

SOLDADURA DISIMIL ENTRE UN ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO Y LEAN ÚPLEX

DISSIMILAR WELDING BETWEEN AUSTENITIC AND A LEAN UPLEX STAINLESS STEEL

Martínez J^{1,2}, Zappa S^{1,3}, Gonzales G⁴, Zalazar M⁴, Svoboda H^{3,5}

¹ Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Buenos Aires, Argentina

² Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Buenos Aires, Argentina

³ Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, CABA, Argentina

⁴ Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional del Comahue, Neuquén, Argentina

⁵ Facultad de Ingeniería de la Universidad de Buenos Aires, CABA, Argentina

Recibido 09/06/2021; Aceptado: 10/07/2021

Resumen: En los últimos años, la ciencia de los materiales ha trabajado arduamente con el fin de desarrollar materiales con composiciones químicas, microestructuras y propiedades específicas. Por cuestiones de optimización en la selección de los mismos, hoy en día, la industria se encuentra con el desafío de lograr soldaduras sanas entre materiales diferentes. A dichas soldaduras se las conoce como soldadura disímil. El objetivo de este trabajo es el de estudiar la evolución microestructural y el comportamiento mecánico de soldaduras disímiles entre chapas de aceros inoxidables austeníticos y lean dúplex. Para tal fin, se soldó un cupón de soldadura donde se realizó una caracterización química, microestructural, barridos de dureza y se determinaron las propiedades en tracción. Los resultados mecánicos obtenidos muestran una importante disminución de la dureza en la zona afectada por el calor del acero austenítico, zona preferencial de rotura en las probetas de tracción.

Palabras-clave: Doble Arco Pulsado; Soldadura Disímil; Caracterización Metalúrgica; Caracterización Mecánica.

Abstract: In recent years, materials science has worked hard to develop materials with specific chemical compositions, microstructures, and properties. Due to optimization issues in their selection, today, the industry is challenged to achieve sound welds between dissimilar materials. These welds are known as dissimilar welds. The objective of this work is to study the microstructural evolution and the mechanical behavior of dissimilar welds between austenitic and lean duplex stainless steel. For this purpose, a coupon was welded where a chemical and microstructural characterization was carried out, hardness scans and the tensile properties were determined. The mechanical results obtained show a decrease in hardness in the heat affected zone of austenitic steel, a preferential breaking zone in tensile tests.

Keywords: Pulsed Arc; Dissimilar Welding; Metallurgical Characterization; Mechanical Characterization.

1. Introducción

Los aceros inoxidable austeníticos (ASS) poseen una mayor resistencia a la corrosión localizada y generalizada que los aceros inoxidable ferríticos (FSS) y martensíticos (MSS), gracias a su nivel de aleación [1]. Debido a estas características son ampliamente utilizados en las industrias alimenticia, química, petroquímica, etc. Sin embargo, presentan problemas de fisuración en caliente y de corrosión bajo tensiones [2]. Por otro lado, los aceros inoxidable dúplex (DSS) se caracterizan por tener una microestructura dual de ferrita y austenita, cuya relación entre ambas fases debe ser cercana a 1. Poseen una interesante combinación de buenas propiedades de tracción, tenacidad y resistencia a la corrosión. Dichas propiedades dependen de la composición química y de la relación entre las fases mencionadas anteriormente. El desarrollo de los DSS ha seguido dos caminos: 1) la mejora de las propiedades a través del aumento de elementos de aleación como el Cr, Mo y N, llamados aceros inoxidable súper e hiper Dúplex (SDSS e HDSS); 2) la disminución de Mo y Ni, balanceando la composición química con agregados de N y Mn, que conducen al desarrollo los aceros inoxidable lean dúplex (LDSS). En particular, estos últimos aceros fueron desarrollados para competir en muchas aplicaciones con los ASS, donde se requiere alta resistencia mecánica y una buena resistencia a la corrosión localizada [3, 4].

Dicho desarrollo y disponibilidad de nuevos materiales, y en la búsqueda de optimizar la correcta selección de mismos, en este último tiempo se ha vuelto relevante el concepto de soldadura disimil, por cuestiones económicas [5]. La soldadura disimil está asociada a la soldadura entre aceros diferentes [6, 7]. En este sentido, la soldadura de aceros diferentes, es más desafiante que la de aceros similares, por las diferencias en las características físicas y químicas de los materiales a soldar, lo cual genera zonas con distintas composiciones químicas, microestructuras, tensiones residuales, etc. Esta heterogeneidad de condiciones se ve agravada por la incorrecta selección de los parámetros de soldadura y/o materiales de aporte [8, 9].

