

**Efecto de la composición química del metal de aporte y del calor aportado sobre la microestructura y la resistencia a la corrosión en juntas de soldadura de aceros inoxidables dúplex**

**(Effect of chemical composition of the filler metal and the heat input into the microstructure and corrosion resistance in weld joints duplex stainless steels)**

Sebastián Zappa <sup>1</sup>, Estela Surian <sup>1</sup>, Nicolás Rivas <sup>2</sup>, Mónica Zalazar <sup>2</sup>,

<sup>1</sup>Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Facultad de Ingeniería, Secretaría de Investigación, Buenos Aires, Argentina. [zappasebastian@hotmail.com](mailto:zappasebastian@hotmail.com)

<sup>2</sup>Universidad Nacional del Comahue, Facultad de Ingeniería, Departamento de Mecánica Aplicada, Neuquén, Argentina. e-mail: [monica.zalazar@fain.uncoma.edu.ar](mailto:monica.zalazar@fain.uncoma.edu.ar)

### Resumen

Los aceros inoxidables dúplex (DSS) se caracterizan por tener buena soldabilidad, poseer buenas propiedades mecánicas y, además, una alta resistencia a la corrosión generalizada y localizada, con lo cual, son los principales materiales a la hora de soldar juntas de cañerías con altas exigencias para diferentes industrias, fundamentalmente, del gas y del petróleo. La característica principal de estos aceros es que poseen una microestructura constituida por dos fases: 50 % de austenita y 50 % de ferrita, aproximadamente, y sus propiedades dependerán del mantenimiento de esa proporción y de la composición química total. El objetivo de este trabajo fue estudiar la influencia de la composición química del metal de aporte y del calor aportado sobre la microestructura, las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión en juntas soldadas de cañerías de acero inoxidable dúplex. El caño utilizado fue de un acero inoxidable dúplex ASTM A790 - UNS S31803 de 8" de diámetro y 8,18 mm de espesor y los metales de aporte fueron dos alambres tubulares que depositan acero inoxidable dúplex y lean dúplex (AWS A5.22: E2209T1-1 y E2209T1-G), mediante el proceso de soldadura semi-automático bajo protección gaseosa, con alto y bajo calor aportado. De cada probeta se extrajeron muestras sobre las que se determinó la composición química, se realizó la caracterización microestructural, se determinaron las propiedades mecánicas (dureza y tracción) y se realizaron ensayos de corrosión de acuerdo con la Norma ASTM A 923-03 – Método C y ASTM G48-03 - Método E.

**Palabras clave:** acero inoxidable dúplex; consumibles lean dúplex y dúplex, soldadura FCAW, propiedades mecánicas, corrosión.

### Abstract

Duplex stainless steels (DSS) are characterized by good weldability, good mechanical properties and a high resistance to general and localized corrosion; they are the main materials when welding pipes with high requirements in different industries, mainly oil and gas. These steels have a microstructure consisting of two phases: 50% austenite and 50% ferrite, approximately, and their properties depend on the maintenance of this ratio and the total chemical composition. The aim of this work was to study the influence of both the chemical composition of the filler metal and the heat input on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance in welded duplex stainless steel pipes. Base metal used was a duplex stainless steel ASTM A790 - UNS S31803 pipe of 8 "in diameter and 8.18 mm in thickness and the filler metals were two tubular wires depositing lean duplex and duplex stainless steels (AWS A5.22: E2209T -1 and E2209T1-G respectively), by semi-automatic welding process under shielding gas, with high and low heat inputs. Samples of each specimen were used to determine chemical composition, to perform the microstructural characterization, to measure mechanical properties (hardness and tensile) and to carry out corrosion tests according to ASTM A 923-03 - Method C and ASTM G48-03 – Method E.

**Key-words:** duplex stainless steel; duplex and lean duplex consumables, FCAW, mechanical properties, corrosion.

## 1. Introducción

Los aceros inoxidable dúplex (DSS) son materiales estructurales que presentan una excelente combinación de resistencia, tenacidad y resistencia a la corrosión. El balance microestructural (ferrita y austenita) y el alto contenido de elementos de aleación son los factores más importantes, responsables de la excelente combinación de propiedades mencionadas [1]. Aunque la fase ferrítica tiene una mayor resistencia mecánica y a la corrosión que la austenita, es susceptible de producir fases que generan una pérdida en ductilidad y resistencia a la corrosión. Por otro lado, la fase austenítica tiene mayores ductilidad y tenacidad, pero moderada resistencia a la corrosión [2]. La combinación favorable de propiedades de estos aceros hace que sean ampliamente utilizados en diferentes industrias, como ser: petroquímicas, nucleares, petróleo y gas. Se utilizan con frecuencia en aplicaciones que poseen soluciones acuosas con altos contenidos de cloruros reemplazando a los aceros inoxidable austeníticos [3-4].

Durante los últimos años, se ha desarrollado un nuevo acero, dentro de la familia de los DSS, llamado Lean Duplex Stainless Steel (LDSS), como una alternativa rentable respecto de otros grados de aceros inoxidable. No existe una definición clara de los LDSS pero el término es comúnmente utilizado para designar aceros inoxidable dúplex con bajos contenidos de Ni y Mo. Generalmente, el contenido de Ni se sustituye por una combinación de Mn y N y además se agrega Cu para mantener el equilibrio microestructural de la aleación, manteniendo la resistencia mecánica y la resistencia a la corrosión [5-6]. Todos los aceros inoxidable dúplex modernos contienen N (entre 0,08 y 0,035 % en peso) para mejorar las resistencias mecánica y a la corrosión, pero este elemento tiene una implicancia importante respecto a la precipitación de nitruros. La consecuencia de tal precipitación es la pérdida de ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión. Sin embargo, el N en solución no sólo aumenta las propiedades mecánicas, sino también mejorara la resistencia a la corrosión por picado [2].

