

GMAW-PP dissimilar welding between ASS, LDSS and DSS

Martínez, Juan Manuel^{1,2}, Zappa, Sebastián^{1,3}, Zalazar, Mónica⁴; Svoboda, Hernán^{3,5}

¹Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Argentina, jmmartinez@inti.gob.ar

²Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Argentina

³Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Argentina, zappasebastian@hotmail.com

⁴Universidad Nacional del COMAHUE, Argentina, monica.zalazar@fain.uncoma.edu.ar

⁵Universidad de Buenos Aires, Argentina, hsvobod@fi.uba.ar

Abstract—Thanks to the development of different materials (in type and grade) and due to a matter of optimizing the selection of materials (in properties and costs), the concept of dissimilar welding arises, which is associated with welds between different steels. The objective of this work is to study the microstructure and mechanical properties of dissimilar welds between plates of austenitic stainless steels (AISI 304L), lean duplex (LDX 2101) and duplex (DX 2205), by using the semi-automatic process with protection inert gas and double pulsed arc, using as filler material a solid duplex stainless steel wire. For this purpose, three welding coupons (A-L; A-D; L-D) with double pulsed arc were welded and cross sections were made for chemical and microstructural characterization, using optical emission spectrometry, light microscopy and scanning electron microscopy, respectively. For mechanical characterization, hardness sweeps were performed on the cross sections, and tensile specimens were mechanized and tested at room temperature. The obtained mechanical results show a significant decrease in the hardness in the heat-affected zone of the austenitic steel and a greater tensile strength in the dissimilar weld between L-D.

Keywords: *Austenitic Stainless Steel, Duplex Stainless Steel, Duplex Lean Stainless Steel, Dissimilar steel welding*

Digital Object Identifier (DOI):
<http://dx.doi.org/10.18687/LACCEI2020.1.1.634>
ISBN: 978-958-52071-4-1 ISSN: 2414-6390

SOLDADURA GMAW-PP DISÍMIL ENTRE ACEROS INOXIDABLES ASS, LDSS y DSS

Martínez, Juan Manuel^{1,2}, Zappa, Sebastián^{1,3}, Zalazar, Mónica⁴, Svoboda, Hernán^{3,5}

¹Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Argentina, jmmartinez@inti.gov.ar

²Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Argentina

³Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Argentina, zappasebastian@hotmail.com

⁴Universidad Nacional del COMAHUE, Argentina, monica.zalazar@fain.uncoma.edu.ar

⁵Universidad de Buenos Aires, Argentina, hsvobod@fi.uba.ar

Resumen– Gracias al desarrollo de los diferentes materiales (en tipo y grado) y por una cuestión de optimización de selección de materiales (en propiedades y costos) surge el concepto de la soldadura disímil, el cual está asociado a soldaduras entre aceros diferentes. El objetivo de este trabajo es el de estudiar el comportamiento microestructural y mecánico de soldaduras disímiles entre chapas de aceros inoxidable austeníticos (AISI 304L), lean dúplex (LDX 2101) y dúplex (DX 2205), mediante el uso del proceso semiautomático con protección gaseosa inerte y arco doble pulsado, utilizando como material de aporte un alambre macizo de acero inoxidable dúplex. Para tal fin, se soldaron tres cupones de soldadura (A-L; A-D; L-D) con arco doble pulsado y se realizaron cortes transversales para la caracterización química y microestructural, empleando espectrometría de emisión óptica, microscopía óptica y electrónica de barrido, respectivamente. Para la caracterización mecánica, se realizaron barridos de dureza, sobre dichos cortes transversales, y se mecanizaron y ensayaron probetas de tracción a temperatura ambiente. Los resultados mecánicos obtenidos muestran una importante disminución de la dureza en la zona afectada por el calor del acero austenítico y una mayor resistencia la tracción en la soldadura disímil entre L-D.