La unión por soldadura de aceros inoxidable, generalmente se realiza mediante el proceso de soldadura por arco eléctrico, con electrodo no consumible de tungsteno y material de aporte en forma manual, conocido como GTAW. Dicho proceso de soldadura es caracterizado por su elevada calidad y baja productividad (con material de aporte en forma manual). Una forma de aumentar la productividad, sin perder calidad, es mediante el empleo del proceso de soldadura semiautomático con alambre macizo y gas de protección conocido como GTAW. Fuentes modernas de éste proceso permiten el control preciso de la corriente dando lugar a procesos con arcos pulsado o doblemente pulsado, GMAW-P y GMAW-PP, respectivamente. En GMAW-P, la corriente de soldadura es alternada entre valores de corrientes: base y pico. Durante el tiempo en corriente base, el calor generado no es suficiente para fundir el metal base, pero es suficiente para mantener el arco estable. Durante el tiempo en corriente pico, el calor generado es capaz de fundir una pequeña región del metal base [10]. En GMAW-PP se pueden controlar los valores de la corriente de soldadura para obtener dos ciclos, el ciclo primario y el secundario. El objetivo de este doble pulso es el control más preciso de la transferencia metálica con valores de corriente promedio más bajos y, en consecuencia, un menor calor aportado. Dicho menor calor aportado, genera un menor daño microestructural, comparado con métodos de transferencia convencional (GMAW). Además, el

empleo de estos modos de soldadura genera varias ventajas: el refinamiento de grano, menores tensiones residuales, baja distorsión y un arco eléctrico estable [10]. La Figura 1 muestra el aspecto teórico de la corriente de soldadura para ambos modos. En dicha imagen, se puede observar a modo de ejemplo, la evolución de la corriente en función al tiempo para el modo pulsado (GMAW-P) y doble pulsado (GMAW-PP).

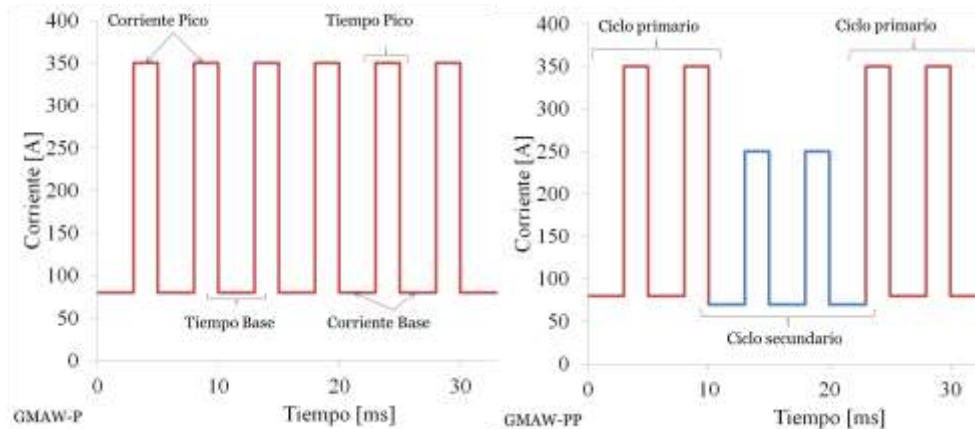


Figura 1 – Evolución de la corriente: GMAW-P y GMAW-PP

Para este tipo de procesos de soldadura, el cálculo del calor aportado se realiza mediante (1), (2), (3) y (4) [11]:

$$P = \frac{1}{f} \quad (1)$$

$$Tb = P - Tp \quad (2)$$

$$Cm = \frac{(Cb \times Tb) + (Cp \times Tp)}{Tb + Tp} \quad (3)$$

$$Ca = \frac{T \times Cm}{Vs} \quad (4)$$

Siendo:

P : período [s]; f : frecuencia [Hz]; Tb : tiempo base [ms]; Tp : tiempo pico [ms];
 Cm : corriente media [A]; Cb : corriente base [A]; Cp : corriente pico [A]; Ca : calor
 aportado [kJ/mm]; T : tensión [V]; Vs : velocidad de soldadura [mm/s]

En la literatura, es escasa la información disponible respecto a soldaduras disímiles (entre ASS y LDSS) empleando procesos de soldadura de doble arco pulsado - GMAW-PP. El objetivo de este trabajo es el de caracterizar metalúrgica y mecánicamente soldaduras disímiles entre aceros de ASS y LDSS mediante el uso del proceso GMAW-PP con protección gaseosa inerte de argón.

