

**“Efecto del calor aportado y de la cantidad de capas sobre la evolución microestructural en recargues de acero inoxidable lean dúplex”**



**MASELLI LUCAS MIGUEL**

**PROYECTO INTEGRADOR PROFESIONAL**

**Presentado a la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional del  
Comahue como requisito para la obtención del grado de  
INGENIERO MECÁNICO**

**Neuquén - Argentina**

**AÑO 2022**

**“Efecto del calor aportado y de la cantidad de capas sobre la evolución microestructural en recargues de acero inoxidable lean dúplex”**

**MASELLI LUCAS MIGUEL**

Director: Dra. Ing. **ZALAZAR MÓNICA**  
Co-Director: Dr. Ing. **ZAPPA SEBASTIÁN**

Presentado a la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional del Comahue  
como requisito para la obtención del grado de  
**INGENIERO MECÁNICO**

Neuquén – Argentina  
AÑO 2022

**“Efecto del calor aportado y de la cantidad de capas sobre la evolución microestructural en recargues de acero inoxidable lean dúplex”**

**MASELLI LUCAS MIGUEL**

Aprobado en fecha 29 de diciembre de 2022

Tribunal evaluador:

- Dra. Ing. POLISERPI, Mariana.
- Ing. GONZÁLEZ, Gerardo.
- Dr. Ing. STEIMBREGER, Ceferino.

**A mi familia por su apoyo incondicional, en particular, a Silvana Andrea Dobler.**

## **AGRADECIMIENTOS**

- A Mónica Zalazar por la dirección del PIP, la constante buena voluntad y predisposición.
- A Gerardo González, Mariana Poliserpi, Nicolas Raffo y Guillermo Martin por la buena predisposición en brindar ayuda y soporte en las diferentes etapas del trabajo.
- A Sebastián Zappa por soldar los recargues.
- A Martin Nazareno Parada de la UNRN por la buena voluntad en realizar los ensayos de microcopia electrónica de barrido.
- Al grupo de investigación del laboratorio de Bahía Blanca por realizar los ensayos DRX de las soldaduras.

## **“Efecto del calor aportado y de la cantidad de capas sobre la evolución microestructural en recargues de acero inoxidable lean dúplex”**

Autor: MASELLI LUCAS MIGUEL.

Director: Ing. ZALAZAR MÓNICA.

Co-Director: Ing. ZAPPA SEBASTIÁN.

**Resumen:** El objetivo de este trabajo fue estudiar el efecto del calor aportado (alto, medio y bajo) y de la cantidad de capas (1 y 2) en depósitos de soldaduras resistente a la corrosión realizados con un metal de aporte de acero inoxidable lean duplex, sobre chapas de acero al carbono, mediante el proceso de soldadura mecanizado y con protección gaseosa GMAW. Los cupones de soldaduras se realizaron con 0.6, 0.9 y 1.8 kJ/mm de calor aportado, variando únicamente la velocidad de soldadura, se generaron depósitos de una y dos capas. Las técnicas de caracterización utilizadas involucraron estudios sobre la capa final depositada y en probetas metalográficas obtenidas con orientación transversal a los cordones de soldadura. Se determinó la composición química en la superficie final mediante espectrometría óptica. Se cuantificó la ferrita mediante Ferritómetro y metalografía óptica, se analizó la presencia de compuestos intermetálicos mediante difracción de rayos X como así también mediante microscopía óptica y de barrido electrónico, se realizaron barridos de dureza Vickers y ensayo de corrosión de pérdida de peso.

Los resultados obtenidos demostraron que en las muestras de una capa, ante aumentos de calor aportado, se obtuvo un aumento en el contenido de ferrita asociado a una disminución de la dilución, mientras que para los cupones de dos capas (con valores de dilución menores), ante aumentos de calor aportado, el contenido de ferrita presentó una ligera disminución, lo cual se asoció al efecto de la velocidad de enfriamiento y el mayor tiempo para que ocurra la transformación de fase en estado sólido de ferrita a austenita. El equilibrio microestructural está controlado, mayoritariamente, por el efecto de la dilución en los recubrimientos de una capa, y levemente por el nivel de calor aportado para los recubrimientos de dos capas. Por otra parte, se encontró grandes contenidos de austenita secundaria en las primeras capas de las muestras con dos capas. Mediante técnicas de caracterización de barrido electrónico SEM-EDS, fue posible realizar su caracterización. Sin embargo, los resultados de mejor resistencia a la corrosión generalizada, a partir de los ensayos de pérdida de peso, fueron obtenidos por estas mismas muestras.

**Palabras clave:** Recubrimientos resistentes a la corrosión, metal de aporte de aceros inoxidables lean duplex, calor aportado, dilución, equilibrio microestructural, resistencia a la corrosión.

## **"Effect of the heat input and the number of layers on the microstructural evolution in duplex lean stainless-steel claddings"**

Author: MASELLI LUCAS MIGUEL.  
Advisor: Ing. ZALAZAR MÓNICA.  
Co-Advisor: Ing. ZAPPA SEBASTIÁN.

**Summary:** The effect of the heat input and the number of layers on the microstructural evolution in duplex lean stainless-steel claddings was assessed. The overlay weld was developed by means of the semi-automatic welding process with shielding gas GMAW. To study the effect of cooling rate and dilution, samples were welded with 0.6, 0.9 and 1.8 kJ/mm (varying only the welding speed) with one and two layers. The characterization techniques used involved studies on the final deposited layer and on metallographic specimens obtained with transversal orientation to the weld beads. On the welded specimens, the chemical composition was measured, the ferrite phase content was quantified by both Ferritómetro and optical metallography, the precipitation of intermetallic compounds was analyzed by optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction, microhardness test and weight loss corrosion test was developed.

