

**Efecto del Calor Aportado y la Cantidad de Capas en Soldaduras de Recargue de Aceros  
Inoxidables Dúplex Avanzados****(Effect of Heat Input and Layers Number in Cladding Welding of Duplex Stainless Steels Advanced)**Sebastián Zappa<sup>1,2</sup>; Gastón Noguera<sup>1</sup>; Hernán Svoboda<sup>2,3</sup>; Estela Surian<sup>4</sup><sup>1</sup>Universidad Nacional de Lomas de Zamora – Facultad de Ingeniería, Lomas de Zamora, Buenos Aires, Argentina; e-mail: [zappasebastian@hotmail.com](mailto:zappasebastian@hotmail.com)<sup>2</sup>Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Argentina<sup>3</sup>Universidad de Buenos Aires, Buenos Aires, Argentina<sup>4</sup>Consultos Independiente, Buenos Aires, Argentina**Resumo**

Los aceros inoxidables dúplex se caracterizan por poseer una estructura dual constituida por ferrita y austenita, cuya relación entre ambas fases es cercana a 1. Poseen una combinación de buenas propiedades de tracción, tenacidad y resistencia a la corrosión, que dependen de la relación entre las fases mencionadas y de la composición química. Son ampliamente utilizados en las industrias de procesos químicos y, fundamentalmente, de petróleo y gas. El desarrollo de los aceros inoxidables dúplex ha seguido dos caminos: la mejora de las propiedades a través del aumento de elementos de aleación como el cromo, molibdeno y nitrógeno (súper dúplex y hyper dúplex) o la disminución de molibdeno y níquel, balanceando la composición química con agregados de N, que conducen al desarrollo de los aceros lean dúplex. En particular, estos últimos fueron desarrollados para competir con los aceros inoxidables austeníticos en muchas aplicaciones donde se requiere alta resistencia mecánica y una mayor resistencia a la corrosión localizada. La soldadura de recargue, recubrimiento o cladding es utilizada en la industrias de fabricación y reparación para aumentar la durabilidad de los componentes a menores costos. Las propiedades superficiales del recubrimiento dependen de la composición química y la microestructura en esa zona, las que a su vez quedan definidas por la dilución y el procedimiento de soldadura. El objetivo de este trabajo fue el de estudiar el efecto del calor aportado (alto y bajo) y de la cantidad de capas (una y dos) del recargue con aceros inoxidables dúplex y lean dúplex sobre la composición química, macroestructura, dilución, microestructura y dureza. El procedimiento de soldadura empleado fue diseñado para obtener 4 cupones de recargue con cada consumible (dúplex y lean dúplex): cupones con 1 y 2 capas soldados con bajo y alto calor aportado (modificando únicamente la velocidad de soldadura). El aumento del aporte térmico, generó un aumento en la penetración, el ancho y el alto de los cordones, una menor dilución y un mayor contenido de ferrita. El equilibrio microestructural en recargues con aceros inoxidables dúplex y lean dúplex está controlado principalmente por el grado de dilución y en menor por el calor aportado.

**Palavras-chave:** FCAW; DSS; LDSS; Soldadura de Recargue; Microestructura.

**Abstract:** Duplex steels are characterized by a dual structure consisting of ferrite and austenite which relationship should be close to 1. They have a combination of good tensile properties, toughness and corrosion resistance, depending on the relationship between the phases mentioned above and chemical composition. They are widely used in chemical process industries and mainly in oil and gas. The development of duplex stainless steels has followed two paths: improved properties by increasing alloying elements such as chromium, molybdenum and nitrogen (super duplex and hyper-duplex) or decreasing molybdenum and nickel, balancing the chemical composition by the addition of N, leading to the development of lean duplex steels. In particular, the last steels were developed to compete with the austenitic stainless steel in many applications where high strength and enhanced resistance to localized corrosion are required. Corrosion resistance cladding is used in the manufacturing and repair industries to increase component durability and low costs. The surface properties of the coating depend on the chemical composition and the microstructure in the area, which in turn are defined by the dilution and the welding process. The objective of this work was to study the effect of heat input (high and low) and the number of layers (one and two) of the cladding with lean duplex steels and duplex stainless steels on the chemical composition, macrostructure, dilution, microstructure and hardness. The welding process used was designed so as to obtain 4 coupons for each consumable (duplex and lean duplex) with 1 and 2 layers welded with high and low heat input (modifying only the welding speed). The increased heat input, generated an increase in penetration, the width and height of the beads, lower dilution and higher ferrite content. Microstructural balance is primarily controlled by the degree of dilution and to a lesser extent, the heat input.

**Key-words:** FCAW; DSS; LDSS; Cladding Welding; Microstructure.

## 1. Introducción

Los consumibles para 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, de revestimiento o cladding). En los últimos años, la soldadura de recargue se ha implementado en numerosas industrias, por una cuestión económica, generando una solución a los problemas de la ingeniería y reducción de costos. Las aplicaciones principales del recargue son: 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 resistencia a la corrosión o desgaste, sobre un elemento o pieza de acero al carbono o de baja aleación. En forma particular, las características deseables en los materiales de recargue inoxidable 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: son soldables, poseen buenas propiedades mecánicas y, además, tienen altas resistencias a la corrosión generalizada y localizada [2].