2. Procedimiento Experimental

2.1. Materiales y consumibles

Para confeccionar el cupón de soldadura, se utilizaron chapas de aceros inoxidable ASS y LDSS de 6,5 mm de espesor. El material de aporte, fue un alambre macizo de 1,2 mm de diámetro que responde a la norma SFA/AWS A5.9 ER2209 [12]. La Tabla 1 muestra la composición química y las propiedades mecánicas de las chapas, determinadas experimentalmente. El contenido de C y N fue determinado mediante espectrometría de emisión atómica, mientras que el resto de los elementos por espectrometría de emisión óptica. Además, se muestra la composición química y las propiedades mecánicas del consumible reportada por el fabricante [12].

Tabla 1 – Composición química y propiedades mecánicas de los materiales empleados

Material	C [%]	N [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	Mn [%]	Tr [MPa]	E [%]	D [HV1]
ASS	0,04	0,04	17,7	7,8	0,3	1,6	677	38,8	258
LDSS	0,03	0,26	21,3	1,9	0,2	,43	766	24,3	248
ER2209	0,01	0,17	22,7	8,5	3,2	1,5	785	31,0	265

Siendo Tr: tensión de rotura; E: elongación; D: dureza

La Figura 2 muestra imágenes de la microestructura de los diferentes materiales base (ASS y LDSS). En dicha Figura se puede observar las microestructuras características para cada uno de los materiales utilizados. En este sentido, para el ASS se observa granos equiaxiales de austenita revenida con un tamaño entre los 10 y 30 micrones, aproximadamente. Para el LDSS se observa una matriz oscura de ferrita (54%) y una fase clara de austenita (46%), deformada en la dirección de laminación.

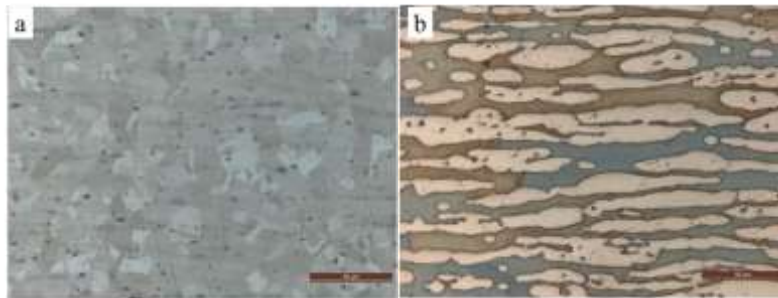


Figura 2 – Microestructura a: ASS; b: LDSS

2.2. Soldadura

Se soldó un cupón de soldadura disímil mediante el proceso semiautomático con doble arcopulsado – GMAW-PP. El gas de protección fue de argón con un caudal

de 16 L/min, mientras que la distancia entre el pico de contacto y la pieza fue de 15 mm. La temperatura mínima de precalentamiento fue de 25 °C, mientras que la temperatura máxima de entre pasadas fue de 100 °C. Para garantizar una velocidad de soldadura constante a 5 mm/s, se empleó un sistema mecánico donde se ubica la torcha. La Figura 3 muestra imágenes del equipo, el diseño de junta, el sistema de mecánico de avance y un cupón soldado.



Figura 3 – a: equipo; b: diseño de junta; c: sistema mecánico

En la Tabla 2 se presentan los valores correspondientes al ciclo primario y secundario que definen los parámetros del doble pulso utilizados para todos los cupones. Dichos parámetros fueron seleccionados para garantizar un arco eléctrico estable y definidos en pruebas preliminares realizadas por los autores [13, 14]. Posterior a las soldaduras se realizaron ensayos de inspección visual, gammagrafía industrial y ultrasonido para evidenciar la calidad de las mismas.

Tabla 2 – Composición química y propiedades mecánicas de los materiales empleados

GMAW-PP	T	VH	CP	TP	F	CB	TB	CA
	[V]	[m/min]	[A]	[ms]	[Hz]	[A]	[ms]	[kJ/mm]
Ciclo primario	32	6	350	2	250	80	0,1	1,3
Ciclo secundario	27	4	250	2	170	50	0,3	1,5

Siendo: T: Tensión; VH: Velocidad de Hilo; CP: Corriente Pico; TP: Tiempo Pico; F: Frecuencia; CB: Corriente Base; TB: Tiempo Base; CA: Calor aportado

2.3. Caracterización macro y microestructural

Sobre los cupones soldados se realizaron cortes transversales de 10 mm de espesor para la caracterización macro y microestructural. Sobre dichos cortes, se prepararon las superficies mediante desbaste, con papeles abrasivos, y pulido, con pasta de diamante de 1 micrón. Posteriormente, se reveló la microestructura con el empleo del reactivo Beraha (1 gr K₂S₂O₅ + 20 mL HCl + 80 mL H₂O) durante 10 segundos, aproximadamente.

