

# Metallurgical characterization in super duplex stainless steel overlay welds

Martínez, Juan<sup>1,2</sup>; Zappa, Sebastián<sup>1,3</sup>; Berardo, Liliana<sup>2</sup>; Svoboda, Hernán<sup>3,4</sup>

<sup>1</sup>Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Argentina, [jmmartinez@inti.gob.ar](mailto:jmmartinez@inti.gob.ar)

<sup>2</sup>Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Argentina, [hperez@inti.gob.ar](mailto:hperez@inti.gob.ar)

<sup>3</sup>Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Argentina, [zappasebastian@hotmail.com](mailto:zappasebastian@hotmail.com)

<sup>4</sup>Universidad de Buenos Aires, Argentina, [hsvobod@fi.uba.ar](mailto:hsvobod@fi.uba.ar)

*Abstract—Super duplex stainless steels have a dual structure with 50% ferrite and austenite. With this phase balance, the best mechanical properties and corrosion resistance are used. Thanks to these characteristics, their employment is growing, fundamentally, in the paper, chemical, gas and oil industries. overlay welding, or cladding, is associated with the deposition of material on the surface and is commonly used for manufacturing and equipment repair. The properties of the overlay weld depend on the chemical composition and the microstructure, which depends on the welding procedure. Therefore, in overlay welding with super duplex stainless steels, the control of the phases present in the microstructure is essential to protect the required properties. The objective of this work was to study the effect of the heat input (high, medium and low) and the number of layers (one and two) of the super duplex stainless steel weld deposit on the chemical composition, microstructure, hardness and corrosion resistance. For this purpose, six overlay weld coupons were welded by means of the semi-automatic electric arc welding process with gas protection: 1 and 2 layers welded with low, medium and high heat input (modifying the welding speeds). On them, the macro and microstructure were characterized, the geometric and chemical dilution were determined, the microstructure was determined by light microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction, and the Vickers microhardness was determined.*

**Keywords:** *Chemical dilution, phase balance, cyclic voltometry, passive film.*

Digital Object Identifier (DOI):  
<http://dx.doi.org/10.18687/LACCEI2020.1.1.635>  
ISBN: 978-958-52071-4-1 ISSN: 2414-6390

# CARACTERIZACIÓN METALURGICA EN RECARGUES DE ACEROS INOXIDABLES SUPERDÚPLEX

Martínez, Juan<sup>1,2</sup>; Zappa, Sebastián<sup>1,3</sup>; Berardo, Liliana<sup>2</sup>; Svoboda, Hernán<sup>3,4</sup>

<sup>1</sup>Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Argentina, [jmmartinez@inti.gob.ar](mailto:jmmartinez@inti.gob.ar)

<sup>2</sup>Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Argentina, [hperez@inti.gob.ar](mailto:hperez@inti.gob.ar)

<sup>3</sup>Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Argentina, [zappasebastian@hotmail.com](mailto:zappasebastian@hotmail.com)

<sup>4</sup>Universidad de Buenos Aires, Argentina, [hsvobod@fi.uba.ar](mailto:hsvobod@fi.uba.ar)

**Resumen**– El objetivo de este trabajo fue el de estudiar el efecto del calor aportado (alto, medio y bajo) y de la cantidad de capas (una y dos) del depósito de soldadura de acero inoxidable superdúplex sobre la composición química, la microestructura, la dureza y resistencia a la corrosión. Para tal fin, se soldaron seis cupones de recargue mediante el proceso de soldadura por arco eléctrico semiautomático con protección gaseosa: 1 y 2 capas soldados con bajo, medio y alto calor aportado, modificando únicamente la velocidad de soldadura. Sobre los mismos se caracterizó la macro y microestructura, se determinó la dilución geométrica y química, se observó la microestructura mediante microscopía óptica, electrónica de barrido y difracción de rayos X, y se determinó la microdureza Vickers. En términos generales, el aumento del aporte térmico generó, en los recargues SDSS, una disminución de la dilución y un aumento de la velocidad de enfriamiento. Ambos fenómenos controlan el equilibrio microestructural, pero en sentidos opuestos. Sin embargo, es evidente que la dilución tiene una mayor influencia sobre el contenido de ferrita respecto a la velocidad de enfriamiento, ya que en todos los casos (con una y dos capas), el contenido de ferrita aumenta acercándose al equilibrio independientemente del calor aportado.

**Palabras Clave**– Dilución Química, Velocidad de Enfriamiento, Composición química, Equilibrio de Fases.

## I. INTRODUCCIÓN

Los procesos de soldadura por arco eléctrico se utilizan para la unión de piezas (soldadura de unión) y para la protección de superficies sometidas a servicios específicos (soldadura de recargue o cladding). En los últimos años, la soldadura de recargue se ha implementado en numerosas industrias, por una cuestión económica, generando una solución a problemas de ingeniería. Las aplicaciones principales de la soldadura de recargue se encuentran en las industrias del papel, químicas, procesamiento de fertilizantes, procesamiento de alimentos, industria nuclear y en las industrias del gas y del petróleo [1]. El concepto general de la soldadura de recargue se basa en depositar una capa de material con propiedades específicas, fundamentalmente de resistencia a la corrosión o desgaste, sobre un elemento o pieza de acero al carbono o de baja aleación [2]. En forma particular, las características deseables en los recargues de aceros inoxidables a depositar son: buena soldabilidad, buenas propiedades mecánicas y buena resistencia a la corrosión generalizada y localizada. Los aceros inoxidables dúplex poseen todas estas características [3].