Con el fin de mantener una alta resistencia a la corrosión y buena tenacidad, la zona afectada por el calor (ZAC) de los DSS requiere un contenido de austenita primaria mínimo con el fin de evitar la formación de  $Cr_2N$ , que se produce principalmente en el interior de los granos de ferrita [7-8]. La mejor guía está dada por el control del tiempo de enfriamiento entre 1200 y 800 °C,  $\Delta T_{12/8}$ , que es el intervalo de temperatura típico en el que se forma la austenita y se producen precipitaciones en estos aceros [7-8].

Por otro lado, durante la soldadura de los aceros DSS, el recalentamiento impuesto por los cordones sucesivos genera ZACs en donde puede crecer la austenita ya existente o nuclear nueva austenita, llamada austenita secundaria, con la precipitación o disolución de nitruros dentro de la ferrita o en las interfaces. Esta nueva austenita secundaria posee menores contenidos de Cr, Mo y N [1].

La austenita secundaria precipita en asociación con la fase sigma por medio de la reacción ferrita  $\rightarrow$  austenita secundaria + fase sigma, pudiendo además nuclear en la interfaz  $\delta/\delta$  a temperaturas elevadas o en carbonitruros ( $Cr_2N$ ) dentro de los granos de ferrita. Sin embargo, la austenita secundaria, o sea la austenita formada por medio de un recalentamiento, puede ubicarse en la partícula de austenita ya formada [9]. La precipitación de la austenita secundaria mejora marcadamente la tenacidad de los depósitos [10]. Durante soldaduras multipasadas, el calor aportado por soldadura y los ciclos térmicos pueden ser controlados para promover la formación de un gran contenido de austenita secundaria. Sin embargo, algunas evidencias indican que la presencia de austenita secundaria puede reducir la resistencia a la corrosión por picado ya que la interface austenita secundaria-ferrita actúa como lugar preferencial de nucleación del pit [10]. Una de las características de esta fase es el bajo contenido de N, lo cual conduce a una menor resistencia a la corrosión [9-10]. Este menor contenido de N en la austenita secundaria podría explicar la menor resistencia a la corrosión por picado en esta fase [10]. Además, los carbonitruros intergranulares favorecen la nucleación de austenita secundaria. Múltiples ciclos de recalentamiento, como los que se encuentran en soldaduras multipasadas, pueden conducir a una muy alta proporción de austenita en el metal de soldadura (MS) [10].

En términos generales, un enfriamiento demasiado rápido puede generar excesivas cantidades de ferrita y nitruros en todos los aceros inoxidable dúplex a pesar de que la formación de austenita es más rápida en los grados con altos contenidos de nitrógeno. Por otro lado, enfriamiento lento o calentamiento repetido a temperaturas en el rango de aproximadamente 600 - 1000 °C, pueden generar la formación de fases intermetálicas perniciosas. La formación de compuestos intermetálicos rara vez es un problema en la soldadura de los DSS o LDSS, mientras que se requiere un control estricto de los procedimientos de soldadura para los grados Superdúplex e Hyperduplex altamente aleados [5].

El objetivo de este trabajo fue estudiar la influencia de la composición química del metal de aporte y del calor aportado sobre la microestructura, las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión en juntas soldadas de cañerías de acero inoxidable dúplex.

## 2. Materiales y métodos

## 2.1. Soldaduras

En una cañería de acero inoxidable dúplex del tipo UNS 31803/32205 de 8" de diámetro y 8,18 mm de espesor se soldaron 4 juntas mediante dos procesos de soldadura: la raíz usando GTAW y el relleno por medio de FCAW-G.

En la pasada de raíz se utilizó el mismo metal de aporte (DSS), Ar como gas de protección y respaldo y la cañería en posición fija. Para las pasadas de relleno se utilizaron dos metales de aporte tubulares DSS [11] y LDSS [12] (de 1,2 mm de diámetro). En todos los casos la pasada de raíz fue soldada con idénticos parámetros eléctricos, mientras que para las pasadas de relleno se utilizaron dos calores aportados, logrados a través de la variación de la velocidad de soldadura. La Figura 1 muestra el esquema de las juntas realizadas y una fotografía durante la soldadura con el sistema de rotación de las cañerías; en la Tabla 1 se muestra la identificación de los cupones y los parámetros de soldadura utilizados.

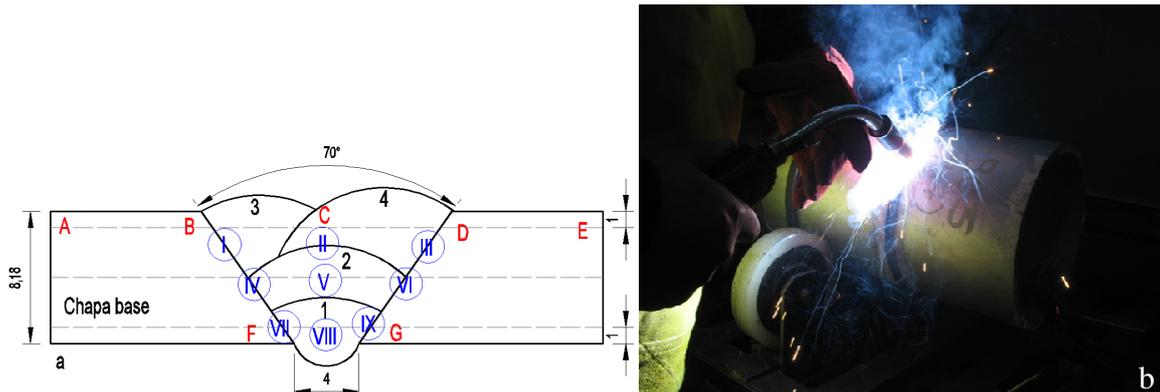


Figura 1. a: diseño de junta; b: fotografía durante la soldadura FCAW.

Tabla 1. Identificación de los cupones y parámetros de soldadura.