La caracterización macroestructural fue realizada con lupa, mientras que la microestructural se realizó mediante microscopías óptica y electrónica de barrido (con detectores de electrones secundarios SE, de electrones retrodispersados BSE y

espectroscopia dispersiva de energía de rayos EDS). Para predecir la microestructura, en el metal de soldadura, teniendo en cuenta la composición química y el porcentaje de dilución se utilizó el diagrama Schaeffly y el WRC 1992, como lo indica la literatura [15, 16] para este tipo de soldaduras y materiales. Además, mediante el empleo de metalografía color y procesamiento digital de imágenes, se determinó el contenido de ferrita en diferentes zonas de la junta soldada, correspondientes a las zonas I a la IX de la Figura 4 en imágenes a 500X, ponderando el porcentaje de fases oscuras (ferrita) respecto de las claras (austenita) [17].

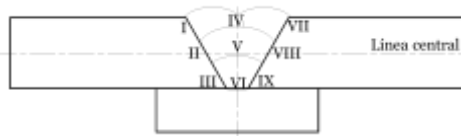


Figura 4 – Zonas de medición de ferrita mediante metalografía color

2.4. Caracterización mecánica

Para la caracterización mecánica se realizaron barridos de dureza Vickers con 1 kg de carga cada 0,5 mm, sobre la línea central del cupón atravesando las diferentes zonas del mismo (metales bases, zonas afectadas por el calor y metales de soldadura). Además, se mecanizaron y ensayaron, a temperatura ambiente, tres probetas de tracción con dimensiones de acuerdo a la Figura 5, ASTM E8 [18]. La particularidad de las probetas de tracción, es que la longitud calibrada se ubica en el metal de soldadura.

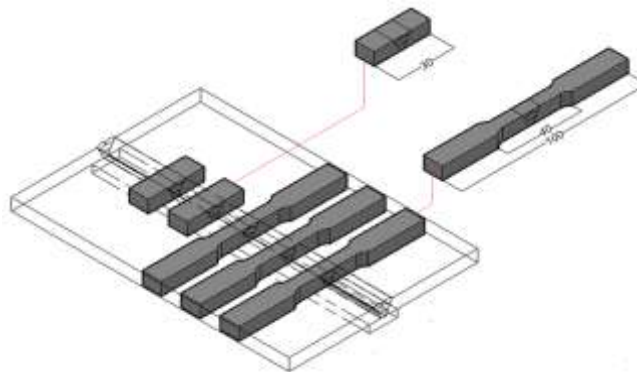


Figura 5 – Probetas para metalografía y ensayos mecánicos

3. Resultados y discusión

3.1. Caracterización metalúrgica

Los ensayos de inspección visual, radiografía industrial y ultrasonido fueron satisfactorios, encontrándose un bajo nivel de indicaciones. La Figura 6, muestra las macrografías del cupón soldado. En dicha imagen se puede observar los

materiales base, las zonas afectadas por el calor y el metal de soldadura (combinación de materiales base fundido con el material de aporte).



Figura 6 – Macrografía

La Figura 7 muestra imágenes de microscopía óptica. En dicha imagen, se puede observar parte del metal base, la zona afectada por el calor del mismo y el metal de soldadura de cada cupón.



Figura 7 – Microscopía óptica

3.2. Metal de soldadura

El metal de soldadura estuvo constituido por una matriz ferrítica con austenita de diferentes morfologías. Durante el enfriamiento de éstos aceros, la Austenita en Borde de Grano (ABG) comienza a nuclear en la interfaz de los granos ferríticos, para posteriormente nuclear y crecer la Austenita Widmanstätten (AW) hacia el interior de los granos. Además de ambas morfologías de austenita, si hay tiempo suficiente para una mayor difusión, puede nuclear y crecer dentro de los granos de ferrita la Austenita Intra Granular (AIG). Como la ABG y la AW necesitan un menor subenfriamiento, respecto a la austenita AIG, tienen más tiempo para crecer y, por lo tanto, comprenden la mayor parte del contenido final de austenita [16]. En este sentido, en la zona recalentada de alta temperatura, donde se genera una ferritización parcial, permanecen algunos granos austeníticos. Estos granos austeníticos se denominan generalmente Austenita Parcialmente Transformada (APT), porque el calentamiento hace que sus elementos de aleación se difundan y, por lo tanto, cambien parcialmente su forma inicial [19]. En este trabajo se identificaron las diferentes morfologías de austenita, mencionadas anteriormente, características de los procesos de soldadura por fusión [20]. Además, en zonas recristalizadas entre cordones, se pudo observar la presencia de austenita secundaria dentro de los granos de ferrita.