The results show that, in the coupons welded with one layer, as the heat input increases, the ferrite content increases associated with the dilution decrease. On the other hand, in coupons welded with two layers (with low dilution values), the ferrite content decreases, associated with the cooling rate and the longer time available for the transformation of ferrite into austenite. The microstructural balance in Corrosion Resistance Alloy Overlay Welding with lean duplex stainless steels is controlled, mainly, by the degree of dilution for one layer and slightly by the heat input for two layers. In addition, a larger quantity of secondary austenite, in the first layers, was found. That was possible through characterization techniques based in electronic scanning SEM-EDS. However, the best results in reference to corrosion resistance were obtained for the same examples.

**Keywords:** CRO (Corrosion Resistant Overlay), Lean duplex stainless steel (LDSS), cladding, heat input, dilution, microestructural balance, ferrite, austenite, corrosion resistance.

## Índice de contenido

1	INTRODUCCIÓN .....	13
2	OBJETIVOS.....	14
2.1	Objetivo General .....	14
2.2	Objetivos Específicos .....	14
3	MARCO TEÓRICO .....	15
3.1	Características de aceros inoxidables DSS y LDSS.....	15
3.2	Rol de los elementos de aleación. ....	16
3.2.1.1	Rol del Cromo como elemento de aleación. ....	16
3.2.1.2	Rol del Níquel como elemento de aleación.....	16
3.2.1.3	Rol del Manganeso como elemento de aleación. ....	17
3.2.1.4	Rol del Silicio como elemento de aleación. ....	17
3.2.1.5	Rol del Molibdeno como elemento de aleación. ....	17
3.2.1.6	Rol del Nitrógeno y Carbono como elementos de aleación.....	17
3.3	Características metalúrgicas de los DSS y LDSS.....	18
3.3.1	Balance de fase austenita-ferrita.....	18
3.3.2	Reacciones de precipitación. ....	19
3.3.3	Fragilización por Fase Sigma ( $\sigma$ ). ....	19
3.3.4	Modo de solidificación.....	20
3.3.5	Rol del nitrógeno.....	22
3.3.6	Austenita secundaria. ....	23
3.3.7	Ciclo térmico de la zona afectada por el calor (ZAC).....	24
3.4	Diagramas constitucionales.....	26
3.4.1	Diagrama Schaeffler.....	26
3.4.2	Diagrama constitucional WRC-1992. ....	27
3.5	Características de la soldadura en recubrimientos.....	27
3.6	Parámetros de interés en soldadura de recubrimientos.....	28
3.6.1	Parámetros geométricos y antecedentes del cladding. ....	29
3.7	Diferentes técnicas de recubrimientos resistentes a la corrosión. ....	30
3.8	Zonas de interés en soldadura de recubrimientos.....	31
3.9	Control del balance de ferrita y austenita.....	34
3.9.1	Calor aportado, dilución química y antecedentes del cladding. ....	34
3.10	Mecanismos de corrosión.....	36
3.10.1	Corrosión general .....	37
3.10.2	Corrosión por pitting y crevice.....	37
3.10.3	Ataque intergranular y corrosión bajo tensión. ....	39
4	DESARROLLO .....	41
4.1	Materiales utilizados. ....	41
4.2	Soldaduras de LDSS.....	41



4.3	Técnicas de caracterización.....	42
4.3.1	Inspección visual y preparación metalográfica de muestras. ....	43
4.3.1.1	Probetas transversales .....	43
4.3.1.2	Probetas superficiales.....	44
4.3.2	Caracterización macroestructural.....	45
4.3.3	Espectrometría de emisión óptica (OES). ....	46
4.3.4	Microscopia óptica. ....	47
4.3.5	Difracción de rayos X. ....	47
4.3.6	Microscopia de barrido electrónico (SEM-EDS).....	47
4.3.7	Cuantificación de fases mediante Ferritómetro.....	48
4.3.8	Cuantificación de fases mediante metalografía óptica. ....	48
4.3.9	Medición de dureza Vickers.....	49
4.3.10	Ensayos de corrosión.....	49
4.3.10.1	Preparación de las muestras. ....	49
4.3.10.2	Solución del ensayo.....	50
4.3.10.3	Procedimiento del ensayo .....	50
5	RESULTADOS OBTENIDOS. ....	51
5.1.1	Inspección visual.....	51
5.1.2	Caracterización macroestructural.....	51
5.1.2.1	Dilución geométrica.....	53
5.1.3	Espectrometría de emisión óptica.....	54
5.1.3.1	Estimación cualitativa de fases mediante diagramas constitucionales.....	56
5.1.4	Microscopia óptica. ....	58
5.1.5	Difracción de Rayos X.....	63
5.1.6	Microscopía electrónica de barrido.....	64
5.1.6.1	Análisis de composición química.....	64
5.1.6.2	Determinación de fases. ....	67
5.1.6.3	Búsqueda de austenita secundaria y precipitados de nitruros. ....	68
5.1.6.4	Análisis microestructural en diferentes zonas.....	71
5.1.7	Cuantificación de fases mediante Ferritómetro.....	74
5.1.8	Cuantificación de fases mediante metalografía óptica. ....	75
5.1.9	Barrido de micro dureza Vickers.....	77
5.1.10	Ensayos de corrosión.....	80
6	CONCLUSIONES .....	83
6.1	Tareas a futuro.....	84
7	REFERENCIAS .....	85
8	ANEXOS.....	88