Cupón	Cordón	Proceso	Aporte	Gas de protección	Gas de Respaldo	Corriente (A)	Tensión (V)	Velocidad (mm/seg)	Calor aportado (kJ/mm)
DH	1	GTAW	DSS	Ar	Ar	100 - 115	8 - 11	1	0,8 - 1,3
	2	FCAW	DSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	135 - 145	25,0 - 25,4	3,7	0,9 - 1,0
	3	FCAW	DSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	150 - 170	25,0 - 25,4	4,1	0,9 - 1,1
	4	FCAW	DSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	150 - 160	25,0 - 25,2	3,8	1,0 - 1,1
DL	1	GTAW	DSS	Ar	Ar	100 - 115	8 - 11	1	0,8 - 1,3
	2	FCAW	DSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	140 - 150	25,0 - 25,1	4,6	0,8 - 0,8
	3	FCAW	DSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	140 - 150	25,1 - 25,2	4,9	0,7 - 0,8
	4	FCAW	DSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	145 - 155	25,1 - 25,2	5,1	0,7 - 0,8
LDH	1	GTAW	DSS	Ar	Ar	100 - 115	8 - 11	1	0,8 - 1,3
	2	FCAW	LDSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	150 - 160	24,8 - 25,5	4,1	0,9 - 1,0
	3	FCAW	LDSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	160 - 170	25,2 - 25,5	4,5	0,9 - 1,0
	4	FCAW	LDSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	170 - 180	24,9 - 24,9	3,8	1,1 - 1,2
LDL	1	GTAW	DSS	Ar	Ar	100 - 115	8 - 11	1	0,8 - 1,3
	2	FCAW	LDSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	160 - 170	24,8 - 25,0	5,4	0,7 - 0,8
	3	FCAW	LDSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	150 - 160	25,0 - 25,1	5,2	0,7 - 0,8
	4	FCAW	LDSS	Ar+20%CO <sub>2</sub>	N.A.	140 - 150	25,0 - 25,1	5,1	0,7 - 0,8

Para las pasadas de raíz se utilizó un electrodo de tungsteno tipo EWTh-2, de 2,4 mm de diámetro, un caudal de 15 L/min para el gas de protección y respaldo y un stick-out entre 3 y 8 mm. Para las pasadas de relleno (con consumibles DSS y LDSS) la distancia entre el pico de contacto y la pieza fue de 20 mm y el caudal del gas de protección fue de 18 L/min. En todos los casos, la limpieza entre cordones fue con cepillos y discos abrasivos para inoxidable.

## 2.2. Inspección visual y radiografía

Una vez soldadas las juntas se realizó inspección visual y radiografía industrial (Iridio 192 con técnica de doble pared / simple imagen) a las mismas. El criterio de aceptación de las radiografías fue de acuerdo con el código ASME IX-13 [13].

### 2.3. Composición química

Para determinar la composición química del aporte puro de los consumibles FCAW, se soldaron aportes tipo weld pad con ambos consumibles y de acuerdo con SFA 5.22 del código ASME II-13 parte C [14], para los cuales se utilizaron parámetros eléctricos intermedios a los utilizados en las soldaduras de las juntas. La medición fue realizada mediante la técnica de espectrometría de emisión óptica en la superficie de dichas probetas.

### 2.4. Caracterización de la junta soldada

De cada junta soldada se hicieron cortes transversales de 10 mm de espesor para realizar la caracterización macroestructural de manera de poder identificar y analizar las diferentes zonas: cañería base (CB), ZAC, metal de soldadura (MS) GTAW y FCAW.

### 2.5. Medición de ferrita delta

Se midió el contenido de ferrita en diferentes zonas de las juntas soldadas (zonas A a G – Figura 1) mediante un ferritómetro Fischer Feritscope®.

### 2.6. Caracterización macro y microestructural

En las diferentes zonas de los cortes transversales, se caracterizó la microestructura mediante microscopías óptica (LM) y electrónica de barrido (SEM) y se cuantificaron las diferentes fases mediante ASTM E562-02 [15]. Dicha cuantificación se llevó a cabo en cortes transversales del primer, segundo, tercer y cuarto cuadrante (A1, A2, A3 A4, respectivamente) de las cañerías soldadas. Dentro de cada corte, 9 zonas fueron analizadas (zonas I a la IX – Figura 1), con una magnificación de 200x en una grilla de 100 puntos.

### 2.7. Barrido de microdureza Vickers

Sobre los cortes transversales se realizaron barridos de microdureza Vickers con 1 kg de carga y 10 s de aplicación conforme a lo establecido en la norma ASTM E384-11 [16] a 1 mm de las superficies superior e inferior y en el centro de la junta de acuerdo con lo mostrado en la Figura 1. Con estos barridos se midieron las durezas en las zonas de interés: CB, ZAC y MS. Para tener mayor precisión se tomaron mediciones cada 0,5 mm.

### 2.8. Ensayos de tracción

De cada una de las cañerías soldadas se mecanizaron dos probetas de tracción, transversales a la soldadura, extraídas del segundo y cuarto cuadrante (A2 y A4, respectivamente) de cada cañería soldada, según ASME IX-13 [13].

### 2.9. Ensayos de corrosión

Se realizan dos ensayos de corrosión siguiendo los lineamientos de la Norma ASTM A923-03 – Método C [17] y otro de acuerdo a la Norma ASTM G48-03 - Método E [18]. En ambos casos se prepararon probetas de 47 x 25 x 8 mm las que fueron rectificadas a fin de eliminar el exceso de espesor en la raíz y en la superficie, posteriormente se limpiaron con acetona.

El objetivo de ensayo ASTM G48-03 –E es determinar la temperatura crítica de corrosión por picado, que se define como la mínima temperatura que produce un ataque de al menos 0,025 mm de profundidad sobre la superficie de la muestra, sin considerar los ataques producidos en los bordes. Para este ensayo se establece la temperatura inicial del ensayo mediante la siguiente ecuación:

$$CPT[°C] = (2.5 \times \%Cr) + (7.6 \times \%Mo) + (31.9 \times \%N) - 41 \text{ (ec. 1)}$$

La que resultó de 45°C para el metal base, 43°C para el metal de aporte DSS y 25°C para el aporte LDS, valores calculados en base a la Tabla 2. Durante la medición de las picaduras se descartaron aquellas que pudieran haber sido originadas por escoria atrapada.