Los diagramas constitucionales se utilizan para predecir la microestructura del metal de soldadura conociendo la composición química de los materiales base, del material de aporte y la dilución en el metal de soldadura [21]. La Figura 8 muestra el diagrama Schaeffler y el WRC-1992. En la misma se han ubicado, de acuerdo a la composición química particular, los materiales base (ASS y LDSS) y el material de

aporte (ER2209), todas ellas con cruces de colores. Como la junta en V es simétrica, se considera igual contribución de ambas chapas al metal de soldadura. Dicha contribución está representada por la cruz gris. Finalmente, considerando un 50 % de dilución de los materiales base en el metal de aporte, se puede predecir la microestructura del cupón disímil soldado. De acuerdo a la Figura 8.a el metal de soldadura, está formado por un bajo contenido de ferrita (alrededor de un 40 %). Por otro lado, de acuerdo a la Figura 8.b la microestructura del metal de soldadura sería de 35 % de ferrita, similar a lo observado en el diagrama Schaeffler.

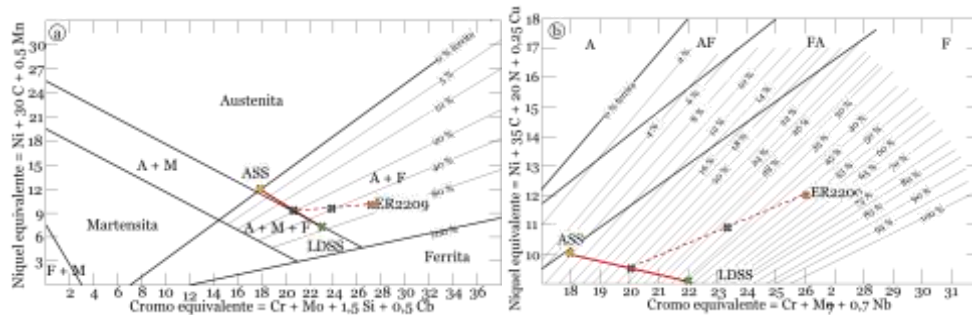


Figura 8 – Diagramas constitucionales. a: Schaeffler; b: WRC-1992

Por otro lado, la composición química tiene una gran influencia sobre el modo de solidificación y la evolución microestructural. En general, para los aceros inoxidable, dependiendo de la relación $Creq/Nieq$ es posible determinar el modo de solidificación de acuerdo a las siguientes relaciones [21]:

Modo A: $L \rightarrow L + A \rightarrow A$ ($Creq/Nieq < 1,25$)

Modo AF: $L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + F \rightarrow A + F$ ($1,25 < Creq/Nieq < 1,48$)

Modo FA: $L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + A \rightarrow F + A$ ($1,48 < Creq/Nieq < 1,95$)

Modo F: $L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$ ($Creq/Nieq > 1,95$)

En este sentido, la relación $Creq/Nieq$ fue mayor a 1,95, indicando que el modo de solidificación fue completamente F.

3.3. Zona afectada por el calor

Generalmente, la microestructura de la zona afectada por el calor es crítica para las propiedades de las juntas soldadas. El ancho de la zona afectada por el calor de las chapas ASS estuvo comprendido entre los 50 y los 70 micrones. De acuerdo a lo observado en la Figura 7, la zona afectada por el calor de la chapa austenítica, presenta un evidente crecimiento de grano cerca de la línea de fusión, tal como lo reporta la literatura [22]. La Figura 9 muestra una imagen de microscopía electrónica de barrido. Además, se presentan los espectros SEM-EDS de las diferentes zonas (metal base, zona afectada por el calor, metal de soldadura). Se puede observar que la zona afectada por el calor de la chapa austenítica está conformada por granos de austenita con ferrita vermicular. La ferrita vermicular, es el resultado de la transformación de austenita a ferrita sufrida en el calentamiento. Se comprueba que es dicha zona por los resultados de composición química determinados por EDS.