Palabras Clave– Acero Inoxidable Austenítico, Acero Inoxidable Dúplex, Acero Inoxidable Lean Dúplex, Proceso Semiautomático por Doble Arco Pulsado, Soldadura de aceros disímil.

I. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidables austeníticos (ASS) poseen una mayor resistencia a la corrosión localizada y generalizada que los aceros inoxidables 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 inoxidables 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 inoxidables súper e híper 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 inoxidables 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 está volviendo relevante el concepto de soldadura disímil, por cuestiones económicas [5]. La soldadura disímil 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 composiciones químicas y microestructuras (con diferentes coeficientes de expansión térmica), 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 inoxidables, 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

Digital Object Identifier (DOI):

<http://dx.doi.org/10.18687/LACCEI2020.1.1.636>

ISBN: 978-958-52071-4-1 ISSN: 2414-6390

refinamiento de grano, menores tensiones residuales, baja distorsión y un arco eléctrico estable [10]. La Fig. 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). En el primer módulo se observa una corriente pico (350 A) y una corriente base (80 A). En el segundo caso, además de corrientes base y pico se puede observar un ciclo primario y un ciclo secundario.

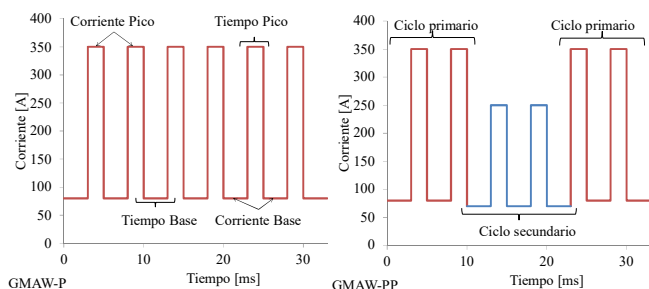


Fig. 1 Evolución de la corriente: GMAW-P y GMAW-PP

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, LDSS y DSS) 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, LDSS y DSS mediante el uso del proceso GMAW-PP con protección gaseosa inerte de argón.

II. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

A. Materiales y consumibles

Para confeccionar los cupones de soldadura, se utilizaron chapas de aceros inoxidables ASS, LDSS y DSS de 6,5 mm de espesor. El material de aporte, en todos los casos, fue un alambre macizo de 1,2 mm de diámetro que responde a la norma SFA/AWS A5.9 ER2209 [12]. La Tabla I 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 I
COMPOSICIÓN QUÍMICA Y PROPIEDADES MECÁNICAS

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	4,3	766	24,3	248
DSS	0,04	0,21	21,5	4,9	3,1	1,7	774	23,5	263
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 Fig. 2 muestra imágenes de la microestructura de los diferentes materiales base (ASS, LDSS y DSS). 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 y DSS se observa una matriz oscura de ferrita y una fase clara de austenita, deformada en la dirección de laminación. El contenido de ferrita fue de 54 y 52 % para el material LDSS y DSS, respectivamente.

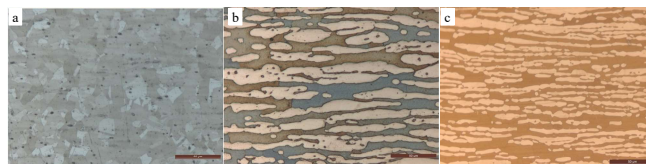


Fig. 2 Microestructura de los materiales base: a) ASS, b) LDSS y c) DSS

B. Soldadura

Se soldaron tres cupones de soldadura disímil mediante el proceso semiautomático con doble arco pulsado - 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 identificación de los cupones de soldadura estuvo vinculada con los materiales base que componen la junta. Es decir, para la soldadura disímil entre ASS y LDSS: A-L; soldadura disímil entre ASS y DSS: A-D; soldadura disímil entre LDSS y DSS: L-D. La Fig. 3 muestra imágenes del equipo, el diseño de junta, el sistema de mecánico de avance y un cupón soldado.