El ensayo de corrosión según la Norma ASTM A 923-03 – método C tiene como objetivo calcular la velocidad de corrosión (determinada mediante la pérdida de peso por unidad de área y tiempo) y compararlo con un valor umbral, por encima del cual se considera que el ensayo no es aceptado. El valor umbral que fija la

Norma es de 10mdd (10 mg de pérdida de peso por dm<sup>2</sup> de área expuesta por la cantidad de días expuestos en solución [mdd]) y además requiere una inspección visual para evaluar la presencia de corrosión por picado.

### 3. Resultados y discusión

#### 3.1. Inspección visual y radiografía

Los estudios realizados mediante inspección visual y radiografía mostraron aceptables niveles de indicaciones, salvo en las soldaduras LDH y LDL que mostraron un mayor nivel de escoria atrapada

#### 3.2. Composición química

La Tabla 2 muestra la composición química obtenida en la cañería y en los metales de aporte puro para el proceso FCAW, y los valores suministrados por el fabricante así como los determinados experimentalmente. La técnica de medición utilizada para este trabajo no permitió determinar el porcentaje de N. Además, se puede observar que tanto las cañerías utilizadas, como los depósitos de ambos consumibles estuvieron dentro de los rangos especificados. En el depósito LDSS se pudo apreciar la disminución del contenido de Mo asociado al aumento del contenido de N.

Tabla 2. Composición química.

Muestra	Muestra	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	N (%)	PRE <sub>N</sub>
Cañería	Fabricante	0,030	2,00	1,00	21,00	4,50	2,50	0,10	30,8
	Medido	0,021	1,03	0,49	21,98	5,12	3,01	-	-
Consumible DSS	Fabricante	0,030	0,90	0,80	22,70	9,00	3,20	0,13	35,3
	Medido	0,029	1,02	0,57	22,10	8,95	2,90	-	-
Consumible LDSS	Fabricante	0,030	0,90	0,70	24,00	9,00	0,40	0,13	27,4
	Medido	0,030	1,07	0,56	24,67	8,76	0,15	-	-

$$PRE_N (\text{Pitting Resistance Equivalent}) = Cr + 3.3 \times Mo + 16 \times N [5]$$

La composición química de los DSS juega un papel muy importante en de la resistencia a la corrosión, siendo una de las más afectadas la resistencia al picado. Uno de los métodos más utilizados para conocer la magnitud de la resistencia al picado de los aceros inoxidable es el uso del PREN: Pitting Resistance Equivalent Number [5, 19]. De acuerdo con la Tabla 2 y con los datos reportados por los fabricantes, se puede observar que existen variaciones químicas en los diferentes materiales utilizados que generaron diferentes PREN. Estas diferencias podrían generar diferentes comportamientos frente a la corrosión en diferentes zonas.

#### 3.3. Caracterización macroestructural

En la Figura 2 se muestra la macrografía del cupón DH identificando las diferentes zonas: CB, ZAC, MS GTAW y MS FCAW y zonas recristalizadas. No se observaron defectos macroscópicos, como poros y/o inclusiones. Idénticos resultados se encontraron en los cupones DL, LDH y LDL. En todos los casos, la microestructura estuvo constituida por dos fases, una oscura y una clara, ferrita y austenita, respectivamente. Sin embargo, el tamaño, la morfología y el contenido de las fases cambiaron dependiendo de la zona de observación.

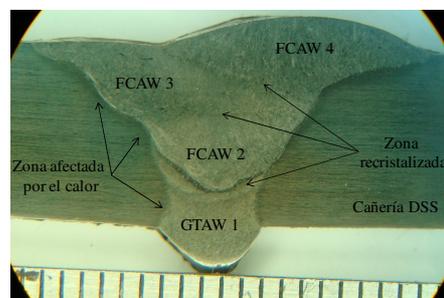


Figura 2. Macrografía del cupón DH.

#### 3.4. Caracterización microestructural

La Figura 3 muestra imágenes de LM a de las diferentes zonas de la junta DH a diferentes aumentos.

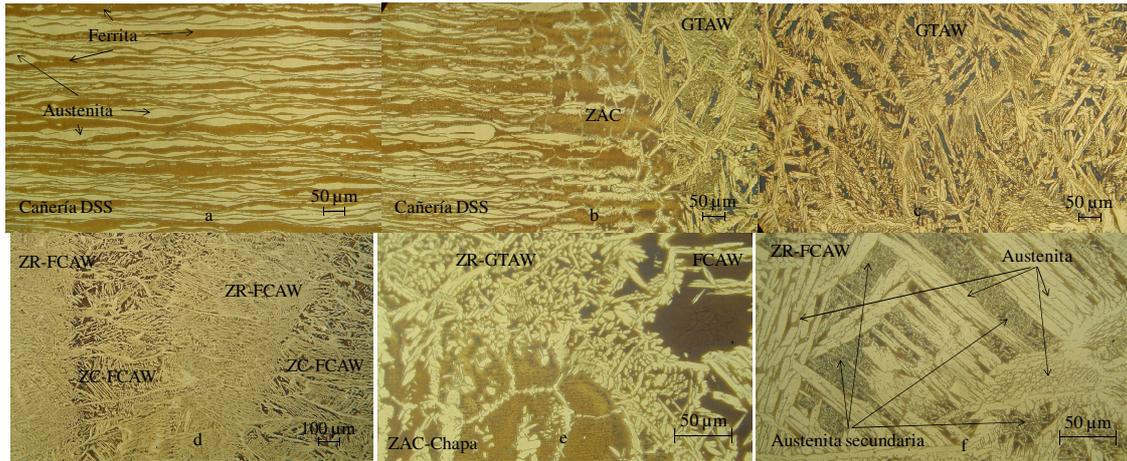


Figura 3. Diferentes zonas de estudio del cupón DH.