Los aceros inoxidables dúplex (DSS) se caracterizan por poseer una estructura dual constituida por ferrita (BCC: cúbica de cuerpo centrado) y austenita (FCC: cúbica de caras centradas), cuya relación entre ambas fases debe ser 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 los aceros inoxidables dúplex ha seguido dos caminos: la mejora de las propiedades a través del aumento de elementos de aleación como el cromo, molibdeno y nitrógeno (súper dúplex y hyper dúplex); o la disminución de molibdeno y níquel, balanceando la composición química con agregados de N, que conducen al desarrollo los aceros lean dúplex. En particular, estos últimos fueron desarrollados para competir con los aceros inoxidables austeníticos en muchas aplicaciones donde se requiere alta resistencia mecánica y una mayor resistencia a la corrosión localizada [3, 4].

Las propiedades de los DSS 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 dichas fases, tales como nitruros de cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ), austenita secundaria ( $\gamma_2$ ) y compuestos intermetálicos, como ser fase 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 proceso off-shore. Tubos, bombas, recipientes a presión, separadores y los intercambiadores de calor son algunos ejemplos de estas aplicaciones [3].

Con parámetros de soldadura incorrectos se puede perder el equilibrio entre fases y generar la precipitación de fases secundarias obteniendo una pérdida importante de las propiedades. En términos generales, en soldaduras de SDSS, altas velocidades de enfriamiento, pueden dar como resultado una excesiva cantidad de ferrita y la precipitación de nitruros. Por otro lado, una baja velocidad de enfriamiento puede generar la precipitación de fases intermetálicas [6].

Además, la composición química, la microestructura y las diferentes propiedades de los materiales de recargue son dependientes del grado de dilución del metal aportado por el consumible y el metal base fundido, sobre el cuál ése se deposita y con que se mezcla. 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. Además, 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, 2].

El objetivo de este trabajo fue el de estudiar el efecto del calor aportado (alto y bajo) y de la cantidad de capas (una y dos) de depósitos de soldadura de acero inoxidable dúplex y lean dúplex sobre la composición química, el grado de dilución, la microestructura y la dureza.

## 2. Materiales y Métodos

### 2.1. Soldaduras

Se soldaron cupones de soldadura de recargue, tipo cladding, sobre una chapa de acero al carbono mediante el proceso de soldadura semiautomático con protección gaseosa. Se utilizaron los mismos parámetros eléctricos pero se modificó la velocidad de soldadura, de manera de generar diferentes calores aportados (diferentes velocidades de enfriamiento). Los consumibles empleados fueron alambres tubulares de 1,2 mm de diámetro que depositan aceros inoxidables dúplex y lean dúplex. La Tabla 1 muestra la identificación, los parámetros de soldadura promedio y el calor aportado en cada caso. La identificación de las muestras consiste en tres dígitos:

1er dígito: L: para consumible LDSS; D: para consumible DSS.

2do dígito: 1: para recargues con una capa; 2: para recargues con dos capas.

3er dígito: B: bajo calor aportado (0,6kJ/mm); M: alto calor aportado (1,0 kJ/mm)

Tabla 1. Identificación de las probetas y parámetros de soldadura utilizados.

Cupón	Tensión -V-	Corriente -A-	Velocidad de soldadura -mm/s-	Calor aportado -kJ/mm-
L1B <sub>(0,6)</sub>	28	204	9,7	0,59
L1M <sub>(1,0)</sub>	28	200	6,2	0,90
L2B <sub>(0,6)</sub>	28	201	9,9	0,57
L2M <sub>(1,0)</sub>	28	200	6,1	0,92
D1B <sub>(0,6)</sub>	28	196	9,7	0,57
D1M <sub>(1,0)</sub>	28	196	6,4	0,86
D2B <sub>(0,6)</sub>	28	195	9,7	0,56
D2M <sub>(1,0)</sub>	28	195	6,4	0,85

*Nota: Calor aportado = Tensión x Corriente / Velocidad de soldadura*

La posición de soldadura fue plana y realizada con un dispositivo automatizado. 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. Las chapas utilizadas como base fueron de acero comercial de bajo contenido de C de 3" x 3/8" x 250 mm. La Tabla 2 muestra la composición química de la chapa base determinada por espectrometría de emisión óptica y de los materiales de aporte puro de los consumibles reportados por el fabricante [7, 8]. La configuración de los cupones de recargue fue cinco cordones en la primera capa y cuatro en la segunda.

Tabla 2. Identificación y parámetros de soldadura de los recargues.

Muestra	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N
Chapa	0,10	0,20	0,58	-	-	-	-
LDSS	0,03	0,7	0,9	24,0	9,0	0,4	0,13
DSS	0,03	0,8	0,9	22,7	9,0	3,2	0,13

*Nota: Valores expresados en porcentaje en peso*

Se extrajeron cortes transversales para la caracterización macro y microestructural, se determinaron las características geométricas de los recargues (penetración, ancho y alto) y dilución geométrica por medio del área de metal base fundido (B) dividido el área total (A + B) [2], como se muestra en la Figura 1.

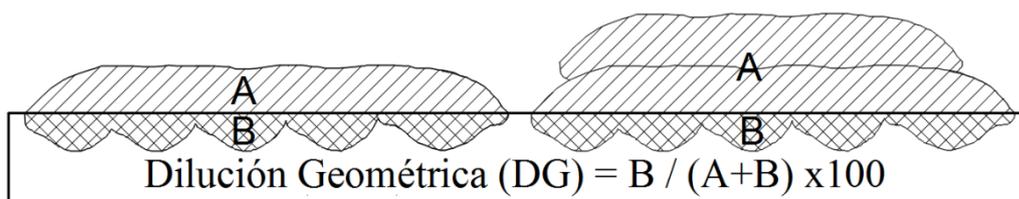


Figura 1. Geometría del recargue y dilución geométrica.