En la Tabla II 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]. En todos los casos se soldaron 4 cordones, con respaldo metálico, para completar la junta. Posterior a las soldaduras se realizaron ensayos de inspección visual, gammagrafía industrial y ultrasonido para evidenciar la calidad de las mismas.

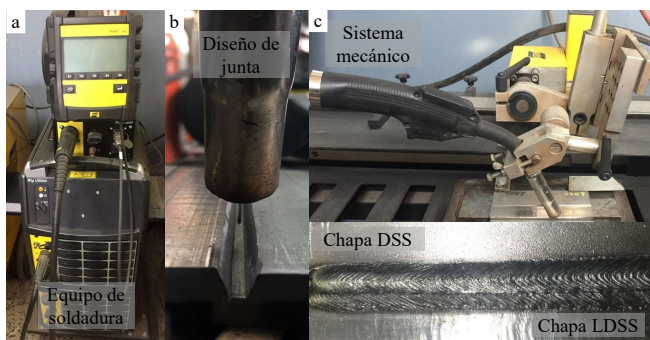


Fig. 3 a) Equipo de soldadura, b) diseño de junta, c) sistema mecánico

TABLA II
PARÁMETROS DE SOLDADURA

GMAW-PP	T (V)	VH (m/min)	CP (A)	TP (ms)	F (Hz)	CB (A)	TB (ms)	CA (kJ/mm)
Ciclo prim.	32	6	350	2	250	80	0,1	1,3
Ciclo sec.	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

C. 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 $K_2S_2O_5$ + 20 mL HCl + 80 mL H_2O) durante 40 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 Schaeffler 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 Fig. 4 en imágenes a 500X, ponderando el porcentaje de fases oscuras (ferrita) respecto de las claras (austenita) [17].

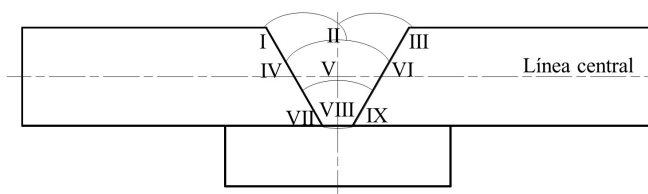


Fig. 4 Zonas de medición de ferrita mediante metalografía color

D. 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 Fig. 5, ASTM E8 [18]. La particularidad de las probetas de tracción, es que la longitud calibrada se ubica en el metal de soldadura.

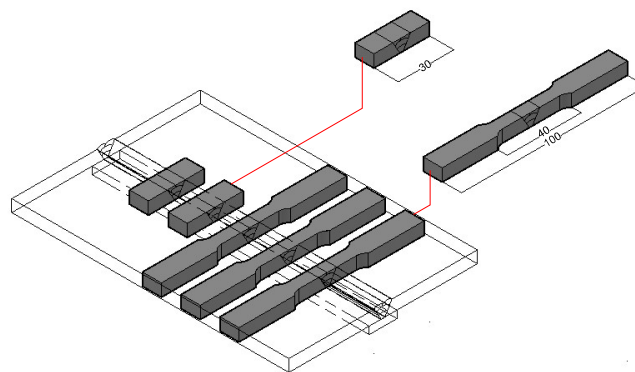


Fig. 5 Probetas para metalografía y ensayos mecánicos

III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

A. Caracterización metalúrgica

Los ensayos de inspección visual, radiografía industrial y ultrasonido fueron satisfactorios, encontrándose un bajo nivel de indicaciones. La Fig. 6, muestra las macrografías de los diferentes cupones soldados (A-L, A-D y L-D). 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).