Los aceros inoxidables dúplex (DSS) se caracterizan por poseer una estructura dual constituida por ferrita y austenita, con una relación entre ambas fases cercana a 1. Poseen una combinación de buenas propiedades de tracción, tenacidad y resistencia a la corrosión, que dependen de la composición química y de la relación entre las fases mencionada anteriormente. El desarrollo de estos aceros inoxidables ha permitido obtener materiales de alto rendimiento, a partir del aumento de elementos de aleación como el Cr, Mo y N, dando como resultado los aceros inoxidables superdúplex (SDSS) [4]. Las propiedades de los SDSS están estrictamente relacionadas a la composición química, el equilibrio microestructural de ferrita y austenita y a la presencia de fases secundarias. Se ha encontrado que la precipitación de fases tales como nitruros de cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ), austenita secundaria ( $\gamma_2$ ) y compuestos intermetálicos como las fases sigma ( $\sigma$ ) y chi ( $\chi$ ), tienen una gran influencia sobre las propiedades y el rendimiento de estos aceros [5]. Debido a su alta resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas mejoradas se utilizan ampliamente en plantas petroquímicas tales como instalaciones en las plataformas petrolíferas y equipos modernos en procesos off-shore. Tubos, bombas, recipientes a presión, separadores e intercambiadores de calor son algunos ejemplos de estas aplicaciones [6].

Un método comúnmente utilizado para estimar la resistencia a la corrosión localizada (incluido la corrosión por picado y la corrosión intergranular) en aceros inoxidables es el uso del Número Equivalente de Resistencia al Picado, PREN (Pitting Resistance Equivalent Number). Generalmente, un alto PREN representa una alta resistencia a la corrosión localizada. El PREN se define a partir de tres de los elementos más relevantes en relación a la resistencia a la corrosión (Cr, Mo y N), de acuerdo a (1) [7, 8]:

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 \% \text{Mo} + 16 \% \text{N} \quad (1)$$

Sin embargo, otros autores utilizan otra expresión del PREN que tiene en cuenta el efecto perjudicial del Mn [9], de acuerdo a (2):

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 \% \text{Mo} + 30 \% \text{N} - \% \text{Mn} \quad (2)$$

El procedimiento de soldadura tiene un rol relevante en las características de los depósitos obtenidos, ya que se puede modificar el equilibrio entre fases y generar la precipitación de fases secundarias obteniendo una pérdida importante de las propiedades. En términos generales, en soldaduras de SDSS, altas velocidades de enfriamiento, pueden dar como resultado

Digital Object Identifier (DOI):

<http://dx.doi.org/10.18687/LACCEI2020.1.1.635>

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

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 [10].

Además, la composición química, la microestructura y las diferentes propiedades de los materiales de recargue son dependientes del grado de dilución del metal aportado y el metal base fundido, sobre el cuál ése se deposita y se mezcla. Esta dilución es también afectada por el procedimiento de soldadura. La dilución reduce la concentración de elementos de aleación y aumenta el contenido de carbono en la capa de recargue (dado que el material base generalmente posee mayor contenido de este elemento que un acero dúplex), lo que disminuye las propiedades de resistencia a la corrosión y causa otros problemas metalúrgicos. Un grado de dilución no controlado en un recargue, puede producir un desequilibrio de las fases microestructurales presentes (50 % de ferrita y 50 % de austenita), que caracterizan a estos aceros [1, 3].

El objetivo de este trabajo fue estudiar el efecto del calor aportado y de la cantidad de capas del depósito de soldadura de acero inoxidable superdúplex sobre la composición química, el grado de dilución, la microestructura y la dureza.

## II. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### A. Materiales y consumibles

Para confeccionar los cupones de soldadura, se utilizaron chapas de acero comercial de bajo contenido de carbono de 250 x 75 x 9,5 mm (longitud x ancho x espesor) y un alambre macizo de 1,2 mm de diámetro que responde a la norma SFA/AWS A5.9 ER2509 [11] y deposita un acero inoxidable supermartensítico. La Tabla I muestra la composición química de la chapa base y del electrodo consumible reportado por el fabricante [11].

COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LA CHAPA BASE Y DEL CONSUMIBLE UTILIZADO

Material	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Cu (%)	N (%)
Chapa base	0,10	0,20	0,58	-	-	-	-	-
Consumible	0,02	0,30	0,70	25,2	9,2	3,6	0,6	0,22

### B. Soldaduras

Se soldaron seis cupones de soldadura de recargue, sobre una chapa de acero comercial de bajo carbono mediante el proceso de soldadura semiautomático con protección gaseosa (GMAW). A fin de variar el aporte térmico, se emplearon, en todos los casos, los mismos parámetros eléctricos modificando únicamente la velocidad de soldadura, de manera de generar diferentes velocidades de enfriamiento. Los parámetros de soldadura se eligieron garantizando un arco eléctrico estable y se varió la velocidad de soldadura con el propósito de poder comparar situaciones extremas de aporte térmico. Las soldaduras fueron efectuadas en posición plana, bajo mano y realizadas con un dispositivo mecanizado. La temperatura mínima de precalentamiento fue de 25 °C, mientras que la temperatura máxima de entre pasadas fue de 100 °C. El gas de

protección fue Ar+20%CO<sub>2</sub>, con un caudal de 18 L/min y la distancia entre el pico de contacto y la pieza, en todos los casos, fue de 20 mm. Asimismo, se analizó el efecto de la cantidad de capas, realizándose probetas con una y dos capas. La configuración de los cupones de recargue fue cinco cordones en la primera capa y cuatro en la segunda. La Tabla II muestra los parámetros de soldadura promedio en cada caso, el calor aportado y la identificación de las probetas.