En la Figura 3.a se puede observar la microestructura de la cañería base (CB - DSS) con las fases ferrita y austenita alineadas en la dirección de laminación.

En la Figura 3.b se presenta la ZAC de la CB en la parte inferior de la junta (pasada raíz GTAW). En esta imagen se puede observar la presencia únicamente de ferrita y austenita intergranular y la longitud de la ZAC, que es de tan solo 150  $\mu\text{m}$ , aproximadamente. La literatura reporta [10] 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 ZAC. En estas condiciones de enfriamiento, la precipitación de carburos y nitruros es más pronunciada [10]. Lo discutido anteriormente, justifica el alto contenido de ferrita observado en la ZAC.

En la Figura 3.c se muestra la microestructura del cordón GTAW, característica del consumible y del proceso.

La Figura 3.d muestra los cambios generados en la microestructura de los cordones FCAW. En esta imagen se puede observar la zona recristalizada (ZR) de los cordones de relleno (ZR-FCAW) y la zona columnar. En todos los casos, se encontró en las ZR la precipitación de austenita secundaria. Sin embargo, la zona inmediatamente por encima de la ZR estuvo caracterizada por un mayor contenido de ferrita, sin observarse precipitación de fases en su interior. El cordón 2 (primer cordón FCAW, ver Figura 1) fue el que mayor contenido de austenita presentó, respecto de los otros cordones FCAW, ya que este cordón es el que experimenta mayor recalentamiento.

La figura 3.e muestra una imagen donde convergen la ZAC, la zona recristalizada del cordón GTAW (ZR-GTAW) y el cordón FCAW. En esta imagen se puede observar la precipitación de austenita secundaria en la ZR-GTAW, asociada al calentamiento sufrido por las pasadas de relleno de la junta.

La Figura 3.f muestra la zona recristalizada del cordón de relleno (ZR-FCAW) donde se puede observar austenita Widmanstätten y un gran contenido de austenita secundaria dentro de las placas de ferrita. Finalmente, los cordones superiores FCAW son los que poseen mayores contenidos de ferrita en la estructura. Idénticos resultados se encontraron en las demás juntas soldadas.

La Figura 4 muestra imágenes de SEM del cupón LDL en ZR-FCAW identificándose grandes contenidos de austenita secundaria en el interior de la ferrita.

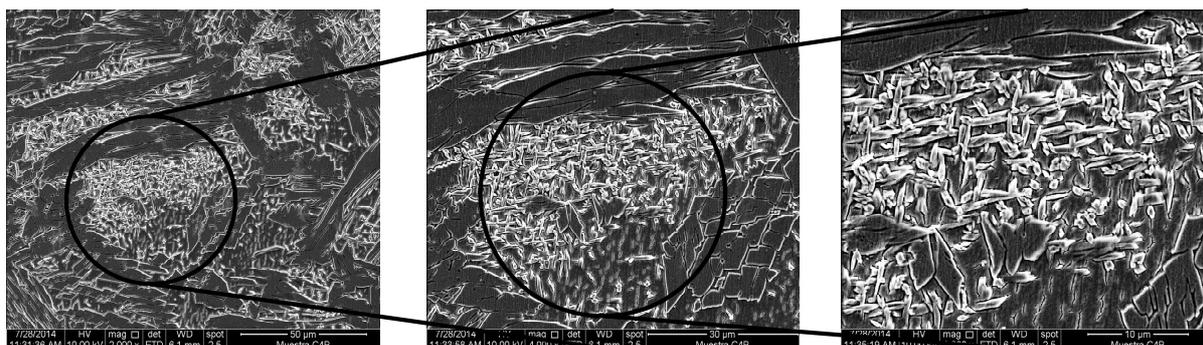


Figura 4. Austenita secundaria en ZR-FCAW del cupón LDL.

La literatura [10] 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 en el material soldado [10]. Lo discutido anteriormente puede explicar el alto contenido de austenita secundaria mostrado en las Figuras 3.f y 4, indicando la existencia de nitruros de cromo en la microestructura, no identificados con las técnicas utilizadas en este trabajo.

No se observaron variaciones microestructurales mediante LM o SEM en función de la composición química del consumible de relleno ni tampoco en función del calor aportado.

La Tabla 3 muestra los contenidos de ferrita determinados por medio del ferritómetro en diferentes zonas de la junta soldada de acuerdo con la Figura 1. Además se muestran los valores promedio del MS (C) y de la ZAC (B, D, F y G).

Tabla 3. Contenido de ferrita por ferritómetro.

Cupón	A (%)	B (%)	C (%)	D (%)	E (%)	F (%)	G (%)	Prom. MS (%)	Prom. ZAC (%)
DH	36	33	33	35	34	34	35	33	34
DL	36	36	36	35	35	37	34	36	36
LDH	35	38	35	36	36	37	40	35	38
LDL	36	36	37	36	35	39	39	37	38

Como se observa en la tabla anterior, el contenido de ferrita en todos los casos estuvo comprendido entre un 33 y un 40 %.

En la Tabla 4 se presentan los valores promedio de la cuantificación microestructural de ferrita medido por medio de ASTM E562-02 [15]. Además se muestran los valores promedio del MS (II, V, VIII) y de la ZAC (I, III, IV, VI, VII y IV).

Tabla 4 – Contenido de ferrita por ASTM E562-02 [15].

Cupón	I (%)	II (%)	III (%)	IV (%)	V (%)	VI (%)	VII (%)	VIII (%)	IX (%)	Prom. MS (%)	Prom. ZAC (%)
DH	50	33	45	45	35	43	49	33	46	34	47
DL	46	38	53	47	36	44	52	36	46	37	48
LDH	50	34	51	50	40	49	46	43	50	39	49
LDL	50	36	56	50	34	47	51	46	52	39	51

De acuerdo con la tabla anterior, se puede observar que en todos los casos los contenidos de ferrita oscilaron de 33 a 56 % en función de la zona analizada.