## Índice de tablas

Tabla 1. Clasificación de aceros inoxidables, (WESTIN, 2010). .....	15
Tabla 2. Composición química de fases secundarias en LDSS, (LILJAS, et al., 2008). .	19
Tabla 3. Velocidad de corrosión general para diferentes aleaciones y metales, (WALKER, 1991). .....	37
Tabla 4. Valores de PREN para diferentes aceros inoxidables, (LIPPOLD, 2015). .....	39
Tabla 5. Composición química del metal de aporte y metal base. ....	41
Tabla 6. Parámetros de soldaduras de las probetas. ....	42
Tabla 7. Actividades realizadas en el PIP .....	42
Tabla 8. Valores de características geométricas obtenidos. ....	54
Tabla 9. Composición química de la chapa base y del metal de aporte .....	55
Tabla 10. Valores de composición química, dilución química y PREN obtenidos. ....	55
Tabla 11. Composición química SEM-EDS de la muestra L1B. ....	65
Tabla 12. Composición química SEM-EDS de la muestra L2B. ....	65
Tabla 13. Valores SEM-EDS de dilución química local.....	66
Tabla 14. Valores promedio de composición química. ....	70
Tabla 15. Valores de medición de ferrita mediante Ferritómetro. ....	74
Tabla 16. Valores de medición de ferrita mediante metalografía óptica. ....	76
Tabla 17. Valores promedios del barrido transversal de dureza Vickers. ....	77
Tabla 18. Valores obtenidos del ensayo de corrosión – Norma ASTM A923-14 Método C. ....	80

## Índice de figuras

Figura 1. Diagrama de fase de composición de acero inoxidable dúplex en zona de temperatura elevada, (LIPPOLD, 2005). .....	18
Figura 2. Formación de precipitados en aceros inoxidables dúplex, (LIPPOLD, 2005). 19	
Figura 3. Diagrama de Grobner y representación de la estabilidad de fase sigma en función % de Ni, en aleación 25Cr-3.5Mo, (LIPPOLD, 2005).....	20
Figura 4. Microestructura de metal de soldadura de acero inoxidable LDX 2101, (NAIMA, et al., 2019). .....	21
Figura 5. Susceptibilidad a la fisuración por solidificación en soldaduras en función de la relación WRC-1992, (LIPPOLD, 2005). .....	22
Figura 6. Solubilidad del nitrógeno en ferrita y austenita, (LIPPOLD, 2005).....	22
Figura 7. Austenita secundaria, a) resultante del crecimiento de $\gamma_1$ , b) resultante del mecanismo de crecimiento cooperativo. (LIPPOLD, 2005).....	24
Figura 8. Precipitación de austenita secundaria, (NOWACKI Jerzy, 2006).....	24
Figura 9. Ciclo térmico de la ZAC cercano a la línea de fusión del acero inoxidable dúplex 2205 con 0.1% N y relación <b>Creq/Nieq</b> 3.2, (LIPPOLD, 2005). .....	25
Figura 10. Diagrama Schaeffler de 1949, (WELDING HANDBOOK, 2011). .....	26
Figura 11. Diagrama constitucional WRC-1992 a) completo y b) parcial, zona de interés, (KOTECKI & SIEWERT, 1992) .....	27
Figura 12. Parámetros geométricos del recargue y dilución geométrica. ....	29
Figura 13. Región adyacente a la zona de fusión, (LIPPOLD, 2015).....	31
Figura 14. Zona de transición de acero al carbono revestido con metal de aporte acero inoxidable austeníticos tipo 308L, (LIPPOLD, 2015). .....	32
Figura 15. Evolución microestructural de la ZAC en a) soldadura de un cordón y b) soldadura a tope con superposición de cordones, (LIPPOLD, 2015). .....	33
Figura 16. A) Cordones de soldaduras con diferentes niveles de superposición, ‘a’ con 50%, ‘b’ con 70% y ‘c’ con 30%. B) Diferencias entre macrografías con un y dos cordones de soldadura. (ALLEN, 2013).....	33
Figura 17. Efecto del calor aportado en el contenido de ferrita de la ZAC de la soldadura de acero inoxidable dúplex mediante el proceso GTAW autógena, (LIPPOLD, 2005). .....	35
Figura 18. Efecto del a) calor aportado y b) de la dilución química en la medición de ferrita delta, (KANNAN, 2006).....	35
Figura 19. Contenido de ferrita en función del calor aportado, (ZAPPA, et al., 2019). ..	36
Figura 20. Sección transversal de un pit de corrosión localizada, (LIPPOLD, 2015). ....	38
Figura 21. Valores de velocidad de corrosión por pitting en función de FN y calor aportado. ....	39
Figura 22. Resistencia al SCC por parte de los DSS, (LIPPOLD, 2005). .....	40
Figura 23. Probetas de soldaduras LDSS, transversales y superficiales. ....	42
Figura 24. Cortadora metalográfica. Maquina desbaste mecánico. Lavadora ultrasónica. ....	44
Figura 25. Muestras transversales de soldadura de recargue con metal de aporte LDSS. ....	44
Figura 26. Cortadora por hilo. Rectificadora de copa. ....	45
Figura 27. Características geométricas de los recubrimientos de soldaduras LDSS. ....	45
Figura 28. Macrografías de las muestras transversales. ....	46
Figura 29. Puntos de medición de composición química.....	46
Figura 30. Geometría referencial de los cordones de soldadura. ....	47
Figura 31. Puntos de medición con Ferritómetro en probeta superficial. ....	48
Figura 32. Metodología grafica para obtención de imágenes y cuantificación de fases..	48
Figura 33. Barridos de dureza Vickers en dirección normal de los cordones de los recubrimientos LDSS.....	49
Figura 34. A) Muestras del ensayo. B) Balanza de precisión utilizada. ....	50
Figura 35. A) Muestras en solución. B) Soporte de cuna de vidrio para muestras ensayadas. ....	50
Figura 36. Vista superior de cordones de soldadura LDSS. ....	51