PARÁMETROS DE SOLDADURA E IDENTIFICACIÓN

Cupón	T (V)	C (A)	VS (mm/s)	CA (kJ/mm)
S1B	28	203	9,4	0,6
S1M	32	208	5,5	1,2
S1A	27	203	3,1	1,8
S2B	28	206	9,7	0,6
S2M	31	210	5,6	1,2
S2A	27	206	3,1	1,8

Siendo: T: tensión, C: corriente; VS: velocidad de soldadura y CA: calor aportado =  $T \times C / VS \times 100$

### C. Caracterización macro y microestructural

Una vez soldados los cupones, se realizó una inspección visual. Para la caracterización macroestructural y microestructural se extrajeron cortes transversales. Dichos cortes fueron preparados metalográficamente (desbaste con papeles abrasivos y pulidos con pasta de diamante). El revelado de la estructura se llevó a cabo por medio de un ataque electrolítico en una solución de 40 gr NaOH + agua con una tensión de 3 V durante un tiempo no mayor a 10 s. En dichas muestras, se determinó la geometría (ancho, alto y penetración) y la dilución geométrica de los recargues. Esto es la relación entre el área del metal base fundido (B) respecto el área total del metal de soldadura (A + B) [3], como se muestra en la Fig. 1.

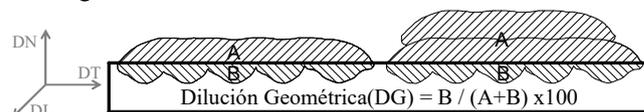


Fig. 1 Geometría del recargue y dilución geométrica

En la superficie de cada recargue (zona ubicada sobre los últimos cordones soldados) se midió la composición química mediante espectrometría de emisión óptica y se determinó la dilución química, siendo ésta la relación entre la composición química medida experimentalmente y la reportada por el fabricante del consumible, sin efecto de dilución (metal de aporte puro). Los contenidos de C y de N se estimaron mediante lo reportado en el análisis químico del consumible provisto por el fabricante [11] y el porcentaje de dilución, como lo reportan otros autores [12]. 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 [13, 14]. Además, en dichas zonas, se caracterizó la microestructura mediante microscopías óptica, electrónica de

barrido (con detectores de electrones secundarios SE, de electrones retrodispersados BSE y espectroscopia dispersiva de energía de rayos EDS) y, para complementar la caracterización, de fuerza atómica. Además, para poder alcanzar mayor nivel de identificación de fases se realizaron ensayos de difracción de rayos X con radiación de Cu ( $\lambda = 1,5408 \text{ \AA}$ ) en un rango de 30 a 90 ° (2 tita) con un paso y velocidad de barrido de 0,05 ° y 0,5 °/min, respectivamente. Los espectros obtenidos fueron procesados en software para una correcta identificación de fases. En algunas muestras microestructurales, se utilizó la técnica de Espectrometría de rayos X dispersiva en energía (EDS) para completar la identificación de ciertos precipitados. En dichas zonas de la superficie de los cupones, se realizó la cuantificación microestructural de ferrita y austenita, mediante el empleo de metalografía color y procesamiento digital de imágenes en 10 campos a 500x ponderando el porcentaje de fases oscuras (ferrita) respecto de las claras (austenita). Se tomaron veinte valores de dureza Vickers con 1 kg de carga reportándose los valores promedio para cada condición.

### III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### A. Caracterización metalúrgica

Los cupones soldados presentaron una buena terminación y un bajo nivel de salpicaduras. No se observaron discontinuidades mediante inspección visual. En la Fig. 2 se muestran los cortes transversales de los cupones S1B y S2B. En dichas imágenes se pueden observar las diferentes zonas que caracterizan a los cupones de recargue: Metal base, zonas recristalizadas y el metal de soldadura, conformando el recargue para una o dos capas.

La Tabla III muestra el ancho, la altura, la penetración y la dilución geométrica de cada uno de los recargues.

De acuerdo a los valores reportados en la tabla anterior, se puede observar que las dimensiones del recargue se vieron afectadas por los parámetros de proceso empleados. El ancho y la altura de los recargues aumentaron al aumentar el calor aportado, tanto para los cupones soldados con una capa, como para los soldados con dos capas. Sin embargo, la penetración no tuvo ese comportamiento. Es decir, la penetración aumentó hasta 2,5 mm para una capa y 2,4 mm para dos capas, y luego disminuyó en ambos casos al aumentar el calor aportado. Algunos autores [15] comentan que los parámetros dimensionales (ancho, alto y penetración) de los cordones soldados son inversamente proporcionales a la velocidad de soldadura, a parámetros eléctricos constantes. Es decir, al aumentar la velocidad de soldadura disminuye el calor aportado por unidad de longitud, generando una disminución en el ancho y la altura y una menor fusión del metal base, produciendo una menor penetración. Otros autores [3], establecen que a mayor velocidad de soldadura el ancho y la altura del cordón disminuyen, pero la penetración aumenta. La disminución en el ancho y la altura del cordón pueden ser atribuidas a la disminución del calor aportado por unidad de longitud de soldadura, sabiendo que, a mayor velocidad de

soldadura, menor cantidad de material por unidad de tiempo se deposita. Con una velocidad de soldadura baja, el arco eléctrico es casi vertical y, en este caso, la pileta líquida amortigua el efecto de arco y evita una penetración mayor [1, 3], efecto evidenciado en el presente trabajo por medio de la penetración. Asimismo, se puede ver que la segunda capa prácticamente duplica la altura del depósito.