Si bien las diferencias son pequeñas se observó, de acuerdo con los promedios generales presentados en las Tablas 3 y 4, lo siguiente: 1) las zonas con mayores contenidos de ferrita corresponden a las ZAC, mientras que las zonas con menores contenidos corresponden a los MS. Los mayores contenidos de ferrita en ZAC fueron discutidos anteriormente; 2) los consumibles DSS presentaron menores contenidos de ferrita respecto de los LDSS. Esto podría estar asociado a los mayores contenidos Cr de estos consumibles respecto de los DSS; 3) mayores contenidos de ferrita en las condiciones soldadas con menor aporte térmico. Esto podría estar relacionado con las velocidades de enfriamiento, ya que para un menor calor aportado, mayor es la velocidad de enfriamiento y mayor es el contenido de ferrita [5]. Estos resultados cuantifican lo discutido en la caracterización microestructural mediante microscopía óptica. Finalmente, se encontraron diferencias de alrededor de un 10 %

entre las mediciones de ferrita por ambos métodos.

### 3.5. Barridos de microdureza

La Figura 5 muestra los barridos de microdureza Vickers de cada junta soldada. Dichos valores estuvieron comprendidos entre los 220 y 280 HV1. No se encontraron grandes variaciones en las diferentes zonas analizadas (CB, ZAC y MS). Además, se pudo observar, en los extremos de los barridos, que la dureza CB fue de 260 HV1, aproximadamente.

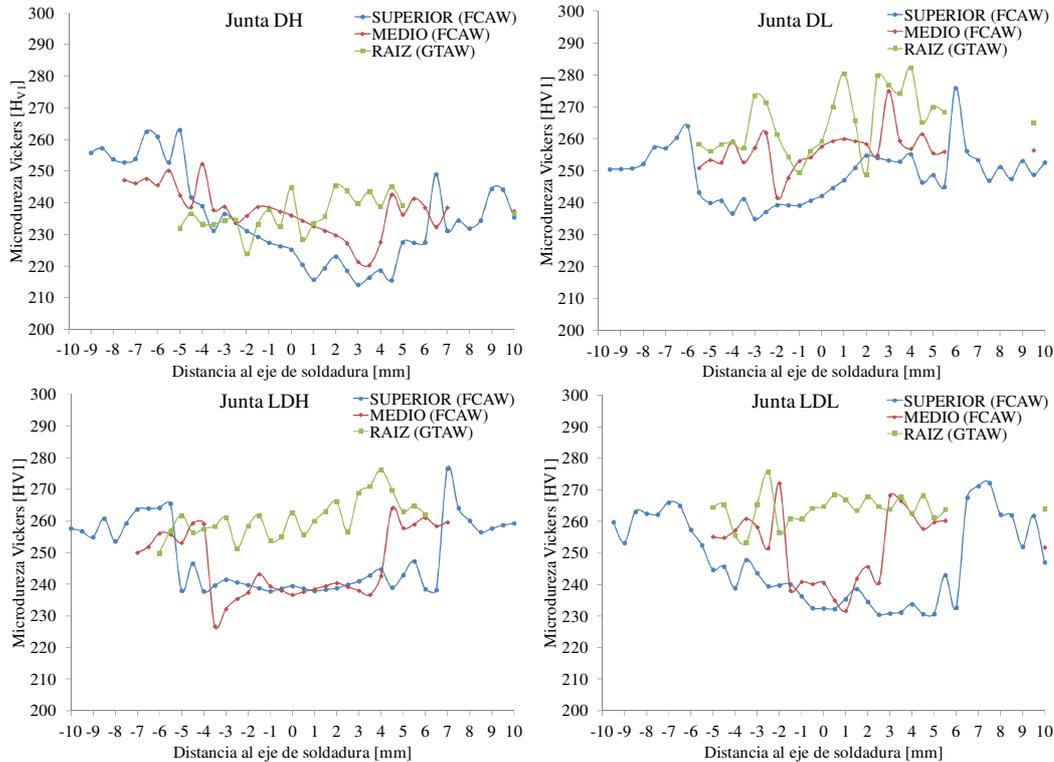


Figura 5. Barridos de microdureza Vickers.

Respecto de la dureza en soldaduras DSS, no existe un acuerdo en trabajos anteriores sobre el efecto de las fases. La literatura [20] afirma que la dureza en juntas soldadas está relacionada con el contenido de ferrita y austenita ya que la ferrita posee una dureza superior y que mayores contenidos de esta fase conllevan a una mayor dureza. Sin embargo, otros autores [21-22] aseveran que la dureza de las juntas soldadas no tiene relación con el contenido de fases, al encontrar durezas similares en cordones de soldadura con diferentes contenidos de ferrita. La explicación en este último caso, es que ambas fases poseen composiciones químicas casi idénticas, que generan valores de dureza semejantes. Además, otros autores [23], observaron que la dureza de la austenita secundaria es mayor que las de la ferrita y de la austenita. Esta observación fue confirmada en las pasadas de raíz que presentaron mayores contenidos de austenita secundaria y mayor dureza.

De acuerdo con la Figura 5, y observando los barridos de dureza superiores y medios (que tuvieron un comportamiento similar) se observa que la dureza de la chapa base fue mayor que la de los cordones soldados. Además, se notó un muy leve incremento de dureza en la ZAC de la chapa base. Esto podría estar asociado a los mayores contenidos de ferrita en esta zona [20]. Sin embargo se observó que la dureza de la pasada de raíz (GTAW) tuvo una leve mayor dureza respecto de los cordones de relleno (FCAW). Esto podría estar asociado al mayor contenido de austenita secundaria encontrado en esta zona [23]. Sin embargo, mayores estudios son necesarios para clarificar el efecto que tienen las diferentes fases en la dureza.

La Tabla 5 muestra los promedios de los barridos de dureza, tanto del ZAC como del MS de todas las condiciones y los resultados obtenidos de los ensayos de tracción y corrosión de las diferentes probetas ensayadas.