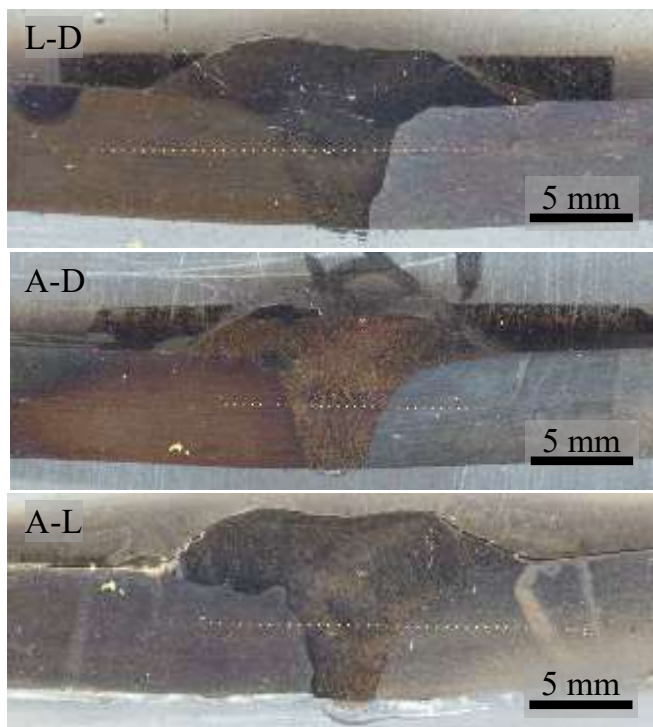


Fig. 6 Macrográficas de cupones: a) A-L, b) A-D y c) L-D

La Fig. 7 muestra imágenes de microscopía óptica, de los diferentes cupones en estudio. La Fig. 7.a) corresponde al cupón A-L, mientras que las Fig. 7.b) y 7.c) corresponden a los cupones A-D y L-D, respectivamente. En dichas imágenes, se puede observar parte del metal base, la zona afectada por el calor del mismo y el metal de soldadura de cada cupón.

A. Metal de soldadura

Para todos los cupones, 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 (A_{BG}) comienza a nuclear en la interfaz de los granos ferríticos, para posteriormente nuclear y crecer la austenita Widmanstätten (A_W) 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 (A_{IG}). Como la A_{BG} y la A_W necesitan un menor subenfriamiento, respecto a la austenita A_{IG} , 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 (PT), 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 recrystalizadas entre cordones, se pudo observar la presencia de austenita secundaria dentro de los granos de ferrita.

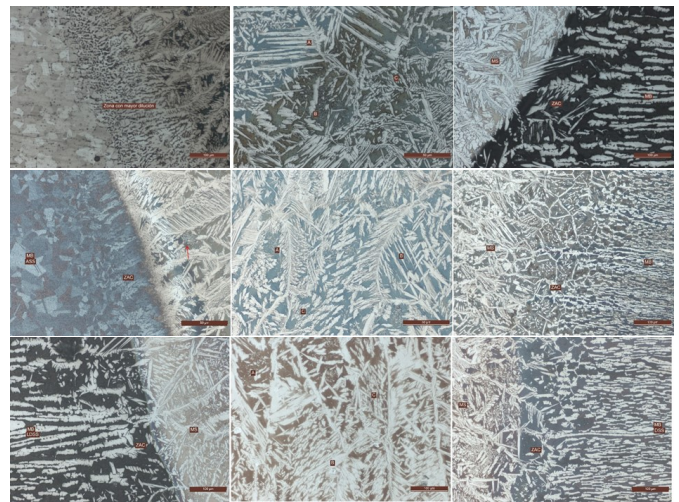


Fig. 7 Macrográficas de cupones: a) A-L, b) A-D y c) L-D

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 Fig. 8 muestra el diagrama Schaeffler y el WRC-1992.