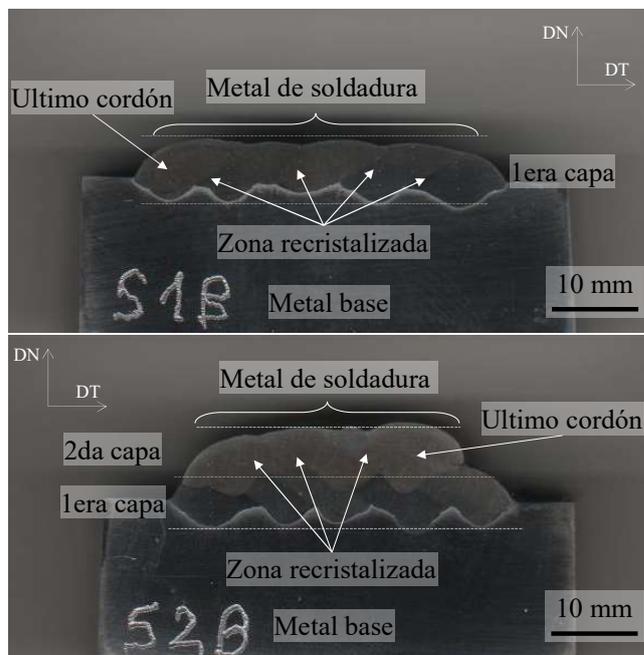


Fig. 2 Macrografías (cortes transversales) de los cupones S1B y S2S

TABLA III  
CARACTERÍSTICAS Y DILUCIÓN GEOMÉTRICA

Cupón	An (mm)	Al (mm)	P (mm)	Dg (%)
S1B	28,8	3,1	1,7	32
S1M	33,1	4,2	2,5	30
S1A	46,3	5,3	2,1	28
S2B	26,7	6,1	1,9	22
S2M	31,2	7,9	2,4	19
S2A	49,7	10,4	2,2	17

Siendo: An: ancho, Al: alto y P: penetración, Dg: dilución geométrica

Además, realizando el cociente del área transversal de la zona fundida del material base respecto al área total del recargue ( $B/A+B$ , Fig. 1) se puede observar que la dilución geométrica fue alterada por los parámetros de soldadura. En términos generales, la dilución geométrica de todos los recargues osciló entre un 32 y un 17 % para las distintas condiciones de soldadura. En este sentido, este hecho es un dato relevante, dada la importancia de la composición química en la formación de la microestructura [1]. El porcentaje de dilución del metal base en la pileta líquida disminuyó con el aumento del calor aportado. Para una capa osciló entre 32 y 28 %, mientras que con dos capas se ubicó entre un 22 y 17%. Para una misma cantidad de capas, es interesante notar que al

aumentar el calor aportado de 0,6 a 1,8 kJ/mm no generó grandes variaciones en la dilución geométrica de los recargos, siendo ésta de un 30 y 20 % aproximadamente para una y dos capas, respectivamente.

La Tabla IV muestra los valores de composición química y la dilución química y el PREN, de cada uno de los recargos.

TABLA III  
COMPOSICIÓN Y DILUCIÓN QUÍMICA

Cupón	Mn (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Cu (%)	W (%)	DQ (%)	PREN
S1B	0,7	16,7	6,4	2,6	0,24	0,38	32	29,1
S1M	0,8	19,1	7,2	2,9	0,37	0,40	23	32,9
S1A	0,9	24,1	9,1	3,7	0,43	0,53	3	41,8
S2B	0,8	21,9	8,4	3,3	0,40	0,49	11	37,9
S2M	0,8	22,8	8,8	3,5	0,42	0,47	7	39,7
S2A	0,9	25,1	9,5	3,8	0,52	0,51	1	43,3

Siendo: Dq: dilución química;  
 $PREN = \%Cr + 3,3 \%Mo + 30 \%N - \%Mn (2)$

Respecto a los valores de composición química determinados por espectrometría de emisión óptica sobre la superficie de los recargos, se puede observar que el nivel de aleación crece monótonamente al aumentar el calor aportado, tanto en los cupones soldados con una capa, como así también en los soldados con dos capas. Sin embargo, se destaca que la tasa de crecimiento de aleación para ambas condiciones fue diferente. Es decir, para los recargos de una capa se evidencia un mayor crecimiento de los diferentes elementos de aleación, mientras que para los recargos de dos capas el crecimiento fue menor. El aumento del nivel de aleación variando las condiciones del procedimiento de soldadura está fuertemente relacionado con el nivel de dilución discutido anteriormente. Al aumentar el calor aportado, cambia la geometría del metal depositado y del metal base fundido, disminuyendo el grado de dilución y aumentando el nivel de aleación. Los valores determinados en la dilución química responden a lo observado experimentalmente en la composición química. Los recargos soldados con dos capas presentaron menores valores de dilución, respecto a los recargos de una capa. Es interesante notar que los cupones soldados con alto calor aportado (para una y dos capas) el nivel de dilución fue muy bajo, acercando la composición química de los recargos a la del material de aporte.