De la tabla 5 se puede concluir que no se encontraron grandes variaciones en los promedios generales de dureza de las distintas zonas. Sin embargo, en términos generales se observó lo siguiente: 1) la dureza de la ZAC fue mayor que la del MS; 2) los MS DSS tuvieron menor dureza; 3) las juntas soldadas con menor calor aportado presentaron mayor dureza. Las justificaciones de los puntos anteriores estarían relacionadas con los contenidos de ferrita discutidos anteriormente.

Tabla 5 – Valores promedio de dureza y propiedades en tracción.

Cupón	Prom. MS (H <sub>V1</sub> )	Prom. ZAC (H <sub>V1</sub> )	RT (MPa)	Prom. RT (MPa)	R <sub>0,2</sub>	E	Zona fractura
DH	232	245	834 822	828	665 652	28 27	CB CB
DL	246	272	840 844	842	716 663	21 23	CB CB
LDH	246	267	774 774	773	667 657	7 8	MS MS
LDL	247	264	861 831	846	668 620	26 22	CB CB

Siendo: RT: Resistencia a la tracción; R0,2: Resistencia 0,2%; E: Elongación

### 3.6. Ensayos de tracción

Respecto de los resultados obtenidos de los ensayos mecánicos presentados en la Tabla 5 se observa que la resistencia a la tracción, en todos los casos, superó la especificada en el código ASME IX-13 [13] (620 MPa). Sin embargo, las juntas LDH-A2 y LDH-A4 rompieron en el MS asociado a defectos internos (escoria atrapada entre la pasada de raíz GTAW y el primer cordón FCAW), mientras que las demás muestras rompieron en la CB. Los valores de elongación de las probetas LDH-A2 y A4 fueron de 7,3 y 8,3 %, respectivamente evidenciando una rotura defectuosa. No se encontraron grandes variaciones en los promedios de esta propiedad para las distintas condiciones analizadas.

### 3.7. Ensayos de corrosión

La Tabla 6 muestra los resultados obtenidos de los ensayos ASTM E923-03.

Muestra (Temperatura)	Profundidad de picado máxima (mm)
DH(45°C)	0,22
DH(40°C)	0,16
DH(35°C)	Sin picaduras
DL(45°C)	0,12
DL(40°C)	0,25
DL(35°C)	0,01
LDH(30°C)	0,09
LDH(25°C)	Sin picaduras
LDL(30°C)	0,13
LDL(25°C)	Sin picaduras

El ensayo permitió determinar una temperatura crítica de picado de 35°C para las soldaduras realizadas con el aporte DSS y de 25°C para el aporte LDS.

La Tabla 7 muestra los resultados obtenidos en el ensayo ASTM G48-03; se informan además los resultados en probetas realizadas sobre el material base sin soldar.

Tabla 7 – Resultados de corrosión ASTM G48-03.

Muestra	Peso inicial (gr)	Peso final (gr)	Pérdida de peso (mg)	Área expuesta (dm <sup>2</sup> )	Tiempo (días)	Velocidad de corrosión (mdd)
DH	56,2412	56,2330	8,2	0,3105	1	26,41
DL	55,2268	55,2247	2,1	0,3011	1	6,97
LDH	53,4248	53,2012	223,6	0,3232	1	691,83
LDL	65,9223	65,7900	0,1323	0,3584	1	369,14
CB1	58,1360	58,1343	1,7	0,3208	1	5,30
CB2	69,0467	69,0449	1,8	0,3717	1	4,84

En este ensayo sólo la probeta ensayo MS DSS con bajo aporte térmico presentó una pérdida de masa inferior

a la requerida por esta Norma. Los ensayos de pérdida de peso son realizados a temperatura ambiente y la temperatura crítica de corrosión por picado para los lean dúplex está comprendida entre 25 y 30 °C. Es por ello que para los mismos es más factible observar una mayor pérdida de peso por la cercanía a la temperatura crítica de picado.

De acuerdo con lo observado en las Tablas 6 y 7, los ensayos realizados con el aporte LDSS presentaron los resultados más desfavorables. Esto pudo ser originado por el menor porcentaje de Mo en su composición química y por la mayor presencia de austenita secundaria en el metal de soldadura, figura 4. Desde el punto de vista microestructural, el menor porcentaje de ferrita observado en el MS, de acuerdo con la Tabla 4, afecta la resistencia a la corrosión de la junta soldada [24-25].

Otro factor que debe ser revisado es la terminación superficial de la probeta, la presencia de flux en el metal de aporte deja restos de escoria en el metal de soldadura que se desprenden durante los ensayos de corrosión y pueden afectar los resultados obtenidos.

#### **4. Conclusiones**

Las soldaduras de cañerías de acero inoxidable dúplex, con pasada de raíz GTAW-DSS y relleno FCAW-DSS y LDSS, soldados con alto y bajo calor aportado, generaron las siguientes conclusiones:

Para todas las condiciones:

- 1) Los estudios realizados mediante inspección visual y radiografía mostraron aceptados niveles de indicaciones, salvo en la junta 4A donde se evidenció escoria atrapada entre cordones FCAW.
- 2) Las cañerías utilizadas, como así también los depósitos para ambos consumibles estuvieron dentro de los rangos especificados.
- 3) La microestructura estuvo constituida en la ZAC por dos fases, ferrita y austenita y en el MS se agregó la presencia de austenita secundaria. Sin embargo, el tamaño, la morfología y el contenido de las fases cambió dependiendo de la zona de observación.
- 4) La ZAC presentó mayores contenidos de ferrita con austenita intergranular. La longitud de la ZAC fue de aproximadamente 150 µm
- 5) Se encontró austenita secundaria en las zonas recristalizadas entre cordones del MS.
- 6) Se encontraron diferencias entre las mediciones de ferrita por medio de un ferritómetro y por microscopía óptica.
- 7) No se encontraron grandes variaciones en las diferentes zonas analizadas (chapa base, ZAC y MS). Se notó un muy leve incremento de dureza en la ZAC de la chapa base. Se observó que la dureza de la pasada de raíz (GTAW) tuvo una leve mayor dureza que cordones de relleno (FCAW).
- 8) Se pudo observar que la resistencia a la tracción, en todos los casos, superó lo especificado.
- 9) Los ensayos de corrosión por picado mostraron baja temperatura, aceptable para los dos metales de aporte, junto con la presencia de escorias que se desprenden luego del ensayo.
- 10) Los ensayos de corrosión de pérdida de peso mostraron valores elevados en el aporte LDSS.