A fin de evaluar la homogeneidad química dentro del recargue, sobre los cortes transversales de los cupones, se realizaron mediciones con espectrometría dispersiva de rayos X (EDS) en el centro de cada cordón en los recargues de una capa para determinar la dilución química, definida como la diferencia entre la composición química del metal de aporte puro reportada por el fabricante y la medida experimentalmente, considerando únicamente el Cr y Ni.

Se tomaron muestras superficiales, en las zonas del quinto cordón (para una capa) y noveno cordón (para dos capas), por ser las zonas de menor dilución. En dichas zonas, se caracterizó la microestructura mediante microscopías óptica (LM) y electrónica de barrido (SEM) y se realizó la cuantificación de las fases presentes por medio de metalografía color a 500x. Además, se midieron 7 valores de microdureza Vickers sobre las superficies de los recargues donde se muestra en la Figura 2. Los valores reportados son el promedio de los valores medidos.

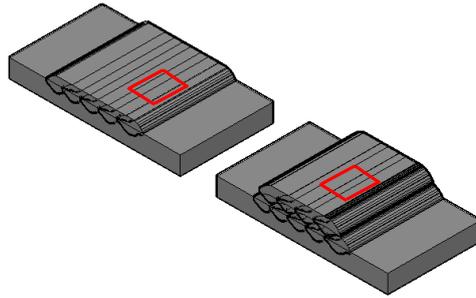


Figura 2. Muestras para caracterización superficial.

### 3. Resultados y discusión

#### 3.1. Aspecto superficial

Las Figuras 3 y 4 muestran el aspecto superficial de los recargues y los cortes transversales.

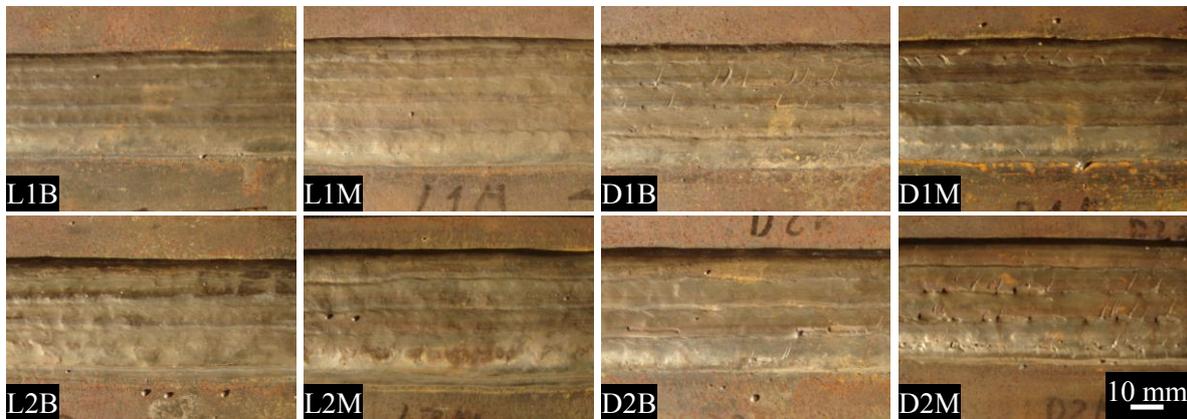


Figura 3. Aspecto superficial de los cordones.

En la Figura 3 se pueden observar bajos niveles de salpicaduras y de escoria, en todos los cupones. Además, los cordones presentaron una buena terminación superficial. Sin embargo, en los recargues soldados con el consumible DSS, se puede observar una gran cantidad de poros vermiculares superficiales asociados a los gases que quedan atrapados debajo de la escoria.

#### 3.2. Cortes transversales – Macrográficas

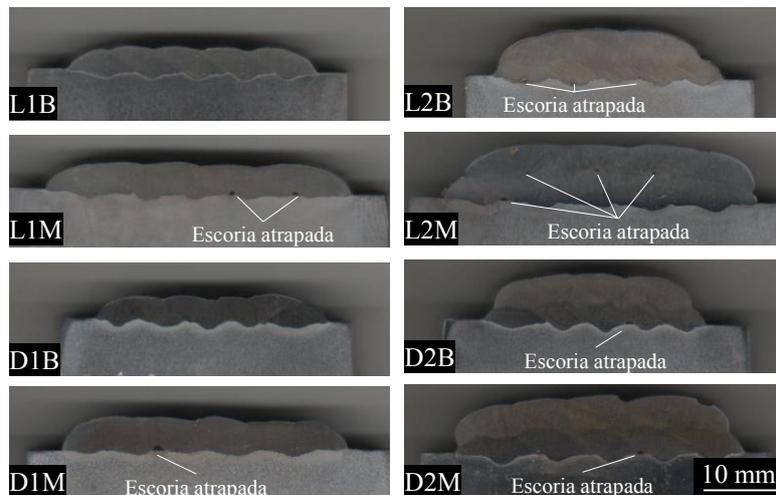


Figura 4. Cortes transversales de los recargues.

En la Figura 4, se observa la chapa base, la zona afectada por el calor y el metal de soldadura conformando el recargue. En la mayoría de los cupones soldados, se pueden observar islas de escoria atrapada entre cordones, asociadas a una mala limpieza.

### 3.3. Características geométricas de los recargues

En la Tabla 3 se presentan los valores de las dimensiones de los cupones: penetración, ancho, sobremonta medidos sobre cada uno de los recargues.

Tabla 3. Características geométricas de los recargues soldados.