Figura 37. Macrografías de las probetas transversales L1A y L2A.....	52
Figura 38. Macrografías de las probetas transversales L1M y L2M.....	52
Figura 39. Macrografías de las probetas transversales L1B y L2B. ....	53
Figura 40. Dilución geométrica en función de calor aportado para recubrimiento de 1 y 2 capas.....	54
Figura 41. Gráfico de dilución química promedio en función de calor aportado para recubrimientos de 1 y 2 capas.....	56
Figura 42. Diagrama constitucional Schaeffler.....	57
Figura 43. a) Diagrama constitucional WRC-1992. b) Diagrama WRC-1992 de análisis.....	58
Figura 44. Micrografía de la muestra L1B. Designación: L1M 13a (tercer cordón, posición a).....	60
Figura 45. Micrografías de la muestra L1M. A) L1M 12a (segundo cordón, posición a). B) L1M 11c (primer cordón, posición c). C) Interfaz primer y segundo cordón.....	61
Figura 46. Micrografía de la muestra L1A. Designación: L1A 15b (quinto cordón, posición b).....	62
Figura 47. Micrografía de la muestra L2B. Designación: L2B 11b (capa 1, primer cordón, posición b).....	62
Figura 48. Micrografía de la segunda capa de la muestra L2M. Designación: A) L2M 22b (segundo cordón, posición b). B) L2M 22c (Interfaz entre segundo y tercer cordón). C) L2M (Interfaz entre tres cordones). ....	62
Figura 49. Micrografía de la muestra L2A. Designación A) L2A 12b. B) L2A 22b. C) L2A 24b.....	63
Figura 50. Difractogramas del recubrimiento LDSS de la muestra L1A.....	63
Figura 51. Relación entre valores promedios de dilución química general y HI, para 1 y 2 capas.....	67
Figura 52. Micrografía de la probeta L2A. A) Ubicación 4 del barrido. B) Ubicación 14 del barrido. ....	68
Figura 53. Micrografía de la probeta L2B. A) Ubicación 6 del barrido. B) Ubicación 1 del barrido. ....	68
Figura 54. Micrografía de la probeta L2M, ubicación 8 del barrido de micro dureza. ....	69
Figura 55. Micrografía de la probeta L2M, ubicación 11 del barrido de micro dureza. ..	69
Figura 56. Análisis de composición química mediante EDS Line Scan, de la muestra L1A.....	72
Figura 57. Imágenes de la probeta L1B obtenida mediante SEM. A) Macrografía adquirida por electrones secundarias. B) Macrografía de la interfaz del metal base y metal de soldadura.....	73
Figura 58. Imagen de mapeo de distribución de elementos de aleación.....	73
Figura 59. Cuantificación de ferrita mediante Ferritómetro. ....	74
Figura 60. Cuantificación de ferrita mediante análisis de imágenes.....	77
Figura 61. Valor promedio del barrido transversal de dureza Vickers de los recubrimientos LDSS, de 1 y 2 capas, para nivel de calor aportado alto (1.8), medio (0.9) y bajo (0.6). ....	79
Figura 62. Barrido de dureza Vickers en dirección normal de los recubrimientos LDSS de 1 capa. ....	79
Figura 63. Barrido de dureza Vickers en dirección normal de los recubrimientos LDSS de 2 capas.....	80
Figura 64. Imagen de muestras post ensayo de corrosión.....	81
Figura 65. Relación entre velocidad de corrosión, calor aportado y cantidad de capas... ..	82

## 1 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. 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. En forma particular, las características deseables en los recargues de aceros inoxidable a depositar son: buena soldabilidad, buenas propiedades mecánicas y buena resistencia a la corrosión generalizada y localizada. Los aceros inoxidable dúplex poseen todas estas características.

Los aceros inoxidable 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 elevada resistencia a la tracción, tenacidad y resistencia a la corrosión, que dependen de la composición química y de la relación entre las fases mencionada anteriormente.

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 (Super Duplex Stainless Steel), 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 precipitados intermetálicos.

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 éste 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 lean dúplex), lo que disminuye las propiedades de resistencia a la corrosión y causa otros problemas metalúrgicos.

El trabajo propuesto se encuentra bajo el marco académico de la Beca EVC CIN 2020 adquirida, el desarrollo del mismo posee la necesidad de evaluar el efecto del calor aportado y de la cantidad de capas del depósito de soldadura de acero inoxidable lean dúplex (LDSS – Lean Duplex Stainless Steel), de modo de ampliar el campo de conocimiento en la aplicación de recubrimientos resistentes a la corrosión. La fundamentación del trabajo se encuentra asociada a la línea principal de investigación del Laboratorio de Metalografía y Soldadura (LMTyS).

## 2 OBJETIVOS

### 2.1 Objetivo General.

El objetivo general del trabajo fue estudiar el efecto del calor aportado de una soldadura (bajo, medio, alto) y de la cantidad de capas (1 y 2) de soldadura sobre la evolución microestructural de recargues resistentes a la corrosión, utilizando como metal de aporte un acero inoxidable lean dúplex. Se buscó la optimización del procedimiento de soldadura, de forma que se garantice un recubrimiento resistente a la corrosión con una microestructura balanceada, libre de precipitados perniciosos, así como también bajos tiempos de operación y costos de soldadura (mayor velocidad de soldadura y menor cantidad de capas). Para ello se utilizaron diferentes técnicas de caracterización de los recubrimientos obtenidos que permitieron determinar cuál es la condición de soldadura más favorable para la aplicación buscada.

El proceso de soldadura utilizado fue *Gas Metal Arc Welding Cored- GMAW-C*. Soldadura por arco eléctrico semiautomática con protección gaseosa y electrodo tubular, ampliamente aceptado por la industria en América Latina, especialmente por su productividad y la facilidad para realizar soldaduras mecanizada ya que la torcha se posicionó en una mesa de trabajo. Las soldaduras fueron realizadas en la Universidad de Lomas de Zamora y por investigadores de esa Universidad que forman parte del PROIN 04-I269.

### 2.2 Objetivos Específicos.

Entre los objetivos específicos del trabajo a realizar se encuentran

- Aprendizaje de técnicas de caracterización involucradas.
- Análisis cualitativo de la relación entre la cantidad de ferrita en la microestructura y el nivel de calor aportado para los recubrimientos LDSS de una y dos capas.
- Determinar la combinación de nivel de calor aportado y cantidad de capas que determinen la mejor resistencia a la corrosión.
- Seleccionar la combinación de aporte térmico y cantidad de capas que determinen la opción que mejor conjuga recargues con menores volumen de soldadura depositada.