En particular, las zonas afectadas por el calor para los aceros inoxidable lean dúplex puede ser dividida en dos regiones: la zona de alta temperatura y la de baja temperatura. Ambas zonas están formadas por una matriz ferrítica con granos de austenita en forma de red. La zona afectada por el calor de alta temperatura corresponde a la zona próxima al metal de soldadura, donde se obtiene una microestructura casi completamente ferrítica en el calentamiento. Durante la soldadura, esta zona se calienta a muy alta temperatura (1350 °C), durante unos pocos segundos, para finalmente enfriar a temperatura ambiente. En esta instancia, casi toda la austenita se transforma en ferrita. Las altas velocidades de enfriamiento, característicos de la soldadura, no da tiempo para la transformación de ferrita en austenita. Sin embargo, pueden ocurrir transformaciones de bajas temperaturas, como la formación de nitruros de Cr [16]. Por otro lado, el ciclo térmico experimentado en la zona afectada por el calor alejado de la zona de fusión es insuficiente para alterar sustancialmente el equilibrio entre ferrita y austenita, pero es lo suficientemente alto como para generar la precipitación de fases intermetálicas si el tiempo lo permite [16]. Además, en soldaduras multipasadas, precipita la austenita secundaria [23]. En este sentido, en la zona afectada por el calor de los aceros inoxidable lean dúplex ocurren tres fenómenos: 1) transformación de austenita en ferrita, 2) crecimiento de grano de la ferrita, durante el calentamiento y 3) transformación de ferrita en austenita en el enfriamiento. El ancho de la zona afectada por el calor de la chapa LDSS estuvo en el orden de los 70 a 100 micrones. Además, el contenido de ferrita en esta zona fue significativamente mayor que el observado en los metales base y de soldadura.

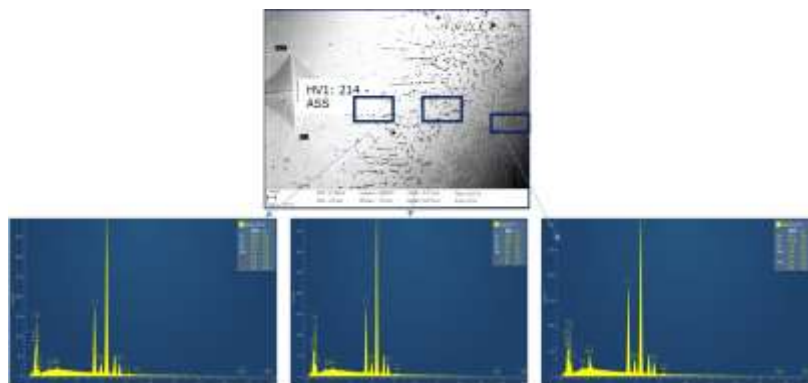


Figura 9 – Zona afectada por el calor de la chapa ASS

3.4. Cuantificación de ferrita

La Tabla 3 presenta los valores de ferrita determinados mediante metalografía color y software de análisis de imágenes. En dicha tabla se puede observar que el contenido de ferrita de la zona afectada por el calor de la chapa austenítica, de la chapa lean dúplex y del metal de soldadura fue de 27,8, 49,1 y 60,9 %, respectivamente. Estas mediciones están en concordancia con lo observado mediante microscopía óptica.

Tabla 3 – Cuantificación de ferrita en las diferentes zonas

Zona	I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII	IX
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
Contenido de ferrita	31,5	29,3	22,7	49,7	40,8	56,9	60,6	64,0	68,3
Promedio	27,8		49,1			60,9			

3.4. Caracterización mecánica

La dureza promedio de las chapas ASS, LDSS fue de 258, 248 HV₁, respectivamente. La Figura 10 muestra las gráficas de los barridos de dureza obtenidos.