Cupón	Penetración -mm-	Ancho -mm-	Alto -mm-
L1B	1,25	32,90	3,20
L1M	1,48	40,36	3,97
L2B	1,32	30,53	6,54
L2M	1,33	41,05	7,57
D1B	1,37	30,82	3,56
D1M	1,08	37,90	4,58
D2B	1,40	29,50	6,47
D2M	1,63	38,18	7,55

Puede verse que la geometría del recargue se vio afectada por los parámetros de proceso empleados. Se observaron los mismos comportamientos, para los cupones soldados con una y dos capas en ambos consumibles. La penetración, el ancho y la altura general del cupón del recargue, aumentaron al aumentar el calor aportado (controlado por la velocidad de soldadura). Al aumentar el calor aportado se obtuvo un aumento en todos los parámetros geométricos de los recargues, manifestándose en un aumento en el área de los cordones. La geometría del cordón es directamente proporcional al calor aportado [9]. Al aumentar la velocidad 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 [9].

### 3.4. Dilución geométrica

Los resultados obtenidos de las diluciones geométricas se presentan en la Tabla 4.

Tabla 4. Dilución geométrica de los recargues soldados.

Cupón	B -mm <sup>2</sup> -	A + B -mm <sup>2</sup> -	Dilución geométrica -%-
L1B	21,8	110,1	19,8
L1M	27,4	161,4	17,0
L2B	20,1	177,0	11,4
L2M	28,0	292,9	9,6
D1B	19,2	103,7	18,5
D1M	15,3	159,9	9,6
D2B	18,5	171,8	10,8
D2M	24,0	269,1	8,9

La dilución geométrica general del recargue osciló entre un 9 y un 20 %, aproximadamente, para las distintas condiciones de soldadura. En este sentido, el hecho de que la dilución se haya encontrado entre estos valores, es un dato relevante, dada la importancia de la composición química en la formación de las fases microestructurales [1]. Para ambos consumibles, el porcentaje de dilución del metal base en la pileta líquida disminuyó con el aumento del calor aportado y de una a dos capas. Estos hechos podrían estar asociados a que al aumentar el calor aportado (por medio de la disminución de la velocidad de soldadura) y/o la cantidad de capas del recargue, se generan mayores volúmenes de material aportado respecto del volumen de material base fundido, dando como resultado la disminución de la dilución geométrica.

### 3.5. Dilución química

La Tabla 5 y la Figura 5 muestran los resultados de dilución química medida en cada cordón de los recargues soldados con una capa.

Tabla 5. Dilución química de los recargues soldados con una capa.

Cupón	1er -%-	2do -%-	3er -%-	4to -%-	5to -%-
L1B	19,5	11,5	9,6	11,1	12,3
L1M	11,7	3,4	4,0	3,9	1,3
D1B	25,6	12,9	17,3	16,9	18,9
D1M	14,3	8,8	6,6	6,1	7,1

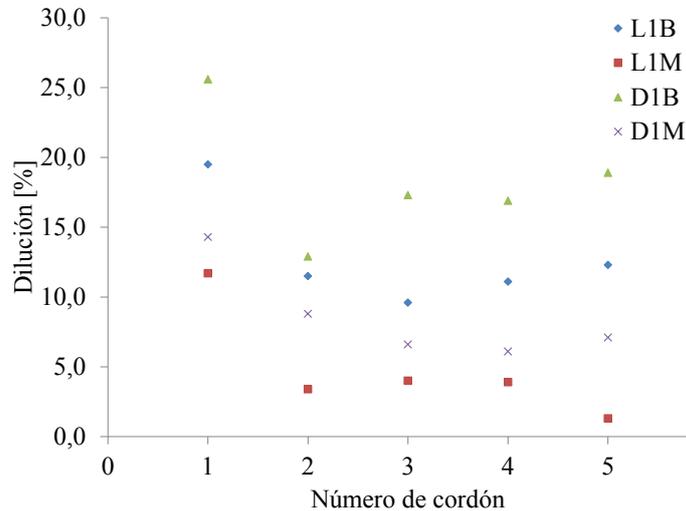


Figura 5. Dilución química en cada cordón de los recargues de una capa.

Se puede observar que la dilución química, al igual que lo observado en la Tabla 4 con la dilución geométrica, disminuye al aumentar el calor aportado para los recargues soldados con una capa. Al igual que en el caso anterior, estos resultados están asociados al mayor volumen de material aportado mezclado con el volumen de material fundido explicado anteriormente. Además, la dilución va disminuyendo desde el primer cordón soldado hacia los sucesivos cordones alcanzando una dilución estacionaria para un cordón determinado. Es decir, la dilución del primer cordón es elevada, asociado a la mezcla que se genera entre el material base fundido y el material de aporte, pero desde el segundo cordón hasta el quinto, el valor de dilución permanece, prácticamente constante (del orden del 11%, 3%, 14% y 6% para los cupones L1B, L1M, D1B y D1M, respectivamente). Esto podría estar asociado a que, a partir del segundo cordón, el volumen de material fundido está compuesto por la combinación de la chapa base y los cordones anteriores, provocando que la dilución disminuya desde el primer cordón hasta el segundo y luego se mantenga, prácticamente, constante. Es decir, en el primer cordón soldado, el volumen de material base fundido es el mayor de toda la secuencia de soldadura y todo ese volumen es mezclado con el material aportado definiendo un valor de dilución. A partir del segundo cordón (por una cuestión de solapamiento entre cordones sucesivos para la confección del recargue) el volumen de material base fundido disminuye, respecto del primer cordón, y se mantiene constante en los sucesivos cordones generando que la dilución permanezca prácticamente constante a partir de este segundo cordón.

