estructura es completamente ferrítica. En esta instancia, la mayoría de los posibles precipitados (carburos, nitruros, etc.) comienza a disolverse.
- 2) una vez alcanzada la temperatura pico ocurre el crecimiento de grano de la ferrita, ya que no hay segundas fases o precipitados que lo inhiban.
- 3) durante el enfriamiento, la austenita nuclea y crece, mientras que los precipitados se reforman.

Rápido enfriamiento, como los experimentados en la ZAC causa la sobresaturación de nitrógeno de la ferrita y conduce a la formación de nitruros. Dichos nitruros nuclean preferencialmente en líneas de dislocaciones y se acumulan principalmente en el centro de los granos de ferrita y raramente cerca del borde de grano (Perren, R.A., et al., 2001). En dicha ZAC, la transformación de ferrita a austenita es dependiente de la composición química y de la velocidad de enfriamiento. Con una alta velocidad de enfriamiento, no hay tiempo suficiente para la transformación de ferrita en austenita, dando como resultado un alto contenido de ferrita en la ZAC. En estas condiciones de enfriamiento, la precipitación de nitruros es más pronunciada (Lippold, J.C., 2005). La cantidad de austenita secundaria intragranular generada en la ZAC fue muy poca, ya que no hubo tiempo suficiente durante el enfriamiento.

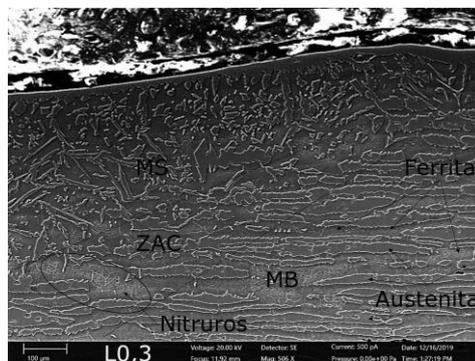


Figura 5- Microscopía electrónica

La Figura 6 muestra una gráfica donde se puede apreciar la evolución del contenido de austenita y la dureza al aumentar el calor aportado en los diferentes cupones.

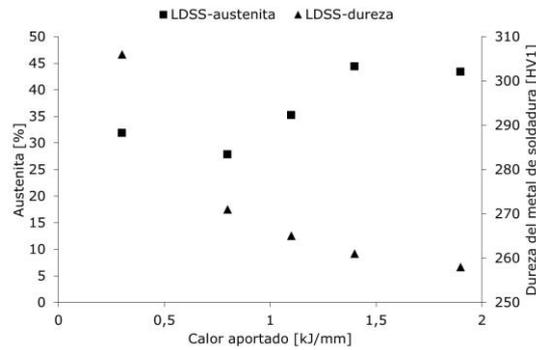


Figura 6- Austenita y dureza del metal de soldadura

La fusión local lograda por la soldadura generó cambios en la microestructura. De acuerdo a lo reportado por la literatura (Zappa, S., et al., 2017), el equilibrio microestructural de ferrita y austenita en metal de soldadura está controlado la velocidad de enfriamiento. Si la velocidad de enfriamiento es alta, el tiempo de transformación de ferrita en austenita es poco y se obtiene un menor contenido de austenita en el metal de soldadura. Por el contrario, si la velocidad de enfriamiento es baja, el tiempo de transformación de austenita en ferrita es mucho y se obtiene un mayor contenido de austenita en el metal de soldadura. Al aumentar el calor aportado, la velocidad de enfriamiento disminuye y la austenita precipitada crece (en longitud y en ancho) mediante un mecanismo controlado por la difusión de elementos (N, C y Ni) (Chen, L., 2012). Dichas mediciones son consistentes con lo observado experimentalmente mediante las técnicas de microscopías.

Por otro lado, al aumentar el calor aportado los valores de dureza disminuyeron para todas las condiciones. En este sentido, al aumentar el calor aportado se observó un aumento del contenido de austenita y además, el incremento del tamaño de grano en la microestructura. Ambos factores podrían ser los responsables de la disminución de la dureza al aumentar el calor aportado.

Las ecuaciones 4 y 5 muestran la relación entre el calor aportado y el contenido de austenita y dureza:

- LDSS: austenita = $9,70 \times \text{calor aportado} + 25,87$ ($R^2 = 0,66$) Ecuación 4
- LDSS: dureza = $-28,35 \times \text{calor aportado} + 303,39$ ($R^2 = 0,77$) Ecuación 5

4. Conclusiones

El aumento del calor aportado, en soldaduras de cordones simples (bead on plate) sobre chapas lean dúplex y dúplex, generó un aumento del ancho, la penetración y el área del metal de soldadura. Además, se observó un aumento del contenido y del tamaño de la austenita a temperatura ambiente. El contenido de austenita de los cupones L, fue mayor que el de los cupones D, asociado al alto contenido de Cr y Mo de este último material. El mencionado aumento de del contenido de austenita generó una la disminución de la dureza para todas las condiciones analizadas. Los cupones L tuvieron menor dureza respecto a los cupones D, asociado al menor nivel de aleación de dicha chapa.