### 3 MARCO TEÓRICO

#### 3.1 Características de aceros inoxidables DSS y LDSS.

Los aceros inoxidables se encuentran aleados con un valor mínimo de 12 % de cromo. Esto permite la formación de una capa protectora en su superficie y de este modo, adquirir la capacidad de resistencia a la corrosión. En la tabla 1 se muestran algunos ejemplos de aceros inoxidables clasificados de acuerdo a su microestructura, en % wt.

Tabla 1. Clasificación de aceros inoxidables, (WESTIN, 2010).

Claficación SS	Material	EN	UNS	C [%]	N [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	PREN
Ferriticos	409	1.4003	S40977	0,02	-	11,5	0,5	-	12
	430	1.4016	S43020	0,04	-	16,5	-	-	17
	444	1.4512	S44400	0,02	0,01	17,8	-	2,1	25
Austeniticos	304	1.4301	S30403	0,04	-	18,1	8,1	-	18
	316L	1.4404	S31603	0,02	-	17,2	10,1	2,1	24
Lean Duplex	LDX2101	1.4162	S32101	0,03	0,22	21,5	1,5	0,3	26
	LDX2304	1.4362	S32304	-	0,27	23	3,6	0,4	25
Duplex	DX2304	1.4362	S32304	0,02	0,1	23	4,8	0,3	26
	DX2205	1.4462	S32205	0,02	0,17	22	5,7	3,1	35
Superduplex	SDX2507	1.4410	S32750	0,02	0,27	25	7	4	43
	SDX100	1.4501	S32760	-	0,27	25,4	6,9	3,8	42

$$PREN = Cr + 3,3*Mo + 16*N$$

Los aceros inoxidables dúplex (DSS - *Dúplex Stainless Steels*) se basan en un sistema de aleación de Fe-Cr-Ni-N con valores de composición química determinada para que exista un balance de fases de 50% de austenita (A) y 50% de ferrita (F). La ferrita aumenta la resistencia mecánica con respecto a los aceros inoxidables austeníticos y mejora la resistencia al SCC - *Stress Corrosión Cracking*, mientras que la austenita mejora la ductilidad, tenacidad y aumenta la resistencia a la corrosión generalizada, es decir la combinación de las fases resulta en la optimización de las propiedades del grado dúplex. (WESTIN, 2010).

Los DSS son soldables, tienen adecuadas propiedades mecánicas y una alta resistencia a la corrosión localizada, por lo cual poseen las características necesarias que debe tener un material para ser utilizado como recubrimiento. (B. CHAKRABARTI, 2013).

Debido a su mayor contenido de ferrita son ferromagnéticos y poseen alta conductividad térmica y baja capacidad de expansión térmica. No obstante, poseen coeficiente de expansión térmica similar al de los aceros de bajo carbono o de baja aleación por lo cual son adecuados en soldaduras disimiles mostrando una reducción de las tensiones residuales propias de los procesos de soldadura. Por otro lado, se debe destacar que poseen gran resistencia mecánica, la resistencia a la fluencia típica se encuentra por arriba de los 425 MPa comparada con 210 MPa de los aceros inoxidables austeníticos. Debido a esto, presentan mayores durezas lo cual los hace útiles en requerimientos de resistencia a la abrasión y corrosión. (WELDING HANDBOOK, 2011).

El modo de solidificación durante el proceso de soldadura es ferrítico y el equilibrio microestructural se genera por la transformación de F en A durante el enfriamiento en estado sólido. La naturaleza de dicha transformación dependerá de la composición química y de la velocidad de enfriamiento. Estos materiales, debido a su alto nivel de aleación, son susceptibles a la precipitación de fases secundarias durante la exposición a temperaturas elevadas, las cuales pueden afectar tanto su comportamiento frente a la corrosión como sus propiedades mecánicas. Debido a esto no son recomendados para aplicación de temperatura de servicio mayores a 280 °C y tratamientos térmicos postwelding para liberación de tensiones residuales. (ZAPPA, et al., 2019).

Los aceros LDSS, surgen como una alternativa frente a los DSS mediante la sustitución del níquel como elemento aleante, por el nitrógeno, lo que permitió producir grados de LDSS con menores costos de producción, mayor resistencia mecánica y mayor resistencia a la corrosión bajo tensión que los DSS. La composición química de los grados Lean Duplex se encuentra, generalmente, entre 20 y 24 % de cromo, 1 y 5% de níquel, 0.1 y 0.3% de molibdeno y entre 0.1 y 0.22% de nitrógeno.

Entre los grados lean duplex desarrollados con mayor éxito y aceptación por la industria en general, se encuentra el S32101 (LDX 2101), usado ampliamente en servicios de generación de vapor y recipientes a presión. Este material se caracteriza por tener resistencia mecánica similar a los grados austeníticos AISI 304L, AISI 316L y mejor resistencia al SCC en ambientes con cloruros. Su contenido de cromo y níquel se encuentra entre 21 y 1.5 % respectivamente, mientras que el resto de la composición química esta balanceada con 5% de manganeso y 0.22% de nitrógeno. Esto permite, en primer lugar, una rápida formación de austenita en el metal de soldadura y en las zonas afectadas por el calor. En segundo lugar, reemplazar componentes con secciones de menor espesor que los aceros inoxidable austeníticos estándar. (WESTIN, 2010).

### 3.2 Rol de los elementos de aleación.

Los aceros inoxidable lean duplex contienen un gran número de elementos aleantes, además del cromo, níquel y carbono, que son necesarios para aumentar las propiedades mecánicas, la resistencia a la corrosión y mejorar el control microestructural. Particularmente, estas aleaciones están constituidas mayormente por hierro (Fe) la cual comprende entre el 55% y 80% de su composición. Los principales elementos aleantes son el cromo (Cr) y el carbono (C) para los grados martensíticos y ferríticos, el níquel para los grados austeníticos y dúplex, mientras que en segundo lugar se encuentran adiciones intencionales de manganeso y silicio. Otras adiciones de aleantes incluyen molibdeno (Mo), niobio (Nb), titanio (Ti), aluminio (Al), cobre (Cu), tungsteno (W) y nitrógeno (N). Algunos de los elementos no deseables son oxígeno (O), azufre (S) y fósforo (P) ya que afectan la performance y soldabilidad. En la mayoría de los casos los niveles de estos elementos se controlan con la composición del material de aporte.