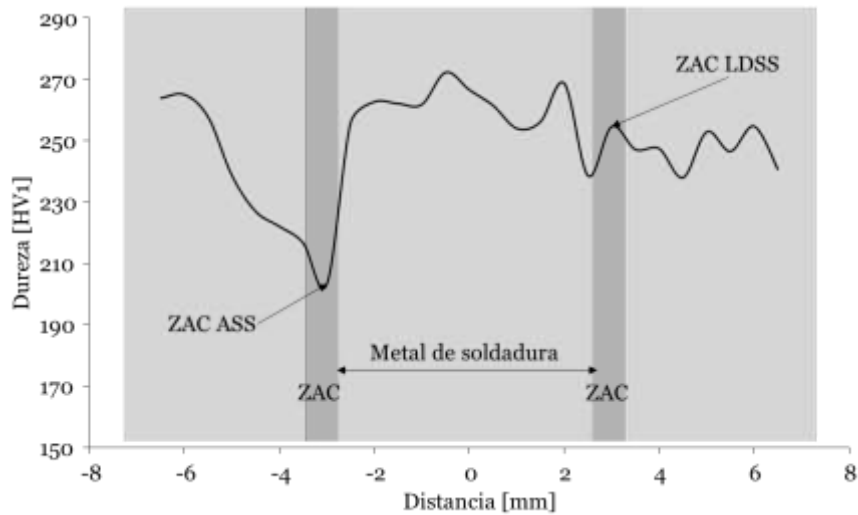


Figura 10 – Barrido de dureza sobre el cupón

En la misma se puede observar una evidente disminución de la dureza en la zona afectada por el calor de la chapa de aceros inoxidable austenítico. Esta disminución está asociado al aumento del tamaño de grano en esta región de 20 a 30 micrones, aproximadamente. [16]. Por otro lado, las durezas de la zona afectada por el calor de la chapa lean dúplex aumento. Dicho aumento está asociado al mayor contenido de ferrita en estas zonas, como lo reporta la literatura [24]. La dureza promedio del metal de soldadura fue de 260. Dichos valores están en concordancia con las durezas de las respectivas chapas y consumibles que conforman el metal de soldadura.

La resistencia a la tracción fue de 722 MPa. La superficie de fractura fue dúctil y se ubicó en zona afectada por el calor de la chapa ASS. La Figura 11 muestra la curva de tracción correspondiente.

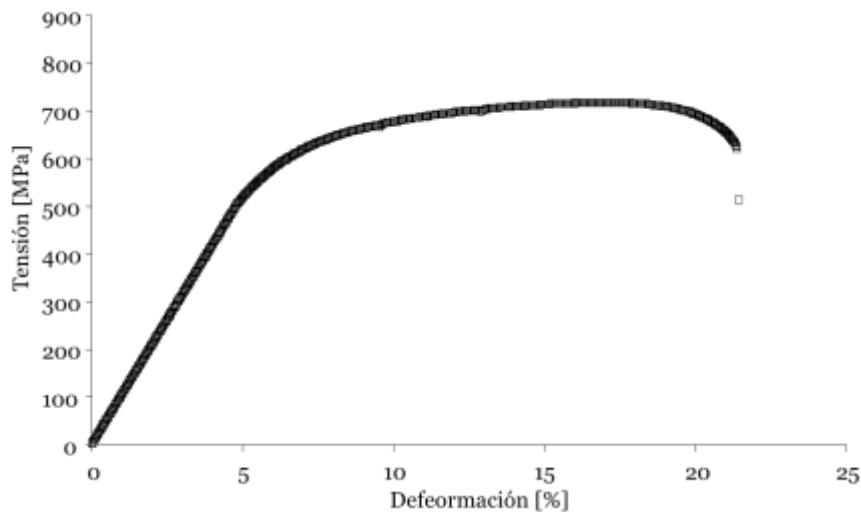


Figura 11 – Curva de tracción

4. Conclusiones

Teniendo en cuenta los resultados experimentales, de la caracterización microestructural y mecánica, de la soldadura disímil, con doble arco pulsado, entre un acero inoxidable austenítico y lean dúplex se llegó a las siguientes conclusiones:

- 1) Zona afectada por el calor de la chapa ASS: Se observó un crecimiento de grano y la precipitación de ferrita vermicular. Dicho crecimiento de grano generó una disminución de la dureza y la zona preferencial de rotura en los ensayos de tracción.
- 2) Zona afectada por el calor de la chapa LDSS: Se observó un gran contenido de ferrita con islas de austenita parcialmente transformada. La dureza en esta zona fue levemente mayor a lo determinado sobre las chapas.
- 3) Metal de soldadura: Estuvo conformado por ferrita y austenita en sus diferentes morfologías: en borde de grano, Widmanstätten e intra-granular. En zona recristalizada entre cordones se pudo observar islas de austenita secundaria. Los valores de dureza y de resistencia a la tracción, en esta zona fueron superiores a los determinados sobre las chapas.

Mediante las técnicas de caracterización empleadas, no se observaron fases perniciosas. La elección de los parámetros del doble arco pulsado, GMAW-PP, del consumible y del gas de protección fue la adecuada.

5. Agradecimientos

Los autores desean agradecer a ESAB-CONARCO Argentina por la donación del equipo Mig U5000i con el control Aristo U8 y los consumibles de soldadura. A la FI-UNCo (PROIN 04_0219) y a la FI-UNLZ por el soporte financiero.