En argentina, la industria del gas y del petróleo, entre otras industrias, utilizan chapas LDSS para la elaboración de sus productos y equipos en chapas de poco espesor. El desafío de estas industrias está en encontrar parámetros de soldadura, utilizando el proceso GTAW sin aporte, que generen cordones anchos y de mayor penetración (para garantizar fusión completa del espesor) con una apropiada microestructura (50% de austenita y ferrita y libre de precipitados) para maximizar las propiedades. En este sentido, y de acuerdo a los resultados obtenidos en este trabajo, se podría utilizar un alto calor aportado ya que genera un gran metal de soldadura, un cercano equilibrio microestructural y la mayor resistencia a la corrosión por picado

5. Agradecimientos

Los autores del presente trabajo desean agradecer a CONARCO-ESAB por la provisión del equipo de soldadura semiautomático Aristo Mig 500i. A Mercedes Pianetti del INTI-Mecánica por las imágenes SEM.

6. Referencias

- Kim, S.-T., et al., Effects of solution heat-treatment and nitrogen in shielding gas on the resistance to pitting corrosion of hyper duplex stainless steel welds. *Corrosion Science*, 2011. 53: p. 1939–1947.
- Esmailzadeh, M., et al., Microstructure and mechanical properties of friction stir welded lean duplex stainless steel. *Materials Science & Engineering A*, 2013. 561: p. 486–491.
- Aguilar-Sierra, S.M., C.P.S. Giraldo, and R.E. Aristizábal-Sierra, Transformaciones Microestructurales en Soldaduras Disímiles de Acero Inoxidable Austenítico con Acero Inoxidable Ferrítico. *Soldagem & Inspeção*, 2015. 20(1): p. 59-67.
- Senthilkumar, B. and T. Kannan, Effect of Flux Cored Arc Welding process parameters on bead geometry in super duplex stainless steel claddings. *Measurement*, 2015. Accepted Manuscript.
- Cheng, X., et al., Interaction between austenite-ferrite phases on passive performance of 2205 duplex stainless steel. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018. 34: p. 2140-2148.
- Zhang, Z., et al., Investigation on microstructure evolution and properties of duplex stainless steel joint multi-pass welded by using different methods. *Materials and Design*, 2016. 109: p. 670–685.
- Zappa, S., et al., Corrosion characterization in superduplex stainless steel cladding. *Revista Matéria*, 2018. 23(2): p. 1-11.

- Junior, R.C., et al., Avaliação da Energia de Soldagem e da Adição de Arame Frio nas Características Dimensionais, Químicas e Metalúrgicas do Metal de Solda Obtido por Arco Submerso em Aços Inoxidáveis Lean Duplex UNS S32304. *Soldagem & Inspeção*, 2018. 23(2): p. 264-276.
- Rahmani, M., A. Eghlimi, and M. Shamanian, Evaluation of Microstructure and Mechanical Properties in Dissimilar Austenitic/Super Duplex Stainless Steel Joint. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014.
- Eghlimi, A., M. Shamanian, and K. Raeissi, Dilution and Ferrite Number Prediction in Pulsed Current Cladding of Super-Duplex Stainless Steel Using RSM. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013. 22(12): p. 3657-3664.
- Chen, L., et al., Influence of cooling rate on microstructure evolution and pitting corrosion resistance in the simulated heat-affected zone of 2304 duplex stainless steels. *Corrosion Science*, 2012. 58: p. 168-174.
- Eghlimi, A., M. Shamanian, and K. Raeissi, Effect of current type on microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steel cladding produced by the gas tungsten arc welding process. *Surface & Coatings Technology*, 2014. 244: p. 45-51.
- Lippold, J.C. and D.J. Kotecki, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Wiley-Interscience ed, ed. e. Ed. 2005, USA. 357 p.
- Perren, R.A., et al., Corrosion resistance of super duplex stainless steels in chloride ion containing environments: investigations by means of a new microelectrochemical method II. Influence of precipitates. *Corrosion Science*, 2001. 43: p. 727-745.
- Zappa, S., M. Zalazar, and E. Surian, Efecto de la Composición Química del Metal de Aporte y del Calor Aportado Sobre la Microestructura y las Propiedades Mecánicas de Juntas Soldadas de Aceros Inoxidables Dúplex. *Soldagem & Inspeção*, 2017. 22(2): p. 116-128.