#### 3.2.1.1 Rol del Cromo como elemento de aleación.

El cromo es añadido para la protección frente a la corrosión generalizada. Adiciones mayores al 12% en peso total, permiten la formación de un óxido de estequiometría  $(Fe, Cr)_2O_3$  en la superficie del acero, es decir el Cr estabiliza al O dado que posee mayor afinidad química que con el Fe. Este elemento aleante es un gran promotor de la formación de ferrita como también formador de carburos y en menor medida nitruros, los casos más habituales son  $Cr_{23}C_6$  y  $Cr_2N$ . Otro aspecto perjudicial es que posee gran influencia en el desarrollo de fase sigma ( $\sigma$ ), compuesto intermetálico que fragiliza y modifica las propiedades mecánicas. Este micro constituyente se forma por debajo de 815 °C y es típico en los grados dúplex por su alto contenido de cromo. Desde el punto de vista mecánico, el Cr proporciona cierto nivel de endurecimiento por solución sólida ya que es un átomo sustitucional en las estructuras cristalinas BCC y FCC, aunque altos contenidos de este aleante en presencia de C y N puede resultar en gran pérdida de tenacidad y ductilidad.

#### 3.2.1.2 Rol del Níquel como elemento de aleación.

La función principal del níquel es promover el desarrollo de la fase austenita. Mediante grandes adiciones del mismo, el campo austenítico se extiende y se logra estabilizar la fase a temperatura ambiente. No es un gran formador de carburos ni compuestos intermetálicos, pero aumenta la resistencia a la corrosión en aleaciones ferríticas expuestas a ambientes con ácido sulfúrico. Por otro lado, existe evidencia que este elemento químico particularmente disminuye la resistencia a la fisuración por corrosión bajo tensión, denominado resistencia al



SCC, (LIPPOLD, 2005). Se ha demostrado una disminución a la resistencia al SCC en ambientes con altos contenido de cloruros, particularmente cuando el níquel se agrega a la aleación Fe-20Cr en contenidos desde el 8% hasta el 12%. Desde el punto de vista mecánico, favorece el endurecimiento por solución sólida pero aún mayor es la influencia en el aumento de la tenacidad y reducción de la temperatura de transición dúctil frágil.

#### 3.2.1.3 Rol del Manganeso como elemento de aleación.

El manganeso es agregado a todos los aceros en el rango de composición desde 0.5% a 2%, dependiendo el grado. Históricamente, se añadió este aleante para prevenir la fisuración en caliente durante la solidificación lo cual está asociado, a la formación en bordes de grano, del constituyente eutéctico de sulfuro de hierro de bajo punto de fusión. Mediante la adición de Mn se favorece la formación de sulfuro de manganeso y se elimina este problema. Aunque depende del nivel de contenido de níquel, este aleante es promotor de la fase austenita y permite estabilizarla a bajas temperaturas y prevenir la formación de martensita. Posee gran influencia en el aumento de la solubilidad del nitrógeno en la austenita mientras que su efecto en el aumento de las propiedades mecánicas es mínimo.

#### 3.2.1.4 Rol del Silicio como elemento de aleación.

El silicio se suele añadir en contenidos de 0.3% a 0.6% y su función posee carácter tecnológico ya que se utiliza como desoxidante durante la fusión del metal y para aumentar la fluidez de la piletta de soldadura. No existen evidencias claras con respecto a su rol como promotor de las fases ferrita o austenita, sin embargo, se ha demostrado que es formador de constituyentes metálicos y aumenta el campo de la fase sigma la cual tiende a fragilizar la microestructura.

#### 3.2.1.5 Rol del Molibdeno como elemento de aleación.

El molibdeno posee diferentes funciones dependiendo del grado de acero inoxidable. Para los ferríticos, austeníticos y dúplex se lo añade en contenido de hasta 6% a fin de aumentar la resistencia a la corrosión localizada y por crevice. Desde el punto de vista mecánico, aumenta la tensión de rotura, tensión de fluencia y mejora el comportamiento a elevadas temperaturas. Es promotor de la fase ferrita por lo cual su presencia permite mayor desarrollo y retención de la misma.

#### 3.2.1.6 Rol del Nitrógeno y Carbono como elementos de aleación.

El nitrógeno es un elemento intersticial que generalmente está presente como impureza, pero posee una función beneficiosa en grados austeníticos y dúplex. Al igual que el carbono, el nitrógeno es un potente agente que produce endurecimiento por solución sólida. Esto permite aumentar la resistencia mecánica y la resistencia a la corrosión por pitting y crevice, en los grados dúplex. Junto al carbono, estos dos elementos aleantes son los mayores promotores de la fase austenita a temperatura ambiente, por lo cual el contenido de los mismos se debe controlar cuidadosamente si se requiere un balance microestructural. Uno de los medios de control es a través de la adición de elementos aleantes que formen carburos o nitruros como son el Nb, Ti y Al de modo de poder neutralizar el efecto gammageno en la matriz. Si bien el contenido de carbono afecta negativamente a la soldabilidad de la unión, una ventaja del mismo radica en la formación de carburos de Nb o Ti. Estos poseen la capacidad de resistir la disolución durante la soldadura por lo tanto previene la formación de carburos ricos en cromo que está asociado al ataque por corrosión intergranular.

En conclusión, los elementos aleantes afectan el equilibrio de fase en relación a la estabilidad de ferrita, austenita y martensita, el balance microestructural y poseen gran influencia en las propiedades mecánicas, la resistencia a la corrosión y en la soldabilidad.