En la Fig. 8 se han ubicado, de acuerdo a la composición química particular, los materiales base (ASS, LDSS y DSS) y el material de aporte (ER2209), todas ellas con círculos grises. Como la junta en V es simétrica, se considera igual contribución de ambas chapas al metal de soldadura. Dicha contribución está representada por las cruces grises. Finalmente, considerando un 50 % de dilución de los materiales base en el metal de aporte, se puede estimar la microestructura resultando de los cupones disímiles soldados. De acuerdo a la Fig. 8.a) el metal de soldadura, para los cupones soldados con chapas de ASS, está formado por un bajo contenido de ferrita (alrededor de un 30 %). Además, el cupón L-D posee un contenido de ferrita del orden del 60%. Por otro lado, de acuerdo a la Fig. 8.b) la microestructura del metal de soldadura sería de 30, 35 y 55 % de ferrita, similar a lo observado en el diagrama Schaeffler. Además, 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 C_{req}/N_{ieq} es posible determinar el modo de solidificación de acuerdo a las siguientes relaciones [21]:

Modo A: $L \rightarrow L+A \rightarrow A$ ($C_{req}/N_{ieq} < 1,25$)

Modo AF: $L \rightarrow L+A \rightarrow L+A+F \rightarrow A+F$ ($1,25 < C_{req}/N_{ieq} < 1,48$)

Modo FA: $L \rightarrow L+F \rightarrow L+F+A \rightarrow F+A$ ($1,48 < C_{req}/N_{ieq} < 1,95$)

Modo F: $L \rightarrow L+F \rightarrow F \rightarrow F+A$ ($C_{req}/N_{ieq} > 1,95$)

En este sentido, para todos los cupones soldados, la relación C_{req}/N_{ieq} fue mayor a 1,95, indicando que el modo de solidificación fue completamente F.

Digital Object Identifier: (only for full papers, inserted by LACCEI).
ISSN, ISBN: (to be inserted by LACCEI).

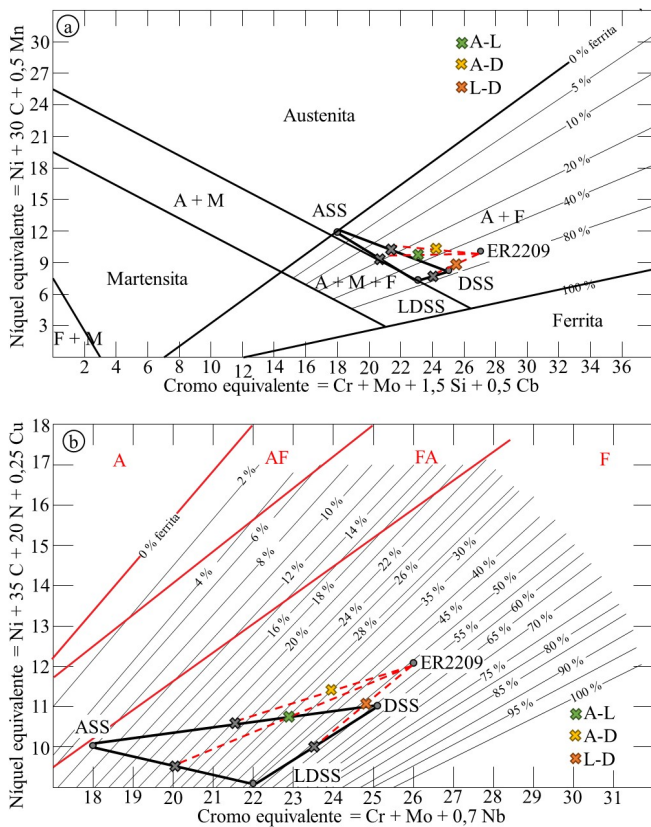


Fig. 8 Diagramas constitucionales: a) Schaeffler, b) WRC-1992

B. Zona afectada por el calor de chapas ASS

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 Fig. 7, las zonas afectadas por el calor de las chapas austeníticas (para los cupones A-L y A-D), presenta un evidente crecimiento de grano, cerca de la línea de fusión, tal como lo reporta la literatura [22]. La Fig. 9 muestra una imagen de microscopía electrónica de barrido del cupón A-D. Además, se presentan los espectros SEM-EDS de las diferentes zonas (metal base, zona afectada por el calor, metal de soldadura).