### 3.6. Microscopía óptica

La Figura 6 y 7 muestran las microestructuras obtenidas para los recargues soldados, en zonas del quinto cordón (zona de menor dilución). En todos los casos la microestructura estuvo constituida por dos fases, una oscura (ferrita) y otra clara (austenita).

No se encontraron variaciones significativas observables para los diferentes cupones de soldadura, mediante esta técnica. Sin embargo, se pudo observar que la microestructura no estuvo balanceada (50 % ferrita y 50 % austenita) y hubo mayor contenido de austenita (fase clara) en todos los casos de estudio. El calor aportado, modificado por medio de la velocidad de soldadura, influyó en la microestructura de los depósitos, al igual que la cantidad de capas. Además, se pudo observar que la microestructura en la zona afectada por el calor entre cordones (zona recrystalizada) estuvo conformada por grandes placas de ferrita con altos contenidos de austenita secundaria en el interior de las mismas.

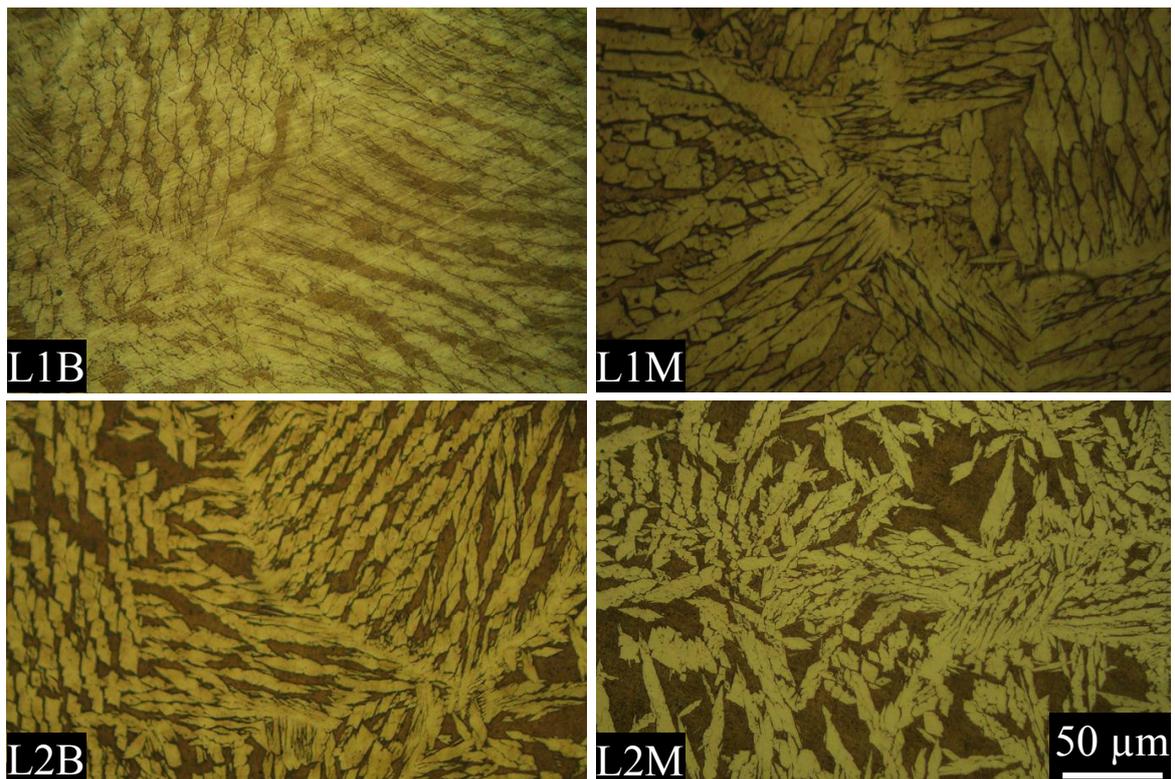


Figura 6. Microscopía óptica de depósitos LDSS.