Una forma rápida de ordenar a los aceros inoxidables desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión localizada es mediante el empleo del PREN (a menor PREN, menor resistencia a la corrosión localizada). En la Tabla III se puede observar que, a medida que aumenta el calor aportado, el PREN sube de 29,1 a 41,8 y de 37,9 a 43,3 para una y dos capas respectivamente. Es decir, y teniendo en cuenta solamente en PREN (composición química) el cupón de mejor comportamiento a la corrosión localizada sería el S2A (con un PREN de 35,2), asociado a los mayores contenidos de Cr, Mo y N. Sin embargo, el cupón S1A posee un PREN muy cercano, pero fue soldado con una sola capa.

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 [16]. La Fig. 3 muestra el diagrama Schaeffler y el WRC-1992.

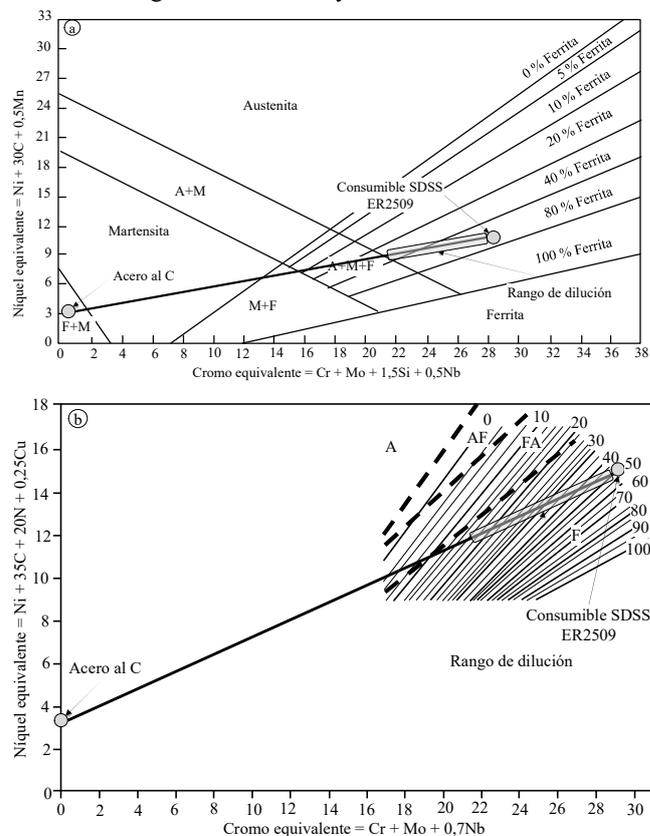


Fig. 3 Diagramas constitucionales: a) Schaeffler, b) WRC-1992

En la Fig. 3 se han ubicado, de acuerdo a la composición química particular, el material base (acero al carbono) y el material de aporte (ER2209), ambas con círculos grises. Finalmente, considerando hasta un 30 % de dilución de los materiales base en el metal de aporte (valores máximos determinados geométrica y químicamente), se puede estimar la microestructura de los cupones soldados. De acuerdo a la Fig. 3.a), diagrama Schaeffler, para altos valores de dilución, el metal de soldadura, está formado por un bajo contenido de ferrita (alrededor de un 30 %), a medida que la dilución disminuye, el contenido de ferrita aumenta hasta un 60%. Por otro lado, de acuerdo a la Fig. 3.b), diagrama WRC-1992, la microestructura del metal de soldadura está controlada por el grado de dilución. Para altos valores de dilución, el contenido de ferrita estaría por debajo del 20 %, mientras que para bajos valores de dilución la microestructura estaría confirmada por austenita con un 50 % 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 inoxidables, dependiendo de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  es posible

determinar el modo de solidificación de acuerdo a las siguientes relaciones [17]:

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.

La Fig. 4 y 5 muestran la microestructura superficial obtenida para los diferentes recargues soldados por microscopía óptica y electrónica de barrido, respectivamente. En dichas micrografías se puede observar una estructura constituida por dos fases: ferrita y austenita. Además, en todos los casos, se puede apreciar un patrón de solidificación dendrítico. Finalmente, se puede identificar la presencia de algunas inclusiones observadas mediante Difracción de Rayos X y caracterizadas por con Espectrometría de Rayos X Dispersiva en Energía (EDS).

La Fig. 6 muestra un detalle del cupón S2B donde se midió la composición química sobre un precipitado identificado como un óxido, fundamentalmente de Cr, Si y Al.

La Figura 7 muestra los espectros de Difracción de Rayos X. En dichos espectros se puede identificar los picos de difracción correspondientes a la ferrita y a la austenita. Al aumentar el calor aportado los picos correspondientes a la ferrita y a la austenita, aumentan y disminuyen respectivamente, para ambas capas indicando un aumento del contenido de ferrita y una disminución del contenido de austenita. Sin embargo, dicha evolución es más significativa en los recargues de una capa. Además, se observan pequeños picos de difracción ubicados en los ángulos  $2\theta = 37$  y  $77^\circ$ , correspondientes a óxidos de Al-Si, caracterizados mediante EDS.