Los elementos promotores de la fase ferrita son:

- Cromo (Cr), molibdeno (Mo), silicio (Si), niobio (Nb), titanio (Ti), aluminio (Al), vanadio (V) y tungsteno (W).

Los elementos promotores de la fase austenita son:

- Níquel (Ni), manganeso (Mn), carbono (C), nitrógeno (N), cobre (Cu) y cobalto (Co).

### 3.3 Características metalúrgicas de los DSS y LDSS.

#### 3.3.1 Balance de fase austenita-ferrita.

Los aceros inoxidable dúplex se basan en un sistema de aleación de Fe-Cr-Ni-N con valores de composición química determinada para que exista 50% de cada fase. Sin embargo, la solidificación en estos aceros es 100% ferrítica por lo que el balance de la microestructura depende del nivel de transformación en estado sólido a austenita.

La figura 1 indica que las aleaciones que tengan una relación de cromo equivalente sobre níquel equivalente de acuerdo al diagrama WRC 1992 mayor a 1.9 (zona oscura) solidificarán a partir de un modo 100% ferrítico. Particularmente los grados dúplex poseen una relación equivalente entre 2.25 y 3.5, (LIPPOLD, 2005).

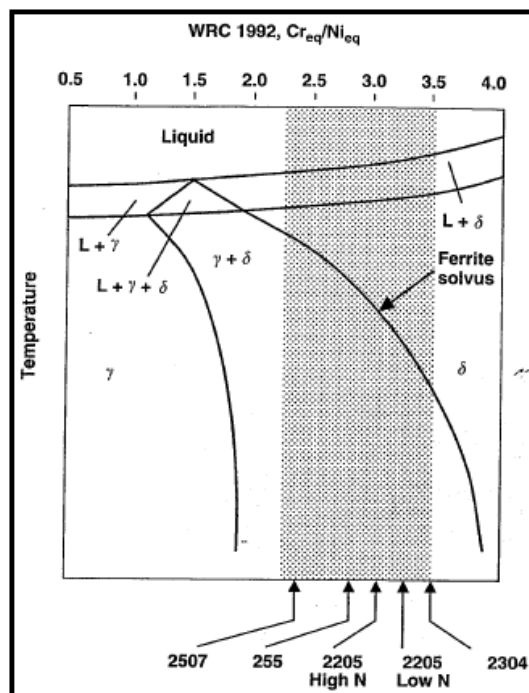


Figura 1. Diagrama de fase de composición de acero inoxidable dúplex en zona de temperatura elevada, (LIPPOLD, 2005).

Las soldaduras de ASS - *Austenitic Stainless Steel*, poseen, en general, el problema de sensitización y fisuración por corrosión bajo tensión. El primero de ellos fue, en gran parte, solucionado con metales de aporte con bajo contenido de carbono. El segundo problema origina el desarrollo de los grados duplex.

Como se mencionó anteriormente, son bifásicos, poseen bajo contenido de carbono y un estricto control en el contenido de nitrógeno el cual permite aumentar la resistencia a la corrosión por pitting. Se determinó que el balance entre la ferrita y austenita entre el 40 y 50 % garantiza una notable reducción en las posibilidades del SCC (Stress Corrosión Cracking). (ASM, 2006).

### 3.3.2 Reacciones de precipitación.

Existe un límite de temperatura asociado a la aparición de precipitados indeseados en la fase ferrita debido a la gran cantidad de aleantes que existe. Estas reacciones de precipitados pueden ocurrir por debajo de los 1000 °C y son dependientes de las variables tiempo y temperaturas como se indica en la figura 2. Estos precipitados que fragilizan las aleaciones dúplex son principalmente la fase sigma ( $\sigma$ ), chi ( $\chi$ ), alpha prima ( $\alpha'$ ) y nitruros de cromo  $\text{Cr}_2\text{N}$ . Se debe notar que la adición o aumento del contenido de Cr, Mo y W acelera la formación de estas fases, esto es de gran importancia en tratamientos térmicos post soldadura o en soldadura de multipasadas. Esta tendencia a la reacción de precipitados es el motivo por el cual la temperatura en servicio de los aceros inoxidable dúplex se encuentra por debajo de los 280 °C.

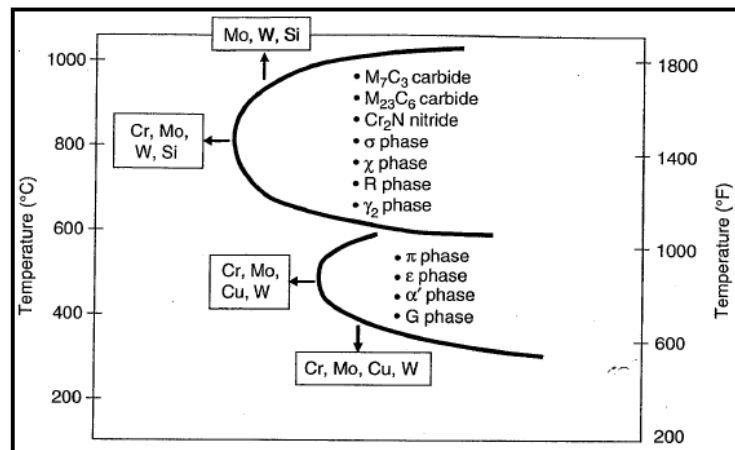


Figura 2. Formación de precipitados en aceros inoxidable dúplex, (LIPPOLD, 2005).

En la tabla 2 se presenta una referencia en cuanto a valores de composición química de compuestos intermetálicos obtenidas a partir de análisis EDS en el material LDX-2101 sometido a tratamiento térmico de envejecido.

Tabla 2. Composición química de fases secundarias en LDSS, (LILJAS, et al., 2008).