Para DSS y LDSS, alto y bajo calor aportado:

- 1) Las juntas soldadas con consumibles FCAW-DSS tuvieron leves menores contenidos de ferrita, respecto a los consumibles FCAW-LDSS. Además, se observa leves mayores contenidos de ferrita en las condiciones soldadas con menor aporte térmico.
- (2) No se encontraron grandes variaciones en los promedios generales de dureza para las distintas condiciones analizadas. Sin embargo, las probetas soldadas con menor aporte térmico tuvieron una leve mayor dureza.
- (3) No se encontraron grandes variaciones en los promedios de la resistencia a la tracción para las distintas condiciones analizadas. Sin embargo, las probetas soldadas con menor aporte térmico tuvieron resistencias superiores que las soldadas con bajo aporte térmico.
- (4) La condición de alto aporte térmico en el aporte DSS presentó mejor resistencia a la corrosión. Estos ensayos serán repetidos mejorando el acabado superficial de las probetas previo al ensayo.

#### **5. Agradecimientos**

Los autores agradecen a BOHELER Argentina por la provisión del consumible utilizado, a CRECER INGENIERÍA Y CONSTRUCCIONES SA por la donación de los nipples de DSS, al LABORATORIO DE MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE INTI - MECÁNICA por la realización de la microscopía electrónica de barrido y a ANPCyT por el apoyo económico al presente proyecto.

#### **6. Referencias**

- [1] Garzón, C. M. and Ramirez, A. J., Growth kinetics of secondary austenite in the welding microstructure of a UNS S32304 duplex stainless steel, *Acta Materiala*, 54, 3321-3331, 2006.
- [2] Huang, C.-S. and Shih, C.-C., Effects of nitrogen and high temperature aging on sigma phase precipitation of duplex stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, 402, 66-75, 2005.
- [3] Escriba, D. M., et al., Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel, *Materials characterization*, 60, 1214-1219, 2009.
- [4] Angelini, E.;Benedetti, B. D. and Rosalbino, F., Microstructural evolution and localized corrosion resistance of an aged superduplex stainless steel, *Corrosion Science*, 46, 1351-1367, 2004.
- [5] Karlsson, L., Welding duplex stainless steels - A review of current recommendations, *IIW Doc.*, IX-2355-11, (IX-H-736-11), 1-17, 2011.
- [6] Zanotto, F., et al., Stress corrosion cracking of LDX 2101 duplex stainless steel in chloride solutions in the presence of thiosulphate, *Corrosion Science*, 80, 205-212, 2014.
- [7] Liou, H.-Y.;Hsieh, R.-I. and Tsai, W.-T., Microstructure and stress corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels, *Corrosion Science*, 44, 2841-2856, 2002.
- [8] Liou, H.-Y.;Hsieh, R.-I. and Tsai, W.-T., Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels, *Materials Chemistry and Physics*, 74, 33-42, 2002.
- [9] Pardal, J. M., et al., Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S32750, *Materials characterization*, 60, 165-172, 2009.
- [10] Lippold, J. C. and kotecki, D. J., *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*, e. Ed., Wiley-Interscience: USA, 2005.
- [11] AWS-A5.22-95-E2209T1-4-BÖHLER-CN-22/9-PW-FD. GMAW flux cored wire,high-alloyed, highly corrosion resistant. 1995.
- [12] AWS-A5.22-95-E2209T1-G-BÖHLER-CN-24/9-LDX-PW-FD. GMAW flux cored wire, high-alloyed, highly corrosion resistant. 1995.
- [13] ASME-Boiler-and-Pressure-Vessel-Code. IX - Welding, Brazing, and Fusing Qualifications. 2013. 418 p.
- [14] ASME-Boiler-and-Pressure-Vessel-Code. II - Materials Part C. 2013.
- [15] ASTM-E562-02. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. 2002.
- [16] ASTM-E384-07. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. 2007.
- [17] ASTM-A923-03. Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels. 2003. 9 p.
- [18] ASTM-G48-03. Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution. 2003.
- [19] Paladino, M., Caracterización de soldadura de acero inoxidable dúplex en tubos ASTM A790 tipo UNS S31803: 2013. 96. Tesis de Ingeniería - Universidad Nacional del COMAHUE, Neuquen, Argentina.
- [20] Kordatos, J. D.;Fourlaris, G. and Papadimitriou, G., The effect of cooling rate on the mechanical and corrosion properties of SAF 2205 (UNS 31803) duplex stainless steel welds, *Scripta Materiala*, 44, 401-408, 2001.
- [21] Muthupandi, V., et al., Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals, *Materials Letters*, 59, 2305-2309, 2005.
- [22] Muthupandi, V., et al., Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds, *Materials Science and Engineering A*, 258, 9-16, 2003.
- [23] Nowacki, J. and Łukojc, A., Structure and properties of the heat-affected zone of duplex steels welded joints, *Journal of Materials Processing Technology*, 164-165, 1074-1081, 2005.
- [24] Huei-Sen Wang, Effect of Welding Variables on Cooling Rate and Pitting Corrosion Resistance in Super Duplex Stainless Weldments. *Materials Transactions*, Vol. 46, No. 3 (2005) pp. 593 to 601.
- [25] Arika Mehmet Emin y Doruk Mustafa. Determination of Susceptibility to Intergranular Corrosion of UNS 31803 Type Duplex Stainless Steel by Electrochemical Reactivation Method. *Turkish J. Eng. Env. Sci.*32 (2008). Pp 323 – 335.