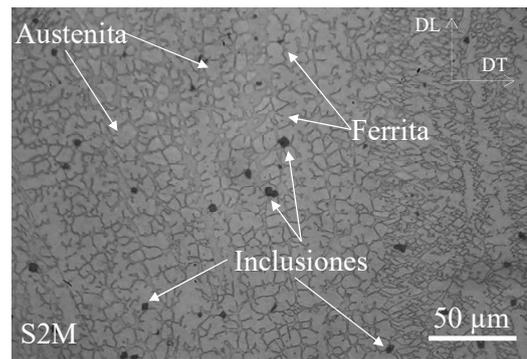


Fig. 4 Microscopía óptica: S1M y S2M

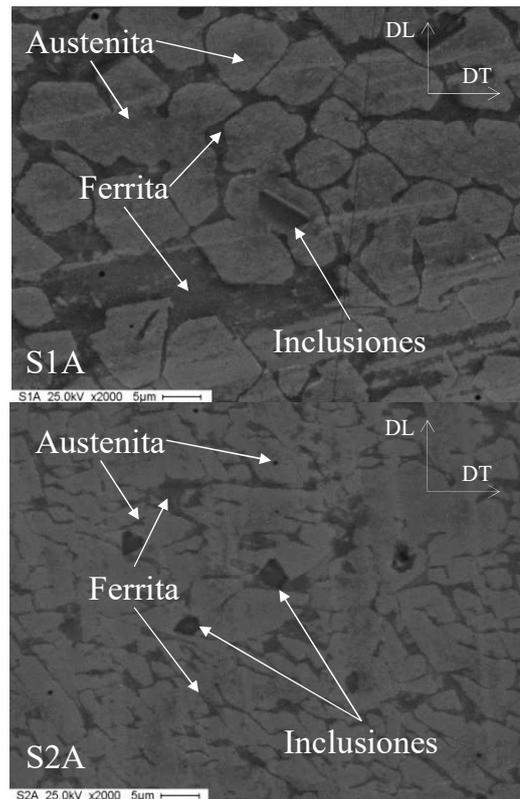


Fig. 5 Microscopía electrónica: S1A y S2A

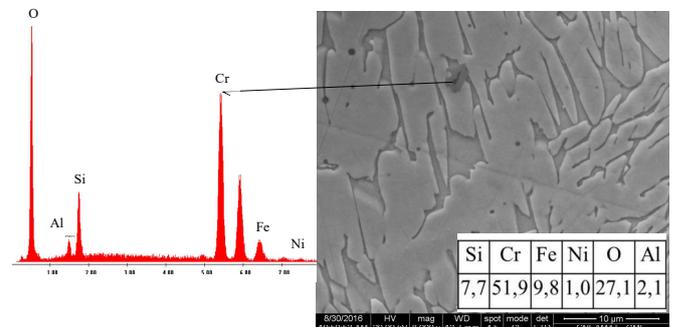
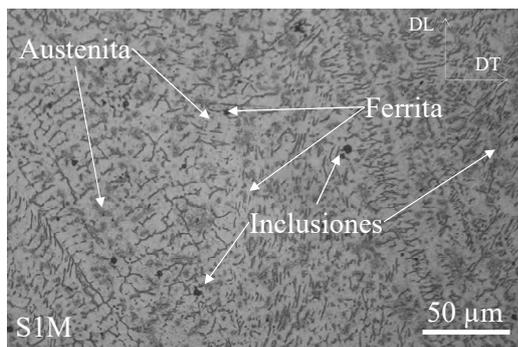


Fig. 6 Microscopía electrónica: S1A y S2A

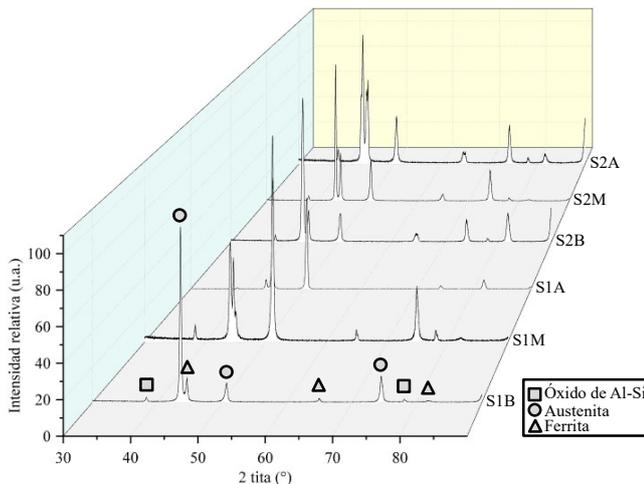


Fig. 7 Difracción de Rayos X

En todos los casos, la microestructura estuvo constituida principalmente por dos fases: ferrita y austenita. En este sentido, el contenido de austenita fue mayor que el de ferrita para todos los recargues. Sin embargo, se pudo observar que al aumentar el calor aportado y al pasar de una a dos capas el contenido de ferrita aumentó. El calor aportado es una medida relativa de la energía transferida por unidad de longitud soldada. Éste es un factor importante porque modifica la velocidad de enfriamiento, la cual afecta la evolución microestructural y las propiedades finales del cordón soldado. Según la literatura [1], a menor calor aportado, mayor contenido de ferrita en la microestructura. Esto está asociado a que al disminuir el calor aportado aumenta la velocidad de enfriamiento y el tiempo de transformación de ferrita en austenita es reducido, dando como resultado un mayor contenido de ferrita en la microestructura. Además, con mayor aporte térmico, la pileta líquida permanece más tiempo en este estado, posibilitándose una mayor oxidación de los elementos de bajo potencial de oxidación, que pasan como óxidos a la escoria o al medio, disminuyendo así su contenido en el metal depositado, entre ellos el Cr, uno de los más oxidables y el principal elemento ferritizante [18]. Por otro lado, la composición química del depósito es fuertemente dependiente de la dilución obtenida. El control de la dilución es muy importante durante la soldadura, fundamentalmente en recubrimientos, donde se buscan bajos niveles de dilución. Cuando la dilución es baja, la composición química del recubrimiento es cercana a la composición química del consumible y las propiedades finales del recubrimiento son las deseadas [1]. En [13], menciona que al aumentar los niveles de dilución el contenido de ferrita en la microestructura disminuye. Un aumento de la dilución aumenta el contenido de C y reduce los contenidos de Cr y Ni del recubrimiento, aumentando el contenido de austenita en la microestructura. Los cambios en la dilución gobiernan la composición química del recubrimiento. Un aumento en la dilución reduce el contenido de elementos estabilizadores de la ferrita (alfágenos) y también reduce, pero de manera moderada, los