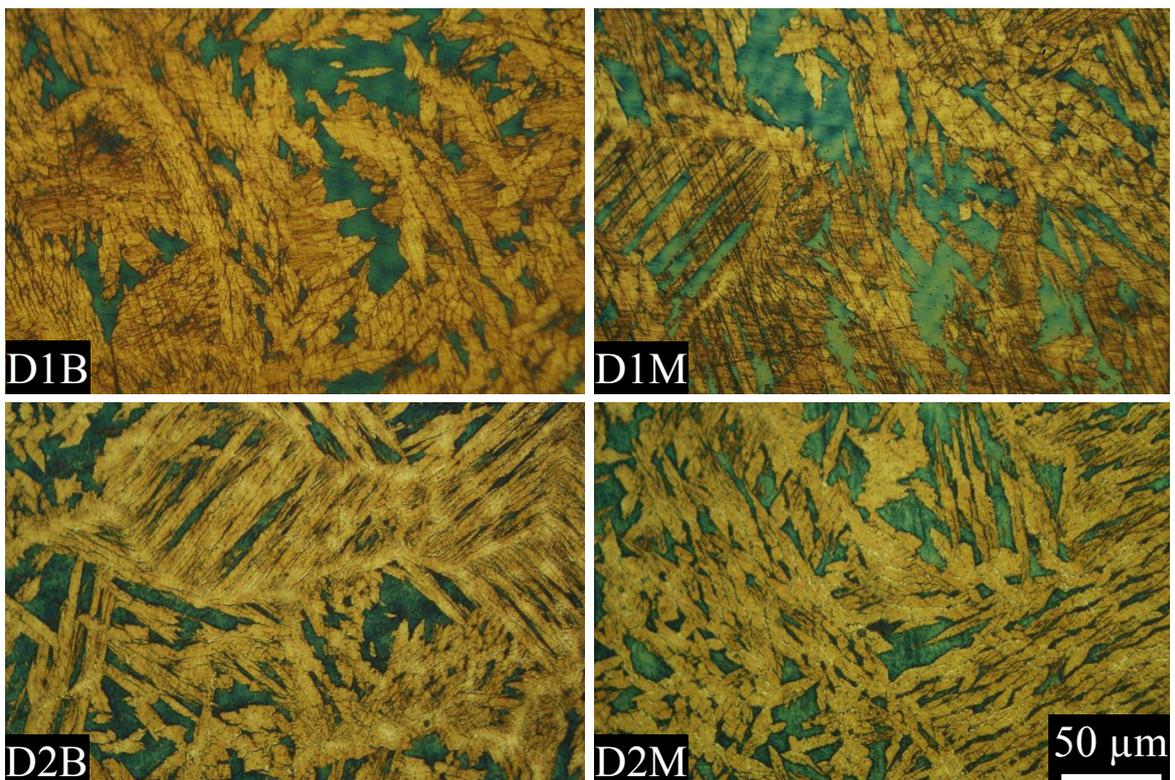


Figura 7. Microscopía óptica en depósitos DSS.

El calor aportado es una medida relativa de la energía transferida por unidad de longitud soldada y es un factor importante porque modifica la velocidad de enfriamiento y el grado de dilución de los recargues, lo cual afecta la evolución microestructural y las propiedades finales del cordón soldado. Según la literatura [1] a mayor calor aportado, menor contenido de ferrita en la microestructura. Esto está asociado a que a mayor calor aportado disminuye la velocidad de enfriamiento y el tiempo de transformación de ferrita en austenita es mayor, dando como resultado un menor 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 [10]. Además, como vimos anteriormente, el calor aportado no solamente controla la velocidad de enfriamiento, sino que también tiene una gran influencia en el grado de dilución. El control de la dilución es muy importante durante la soldadura, fundamentalmente en recubrimientos, donde se buscan bajos niveles de dilución, ya que la misma altera la composición química final de los cordones y, por ende, la microestructura resultante. 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]. La literatura [11] menciona que al aumentar los niveles de dilución el contenido de ferrita en la microestructura disminuye. Un aumento de la dilución provoca un aumento en el contenido de C y reduce los contenidos de Cr y Ni del material de recargue, aumentando el contenido de austenita en la microestructura. La dilución controla la composición química del recubrimiento. En este sentido, 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, 11].

La Figura 8 muestra imágenes de microscopía óptica en zonas recrystalizadas generadas por la configuración multipasadas de los cupones de recargue.

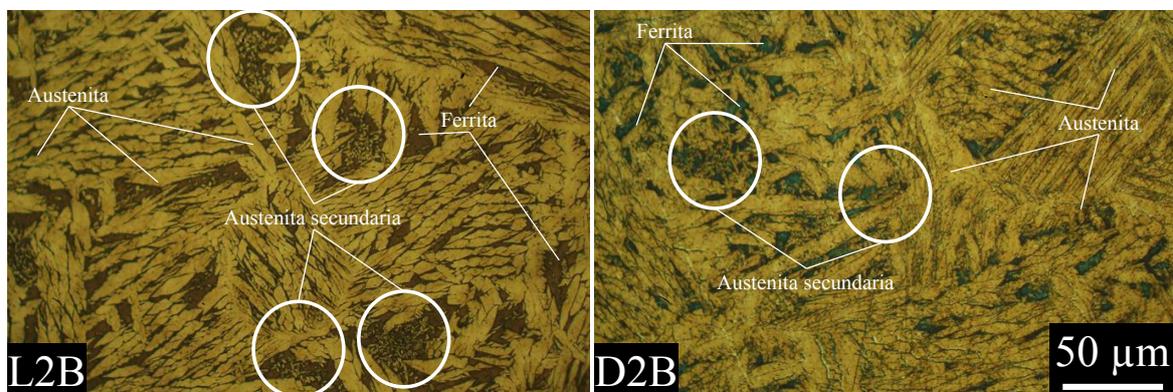


Figura 8. Zona recrystalizada entre cordones.

La Figura 8 muestra zonas recrystalizadas de los cupones L2B y D2B donde se puede observar un gran contenido de austenita secundaria dentro de las placas de ferrita. La literatura reporta [12] que la ZAC adyacente a la línea de fusión experimenta un recalentamiento que se describe en tres etapas:

1) El material es calentado a muy alta temperatura (sin alcanzar la temperatura de fusión). A esta temperatura, la austenita comienza a transformarse en ferrita hasta que, eventualmente, la estructura es completamente ferrítica. En esta instancia, la mayoría de los posibles precipitados (carburos, nitruros, etc.) comienzan a disolverse.

2) Una vez alcanzada la temperatura pico ocurre crecimiento de grano de la ferrita, ya que no hay segundas fases o precipitados que inhiban su crecimiento.

3) Durante el enfriamiento, la austenita nuclea y crece, mientras que los precipitados se reforman.

La transformación de ferrita a austenita es dependiente de la composición química y de la velocidad de enfriamiento. Con una alta velocidad de enfriamiento, no hay tiempo suficiente para la transformación de ferrita en austenita, dando como resultado un alto contenido de ferrita en la zona afectada por el calor [12].