6. Referencias bibliográficas

- [1] S. M. Aguilar-Sierra, C. P. S. Giraldo, and R. E. Aristizábal-Sierra, "Transformaciones Microestructurales en Soldaduras Disímiles de Acero Inoxidable Austenítico con Acero Inoxidable Ferrítico," *Soldagem & Inspeção*, vol. 20, pp. 59-67, 2015.
- [2] J. C. Lippold and D. J. Kotecki, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*, Wiley-Interscience ed. USA, 2005.
- [3] J. M. Parda, G. C. d. Souza, S. S. M. Tavares, M. d. P. C. Fonseca, M. L. R. Ferreira, L. M. Martins, et al., "Caracterização e Avaliação da Resistência à Corrosão na Soldagem de Tubulação de Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 pelo Processo a Arco Submerso," *Soldagem & Inspeção*, vol. 16, pp. 310-321, 2011.
- [4] J. Verma, R. V. Taiwade, R. Katariaa, and A. Kumar, "Welding and electrochemical behavior of ferritic AISI 430 and austenoferritic UNS 32205 dissimilar welds," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 34, pp. 292-302, 2018.
- [5] J. Kangazian and M. Shamanian, "Mechanical and microstructural evaluation of SAF 2507 and Incoloy 825 dissimilar welds," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 26, pp. 407-418, 2017.
- [6] J. Kangazian, M. Shamanian, and A. Ashrafi, "Dissimilar welding between SAF 2507 stainless steel and Incoloy 825 Ni-based alloy: The role of microstructure on corrosion behavior of the weld metals," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 29, pp. 376-388, 2017.
- [7] C. R. Corleto and G. R. Argade, "Failure analysis of dissimilar weld in heat exchanger," *Case Studies in Engineering Failure Analysis*, vol. 9, pp. 27-34, 2017.
- [8] A. Eghlimi, 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*, vol. 22, pp. 3657-3664, 2013.
- [9] V. Muthupandi, P. B. Srinivasan, S. K. Seshadri, and S. Sundaresan, "Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds," *Materials Science and Engineering A*, vol. 358, pp. 9-16, 2003.
- [10] A. Eghlimi, 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*, vol. 244, pp. 45-51, 2014.
- [11] F. Madadi, F. Ashrafizadeh, and M. Shamanian, "Optimization of pulsed TIG cladding process of stellite alloy on carbon steel using RSM," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 510, pp. 71-77, 2012.
- [12] S. A. A. ER2209, "OKAUTROD 2209," ed, 2017.
- [13] S. Zappa, L. Maureira, M. Zalazar, and E. Surian, "Effect of pulsed arc in deposits with advanced duplex stainless steels consumable," in *XLIII CONSOLDA – CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM*, Brasil, 2017.

- [14] S. Zappa, 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*, vol. 22, pp. 116-128, 2017.
- [15] D. J. KOTECKI, "Dilution control in single-wire stainless steel submerged arc cladding," *Welding Journal*, vol. 75, pp. 35s-45s, 1996.
- [16] M. Rahmani, 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.
- [17] S. Zappa, H. Pérez, H. Svoboda, and E. Surian, "Corrosion characterization in superduplex stainless steel cladding," *Revista Matéria*, vol. 23, pp. 1-11, 2018.
- [18] A. E8-13, "Standard Test Methods For Tension Testing Of Metallic Materials," 2013.
- [19] A. Eghlimi, M. Shamaniana, M. Eskandarian, A. Zabolian, and J. A. Szpunar, "Characterization of microstructure and texture across dissimilar super duplex/austenitic stainless steel weldment joint by austenitic filler metal," *Materials Characterization*, vol. 106, pp. 208-217, 2015.
- [20] A. Eghlimi, K. Ra, and M. Shamanian, "Tribocorrosion Behavior of Overlay Welded Super Duplex Stainless Steel in Chloride Medium," *Journal of Bio Tribo Corros*, vol. 2015, pp. 1-18, 2015.
- [21] X. Di, Z. Zhong, C. Deng, D. Wang, and X. Guo, "Microstructural evolution of transition zone of clad X70 with duplex stainless steel," *Materials and Design*, vol. 95, pp. 231-236, 2016.
- [22] K. Yıldızlı, "Investigation on the microstructure and toughness properties of austenitic and duplex stainless steels weldments under cryogenic conditions," *Materials and Design*, vol. 77, pp. 83-94, 2015.
- [23] T. Chehuan, V. Dreilich, K. S. d. Assis, F. V. V. d. So usa, and O. R. Mattos, "Influence of multipass pulsed gas metal arc welding on corrosion behaviour of a duplex stainless steel," *Corrosion Science*, vol. 86, pp. 268-274, 2014.
- [24] Z. Zhang, H. Jing, L. Xu, Y. Han, L. Zhao, and C. Zhou, "Effects of nitrogen in shielding gas on microstructure evolution and localized corrosion behavior of duplex stainless steel welding joint," *Applied Surface Science*, vol. 404, pp. 110-128, 2017.