elementos estabilizadores de la austenita (gammágenos), dando como resultado una disminución del contenido de ferrita [1, 13]. De acuerdo a lo observado mediante microscopía óptica, electrónica de barrido y a lo discutido anteriormente, se presentan dos efectos opuestos. Por un lado, una disminución de la velocidad de soldadura genera un mayor calor aportado y un mayor tiempo de transformación de ferrita en austenita, dando como resultado un menor contenido de ferrita en la microestructura [19]. Por otro lado, al disminuir la velocidad de soldadura disminuye la dilución con el metal base, dando como resultado un mayor contenido de ferrita [1, 13]. En este sentido, a partir de lo observado en las diferentes condiciones analizadas, el efecto de la dilución es más fuerte que el efecto de la velocidad de enfriamiento ya que, en todos los casos, al disminuir la dilución, el contenido de ferrita aumenta, independientemente del calor aportado resultando en un aumento del contenido de ferrita.

La Tabla IV muestra el porcentaje de fases (ferrita y austenita) y los valores promedios de dureza.

TABLA IV  
CUANTIFICACIÓN Y DUREZA

Cupón	Ferrita (%)	Austenita (%)	Dureza (HV1)
S1B	22	78	245
S1M	24	76	275
S1A	36	64	285
S2B	32	68	274
S2M	36	64	278
S2A	39	61	283

En dicha tabla se puede observar que el equilibrio microestructural fue afectado por las variables estudiadas. Los recargues soldados con dos capas presentaron una microestructura más cercana al balance ideal, respecto a los recargues soldados con una capa. Por otro lado, en ambos casos, al aumentar el calor aportado el contenido de ferrita aumentó de 22 a 36 % y de 32 a 39 % para los cupones soldados con una y dos capas, respectivamente. Sin embargo, para la condición S1A se obtuvieron resultados similares a los de los recargues soldados con dos capas.

Por un lado, un mayor PREN es equivalente a una mayor resistencia a la corrosión por picado [7]. Por otro lado, un mayor equilibrio microestructural de ferrita y austenita, también es sinónimo de una mayor resistencia a la corrosión [20]. Sin embargo, ni el PREN ni el equilibrio microestructural, por si solos, podrían predecir el complejo fenómeno de corrosión. Hay varios efectos microestructurales que favorecen la ruptura de la película pasiva generando el avance de la corrosión localizada como ser: el contenido de inclusiones [9], el tamaño de grano [21], la cantidad de austenita secundaria [8], la precipitación de compuestos [22] e incluso la leve diferencia de composición química entre la ferrita y austenita [23].

Respecto a la dureza, si bien no se encontraron grandes variaciones, se observaron comportamientos definidos. Los valores promedio de dureza fueron dependientes de la

condición de soldadura. Al aumentar el calor aportado la dureza aumento de 245 a 285 y de 274 a 283 HV1, para los recargues soldados con una y dos capas, respectivamente. Esto podría estar asociado a los mayores contenidos de ferrita medidos en la microestructura para estas condiciones, ya que la ferrita presenta mayor dureza respecto a la austenita [23].

#### IV. CONCLUSIONES

A partir del estudio del efecto del calor aportado y de la cantidad da capas en recargues de acero inoxidable súper dúplex sobre una chapa de acero al carbono se arribó a las siguientes conclusiones:

1) El aumento del calor aportado, a través de la disminución de la velocidad de soldadura, generó un aumento en el volumen del material depositado (alto y ancho) sin tener demasiada influencia en la penetración, dando como resultado una disminución de la dilución para los cupones soldados con una y dos capas.

2) Para el caso de los recargues soldados con alto calor aportado (para una y dos capas) se obtuvo una muy baja dilución química (3%), generando depósitos con una composición química cercana a la del material de aporte.

3) Se observó un comportamiento similar para los recargues soldados con una y dos capas. Al aumentar el calor aportado el contenido de ferrita aumentó de 22 a 36% y de 32 39 para los cupones de una y dos capas, respectivamente. Ambos comportamientos asociados a la disminución de la dilución.

4) La dureza promedio de los depósitos aumentó con el contenido de ferrita en la microestructura, variado entre 245 y 285 HV. Asimismo, para contenidos de ferrita similares, los recargues de dos capas presentaron mayores valores de microdureza, lo que se asociaría al mayor contenido de aleación.

5) Las condiciones con dos capas presentaron mayores valores de PREN y de ferrita. La condición con una capa y alto aporte térmico (S1A) presentó valores semejantes, aunque algo menores, constituyéndose en una alternativa tecnológica interesante, aumentando la productividad y disminuyendo los costos.