La literatura [12] reporta que los  $Cr_2N$  intergranulares son sitios preferenciales para la nucleación de austenita secundaria y puede ocurrir gran cantidad de precipitación durante el recalentamiento en DSS. Los múltiples recalentamientos, como los experimentados en soldaduras multipasadas, pueden conducir a una gran cantidad de austenita secundaria. Lo discutido anteriormente puede explicar el alto contenido de austenita secundaria mostrado en la Figura 8, indicando la existencia de nitruros de cromo en la microestructura, no identificados con las técnicas utilizadas en este trabajo.

### 3.7. Microscopía electrónica de barrido

La Figura 9 muestra imágenes de microscopía electrónica de barrido con electrones secundarios y retrodifundidos.

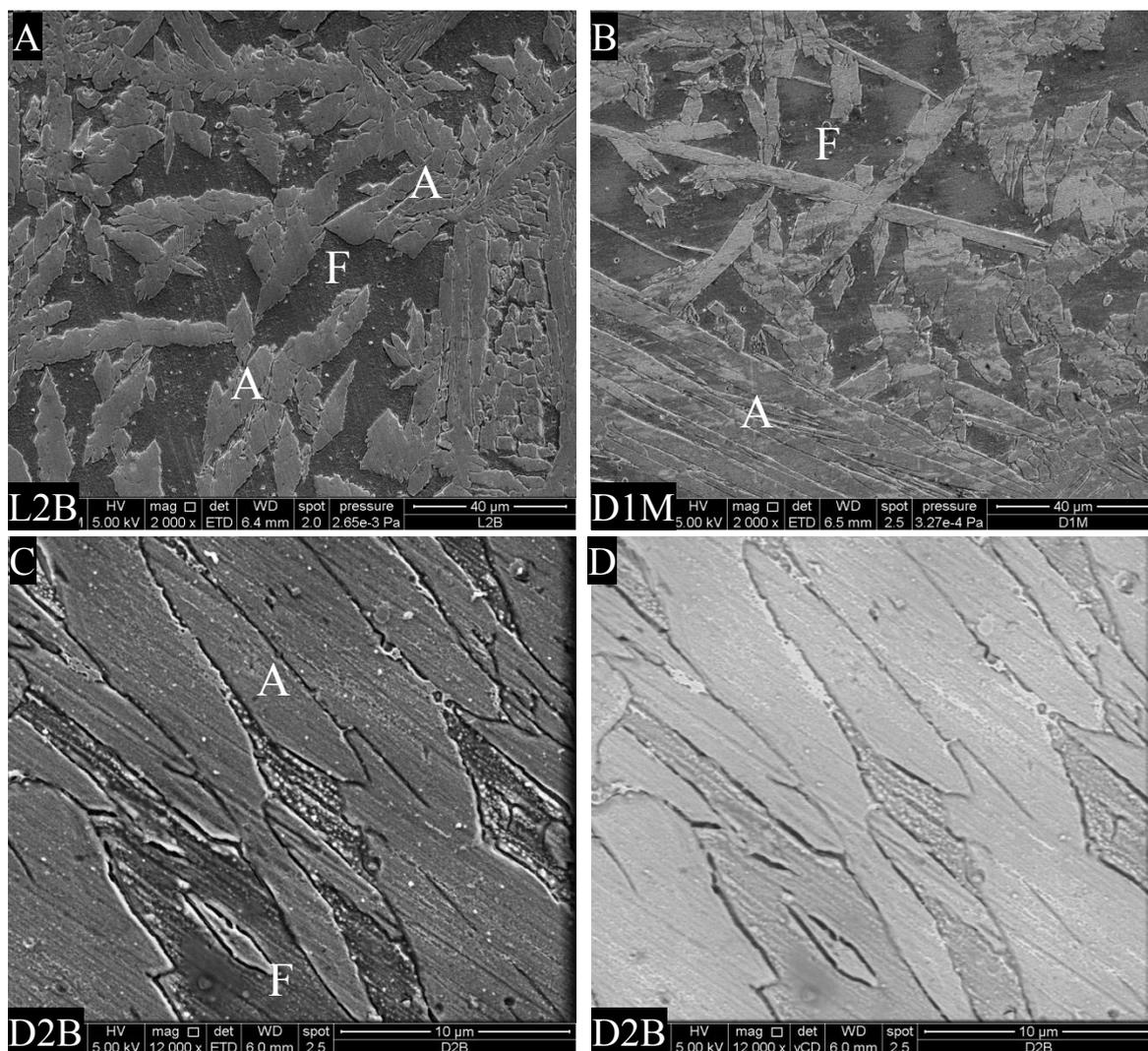


Figura 9. Microscopía electrónica. A: muestra L2B; B: muestra D1M; C: muestra D2B; D: muestra D2B. A, B y C: electrones secundarios; D: electrones retrodifundidos.

Se pueden observar imágenes de microscopía electrónica de barrido de las condiciones L2B, D1M. En las mismas se pueden observar placas de austenita en una matriz de ferrita. Además, se muestran imágenes de microscopía generadas con electrones secundarios y electrones retrodifundidos del cupón D2B, donde se puede observar que no existen grandes diferencias en peso atómico entre las fases ferrita y austenita.

### 3.8. Cuantificación microestructural y dureza

La Tabla 6 presenta los contenidos de ferrita, de austenita y los valores de microdureza, en zonas del quinto cordón, de las diferentes condiciones.

Tabla 6. Distribución de Fases y microdureza de los depósitos obtenidos.