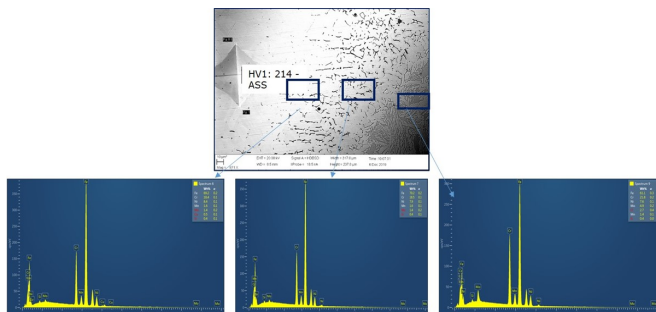


Fig. 9 Zona afectada por el calor de la chapa ASS

En la Fig. 9 se puede observar que la zona afectada por el calor de las chapas austeníticas está conformado 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.

C. Zona afectada por el calor de chapas LDSS y DSS

En particular, la zona afectada por el calor para los aceros inoxidables 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 inoxidables 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 las chapas LDSS y DSS 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.

D. Cuantificación de ferrita

La Tabla III presenta los valores de ferrita determinados mediante metalografía color y software de análisis de imágenes. La Fig. 10 muestra los valores promedios del contenido de ferrita en las diferentes zonas de cada cupón. En dicha Fig. se puede observar que las zonas afectadas por el calor de las chapas austeníticas poseen un bajo contenido de ferrita (27 A 31 %). Por otro lado, el contenido de ferrita de las zonas afectadas por el calor de las chapas lean dúplex y dúplex supero el 60 %. El contenido de ferrita del metal de soldadura fue de 49, 51 y 59 % para los cupones A-L, A-D y L-D, respectivamente. Estas mediciones están en concordancia con lo observado mediante microscopía óptica.

TABLA III
CUANTIFICACIÓN DE FERRITA DE LAS DIFERENTES ZONAS

Cupón	I (%)	II (%)	III (%)	IV (%)	V (%)	VI (%)	VII (%)	VIII (%)	IX (%)
A-L	31,5	49,7	60,6	29,3	40,8	64,0	22,7	56,9	68,3
A-D	33,5	44,0	57,9	29,9	63,9	63,0	0,0	45,0	65,1
L-D	51,3	57,2	63,6	49,9	66,7	64,1	63,4	54,7	61,0

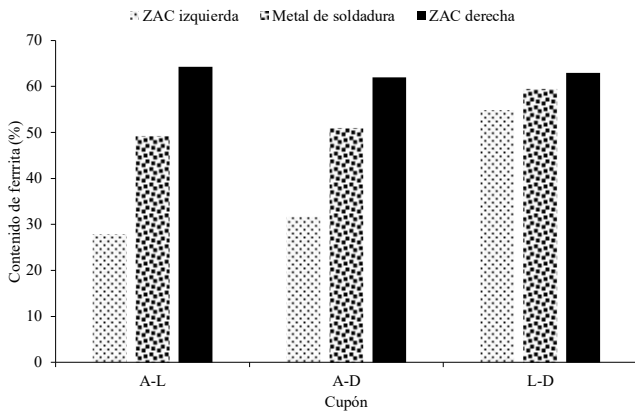


Fig. 10 Contenido de ferrita en las diferentes zonas

B. Caracterización mecánica

A. Barridos de dureza

La dureza promedio de las chapas ASS, LDSS y DSS fueron de 258, 248 y 263 HV1, respectivamente. La Fig. 11 muestra las gráficas de los barridos de dureza obtenidos.