En términos generales, el aumento del aporte térmico, al disminuir la velocidad de soldadura generó, en los recargues SDSS, una disminución de la dilución y un aumento de la velocidad de enfriamiento. Ambos fenómenos controlan el equilibrio microestructural, pero en sentidos opuestos. Sin embargo, es evidente que la dilución tiene una mayor influencia sobre el contenido de ferrita respecto a la velocidad de enfriamiento, ya que en todos los casos (con una y dos capas), el contenido de ferrita aumento acercándose al equilibrio independientemente del calor aportado.

#### V. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a Daniel Betz de BOHELER Argentina por la provisión del consumible utilizado, a Ricardo

Flores de AIR LIQUIDE Argentina por la donación de los gases de soldadura, a Eduardo Asta de ESAB-CONARCO Argentina por los análisis químicos, Silvana Arroyo de INTECIN por los espectros de Difracción de Rayos X y a la UNLZ por el aporte financiero.

#### VI. REFERENCIAS

- [1] T. Kannan and N. Murugan, "Prediction of Ferrite Number of duplex stainless steel clad metals using RSM," *Welding Journal*, vol. 85, pp. 91s-100s, 2006.
- [2] B. Senthilkumar and T. Kannan, "Effect of Flux Cored Arc Welding process parameters on bead geometry in super duplex stainless steel claddings," *Measurement*, vol. 62, pp. 127-136, 2015.
- [3] T. Kannan and N. Murugan, "Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 176, pp. 230-239, 2006.
- [4] L. Karlsson and H. Arcini, "Low energy input and high dilution welding of duplex stainless steels " *IIW Doc.*, vol. IX-2356r1-11, pp. 1-11, 2011.
- [5] 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.
- [6] J. M. Pardal, S. S. M. Tavares, M. C. Fonseca, J. A. d. Souza, R. R. A. Côte, and H. F. G. d. Abreu, "Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S32750," *Materials Characterization*, vol. 60, pp. 165-172, 2009.
- [7] 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.
- [8] Z. Zhang, H. Jing, L. Xu, Y. Han, L. Zhao, and J. Zhang, "Influence of microstructure and elemental partitioning on pitting corrosion resistance of duplex stainless steel welding joints," *Applied Surface Science*, vol. 394, pp. 27-314, 2017.
- [9] L.-c. AN, J. CAO, L.-c. WU, H.-h. MAO, and Y.-t. YANG, "Effects of Mo and Mn on Pitting Behavior of Duplex Stainless Steel," *JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL*, vol. 23, pp. 1333-1341, 2016.
- [10] L. Karlsson, "Welding duplex stainless steels - A review of current recommendations," *IIW Doc.*, vol. IX-2355-11, pp. 1-17, 2011.
- [11] BÖHLER, "Technical Information: BÖHLER CN 25/9 CuT-IG," *GMAW solid wire, high alloyed, highly corrosion resistant*, 2010.
- [12] J. N. DUPONT and C. S. KUSKO, "Technical Note: Martensite Formation in Austenitic/Ferritic Dissimilar Alloy Welds," *WELDING JOURNAL*, vol. 86, pp. 51s-54s, 2007.
- [13] D. J. KOTECKI, "Dilution control in single-wire stainless steel submerged arc cladding," *Welding Journal*, vol. 75, pp. 35s-45s, 1996.
- [14] 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.
- [15] M. D. Almenara, J. Vidal, A. Mateo, G. Fargas, and F. Canejo, "Modelos empiricos para la predicción de la geometría del cordón en soldaduras a tope de un acero inoxidable dúplex 2205," *Dyna*, vol. 78, pp. 206-215, 2011.
- [16] M. M. A. Khan, L. Romoli, M. Fiaschi, G. Dini, and F. Sarri, "Laser beam welding of dissimilar stainless steels in a fillet joint configuration," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, pp. 856- 867, 2012.
- [17] 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.

- [18] S. Zappa, G. Noguera, H. Svoboda, and E. Surian, "Efecto del aporte térmico sobre la microestructura y la dureza en soldaduras de acero inoxidable dúplex," in *CONAMET-SAM 2014*, Argentina, 2014.
- [19] J. M. Vitec, S. A. Davis, and C. R. Hinman, "Improved ferrite number prediction model that accounts for cooling rate effects – Part 2: Model results," *Welding Journal*, vol. Vol. 82, pp. 43-s-50-s, 2003.
- [20] M. E. H. López, E. H. Delgado, D. T. Torres, and A. M. A. Morquecho, "Identificación de Fases y Precipitados por MFA en Uniones de Acero Inoxidable Dúplex," *Soldagem & Inspeção*, vol. 21, pp. 237-250, 2016.
- [21] J. Wan, Y. Lou, and H. Ruan, "The partition coefficient of alloying elements and its influence on the pitting corrosion resistance of 15Cr-2Ni duplex stainless steel," *Corrosion Science*, vol. 139, pp. 13–20, 2018.
- [22] J. L. d. Abra-Arzola, M. A. García-Rentería, V. L. Cruz-Hernández, J. García-Guerra, V. H. Martínez-Landeros, L. A. Falcón-Franco, *et al.*, "Study of the effect of sigma phase precipitation on the sliding wear and corrosion behaviour of duplex stainless steel AISI 2205," *Wear*, vol. 400-401, pp. 43-51, 2018.
- [23] M. Martins and L. C. Casteletti, "Effect of heat treatment on the mechanical properties of ASTM A 890 Gr6A super duplex stainless steel," *Journal of ASTM International*, vol. Vol. 2, pp. 1-14, 2005.