Cupón	Ferrita -%-	Austenita -%-	Dureza -HV <sub>1</sub> -
L1B <sub>(0,6)</sub>	33	67	236
L1M <sub>(1,0)</sub>	37	63	244
L2B <sub>(0,6)</sub>	43	57	249
L2M <sub>(1,0)</sub>	45	55	263
D1B <sub>(0,6)</sub>	34	66	248
D1M <sub>(1,0)</sub>	40	60	250
D2B <sub>(0,6)</sub>	37	63	255
D2M <sub>(1,0)</sub>	46	54	274

En la Tabla 6 se observa que el aumento del calor aportado generó un aumento del contenido de ferrita para los recargues soldados con una y dos capas. De acuerdo con lo discutido anteriormente, en estos resultados se presentan dos efectos opuestos. Por un lado, una disminución de la velocidad de soldadura genera un mayor tiempo de transformación de ferrita en austenita dando como resultado un menor contenido de ferrita en la microestructura [13, 14] y, por otro lado, al disminuir la velocidad de soldadura disminuye la dilución con la chapa base, dando como resultado un mayor contenido de ferrita [1, 2, 11]. En este sentido, a partir de lo observado en las diferentes condiciones analizadas, la dilución tiene un mayor efecto sobre el equilibrio microestructural en soldadura de aceros inoxidable dúplex que la velocidad de solidificación (tiempo de transformación de ferrita en austenita).

Además, considerando los resultados de la Tabla 6, en donde se muestran los valores de dureza para las distintas condiciones de recargue, se observa que, si bien no se encontraron grandes variaciones ( $40 H_{V1}$ ), a menor velocidad de soldadura, mayor calor aportado, mayor dureza. Esto podría estar asociado, a los mayores contenidos de ferrita medidos en la microestructura para estas condiciones, ya que la ferrita es una estructura más dura que la austenita [15].

#### 4 . Conclusiones

El aumento del aporte térmico, al disminuir la velocidad de soldadura, en los recargues de aceros inoxidable dúplex y lean dúplex generó:

- Un aumento en la penetración, el ancho y el alto de los cordones
- Una menor dilución
- Un mayor contenido de ferrita
- Una mayor dureza

Por otro lado, la segunda capa de recargue respecto de una simple, generó menores valores de dilución, acercando la composición química superficial de los recargues a la del consumible sin dilución. Además, la microestructura estuvo más balanceada, acercándose los contenidos de ferrita al 50%, generando una mayor dureza.

Para los recargues soldados con una capa, a partir del segundo cordón soldado, no se observaron grandes variaciones de dilución manteniéndose la misma constante para los sucesivos cordones.

El equilibrio microestructural en recargues con aceros inoxidable dúplex y lean dúplex está controlado principalmente por el grado de dilución y en menor medida por el calor aportado.

Finalmente, los depósitos de soldadura con consumibles DSS, en términos generales, tuvieron el mismo comportamiento que los LDSS en términos de dilución, microestructura, contenido de fases y dureza.

#### 5. 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, a Mercedes Pianetti del Laboratorio de Microscopía Electrónica del INTI - MECÁNICA por las imágenes SEM y a la UNLZ por el aporte financiero.

#### 6. Referencias Bibliográficas

1. Kannan, T. and N. Murugan, *Prediction of Ferrite Number of duplex stainless steel clad metals using RSM*. Welding Journal, 2006. **85**(91): p. 91s-100s.
2. Kannan, T. and N. Murugan, *Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality*. Journal of Materials Processing Technology, 2006. **176**: p. 230-239.
3. Sarlak, H., M. Atapour, and M. Esmailzadeh, *Corrosion behavior of friction stir welded lean duplex stainless steel*. Materials and Design, 2015. **66**: p. 209–216.
4. Esmailzadeh, M., et al., *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded lean duplex stainless steel*. Materials Science & Engineering A, 2013. **561**: p. 486–491.
5. Bettini, E., et al., *Study of corrosion behavior of a 22% Cr duplex stainless steel: Influence of nano-sized chromium nitrides and exposure temperature*. Electrochimica Acta, 2013. **113**: p. 280-289.
6. Karlsson, L., *Welding duplex stainless steels - A review of current recommendations*. IIW Doc., 2011. **IX-2355-11**((IX-H-736-11)): p. 1-17.
7. BÖHLER, *Technical Information: BÖHLER CN 24/9 LDX PW-FD*. GMAW flux cored wire, high-alloyed, highly corrosion resistant, 2008.
8. BÖHLER, *Technical Information: BÖHLER CN 22/9 PW-FD*. GMAW flux cored wire, high-alloyed, highly corrosion resistant, 2007.

9. Almenara, M.D., et al., *Modelos empíricos para la predicción de la geometría del cordón en soldaduras a tope de un acero inoxidable dúplex 2205*. Dyna, 2011. **78**((169)): p. 206-215.
10. Zappa, S., et al. *Efecto del aporte térmico sobre la microestructura y la dureza en soldaduras de acero inoxidable dúplex*. in *CONAMET-SAM 2014*. 2014. Argentina.
11. KOTECKI, D.J., *Dilution control in single-wire stainless steel submerged arc cladding*. Welding Journal, 1996. **75**((2)): p. 35s-45s.
12. Lippold, J.C. and D.J. kotecki, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Wiley-Interscience ed, ed. e. Ed. 2005, USA. 357 p.
13. Vitec, J.M., S.A. Davis, and C.R. Hinman, *Improved ferrite number prediction model that accounts for cooling rate effects – Part 1: Model development*. Welding Journal, 2003. **Vol. 82**(No. 1): p. 10-s-17-s.
14. Vitec, J.M., S.A. Davis, and C.R. Hinman, *Improved ferrite number prediction model that accounts for cooling rate effects – Part 2: Model results*. Welding Journal, 2003. **Vol. 82**(No. 2): p. 43-s-50-s.
15. Martins, M. 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, 2005. **Vol. 2**(No. 1): p. 1-14.