En la misma se puede observar una evidente disminución de la dureza en las zonas afectadas de las chapas 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, la dureza de la zona afectada por el calor de las chapas lean dúplex y dúplex aumento. Dicho aumento podría estar 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, 252 y 271 para los cupones A-L, A-D y L-D, respectivamente. Dichos valores están en concordancia con las durezas de las respectivas chapas y consumibles que conforman el metal de soldadura.

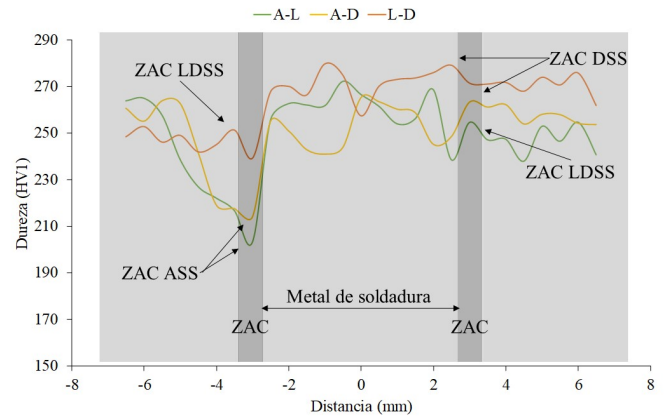


Fig. 11 Barridos de dureza sobre los cupones

B. Ensayos de tracción

La resistencia a la tracción fue de 722, 717 y 818 MPa, para los cupones A-L, A-D y L-D, respectivamente. En todos los casos la superficie de fractura fue dúctil y se ubicó en chapa base: ASS, ASS y LDSS, para los cupones A-L, A-D y L-D, respectivamente. La Fig. 12 muestra las curvas de tracción de los diferentes cupones soldados. En todos los casos, los resultados de la resistencia a la tracción superaron los valores de resistencia mecánicos medidos en las chapas individuales.

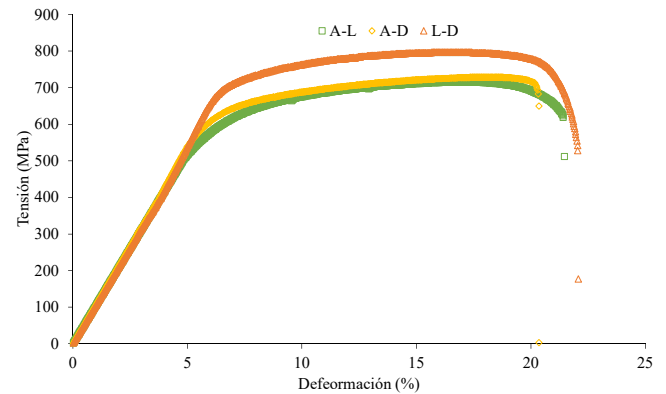


Fig. 12 Curvas de tracción

IV. CONCLUSIONES

Teniendo en cuenta los resultados experimentales, de la caracterización microestructural y mecánica, de las soldaduras disímiles, con doble arco pulsado, entre aceros inoxidable austeníticos, lean dúplex y dúplex se llegó a las siguientes conclusiones:

- 1) *Zona afectada por el calor de las chapas 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 de los cupones A-L y A-D.

- 2) *Zona afectada por el calor de las chapas LDSS y DSS:* 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. Para el cupón L-D la zona preferencial de rotura fue la zona afectada por el calor de la chapa LDSS.
- 3) *Metal de soldadura:* En todos los casos el metal de soldadura estuvo conformado por ferrita y austenita en sus diferentes morfologías: en borde de grano, Widmanstätten e intra-granular. En zona recrystalizada 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. En todos los casos se lograron propiedades mecánicas superiores a las determinadas sobre las chapas.

V. 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_O219) y a la FI-UNLZ por el soporte financiero.

VI. REFERENCIAS

- [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. Pardo, 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 Incoloy825 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. Ashrafzadeh, 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, "OK AUTROD 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. Sousa, 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.