Phase	EDS Composition (wt.%)							Particle size ( $\mu\text{m}$ )
	Cr	Ni	Si	Mo	V	Mn	Fe	
$\text{M}_{23}\text{C}_6$	73.0	0.8	-	2.2	-	-	24.0	0.1-0.2
$\text{Cr}_2\text{N}$	95.9	-	-	-	1.7	-	2.4	0.1-0.3
$\sigma$ -phase	33.5	0.7	0.8	0.4	-	5.0	59.6	0.5-3
$\gamma_2$	18.2	2.6	-	0.3	-	6.6	71.1	1-2

### 3.3.3 Fragilización por Fase Sigma ( $\sigma$ ).

Como se indica esquemáticamente en la figura 2, los compuestos intermetálicos como la fase sigma, formada por Fe y Cr, precipitan a mayores temperaturas que la fase  $\alpha'$ . La fase  $\sigma$  comienza su formación a los 570°C y aumenta su velocidad de precipitación desde los 800 hasta los 850 °C, mientras que a temperaturas mayores a 1000°C estos compuestos se suelen disolver nuevamente.

En la figura 3 se observa el diagrama Grobner que representa la variación de la estabilidad de la fase  $\sigma$  en función del contenido de níquel. Particularmente, la ZAC o zonas recalentadas, en procesos de recubrimientos experimentan variaciones de temperatura desde 550 a 1000 °C donde se puede formar la fase sigma. Se ha encontrado que aumentar el contenido de níquel, aumenta la temperatura máxima en la cual la fase sigma es estable. Si bien esto es un aspecto

positivo en soldaduras de LDSS ya que se caracterizan por contener bajos contenidos de níquel, alrededor de 1% wt, la composición química del metal de aporte LDSS de este trabajo contiene 9% de níquel.

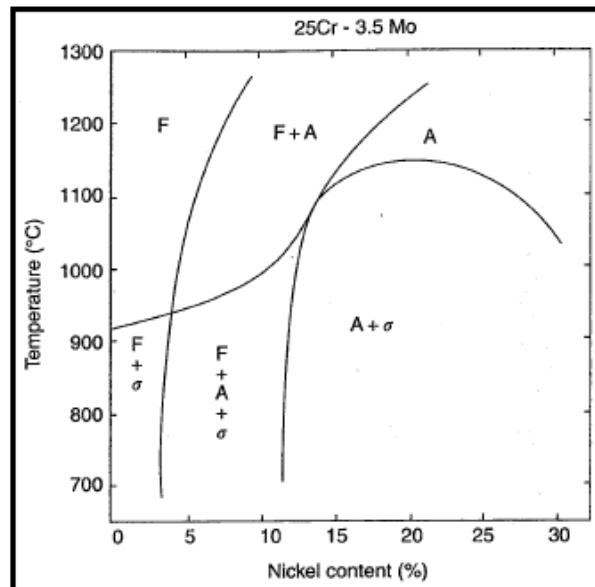


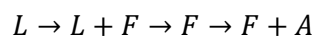
Figura 3. Diagrama de Grobner y representación de la estabilidad de fase sigma en función % de Ni, en aleación 25Cr-3.5Mo, (LIPPOLD, 2005).

### 3.3.4 Modo de solidificación.

Teniendo en cuenta la relación WRC-1992 entre el cromo equivalente y el níquel equivalente es posible determinar el modo de solidificación de acuerdo a las siguientes relaciones, observadas en la figura 1, (ZAPPA, et al., 2019).

- Moda A:  $L \rightarrow L+A \rightarrow A$   $\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1,25$
- Moda AF:  $L \rightarrow L+A \rightarrow L+F+A \rightarrow F+A$   $1,25 < \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1,5$
- Moda FA:  $L \rightarrow L+F \rightarrow L+F+A \rightarrow F+A$   $1,5 < \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1,95$
- Moda F:  $L \rightarrow L+F \rightarrow F \rightarrow F+A$   $\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} > 1,95$

Sin embargo, el comportamiento de solidificación de los aceros inoxidable dúplex generalmente corresponde a la secuencia de transformación del modo F.



Es decir, la solidificación comienza y finaliza a partir de la nucleación de ferrita la cual es estable en estado sólido a temperatura elevada, alrededor de 1400 °C.

Cuando finaliza el proceso de solidificación por el cual se formaron los granos columnares, característicos de velocidades de enfriamiento relativamente altas, como las que existen en procesos de soldadura por arco eléctrico, comienza la transformación de fases en estado sólido y la formación de diferentes morfologías de austenita. Posterior a la formación de los granos de ferrita comienza la nucleación y crecimiento de austenita en borde de grano, ABG, en la interfaz  $\delta/\delta$  la cual sucede entre 1350 y 800 °C. Finalizada la transición entre este rango de temperatura, comienza la nucleación de austenita Widmanstätten, AW, hacia el interior de los granos. Esta morfología está caracterizada por placas largas y delgadas que crecen en dirección perpendicular y paralela al borde de grano. Adicionalmente si existen condiciones de tiempo y temperatura suficiente de modo de favorecer la difusión, puede nuclear y crecer

austenita intragranular, AIG. Esta estructura tiene menor energía de activación por lo cual necesita un mayor subenfriamiento en comparación con las morfologías anteriores. Esto se debe a que la difusión en el interior de los granos posee menos intensidad que en los bordes de granos dado que estos últimos son zonas energéticas. Consecuentemente, el crecimiento de la estructura AIG se encontrará limitado con respecto a ABG y AW.

Por otro lado, en soldaduras multipasadas, existen recalentamientos, proceso por el cual se modifica la microestructura consolidada y se favorece la transformación de austenita a austenita parcialmente transformada APT y austenita secundaria AS. La APT es austenita que modificó su forma inicial debido al recalentamiento, un aspecto positivo de esta morfología es que inhibe el crecimiento de grano de ferrita, (KING, 1992). La zona afectada por el recalentamiento transita por diferentes reacciones metalúrgicas.

En la figura 4 se muestra un ejemplo de la microestructura de un acero inoxidable lean duplex.

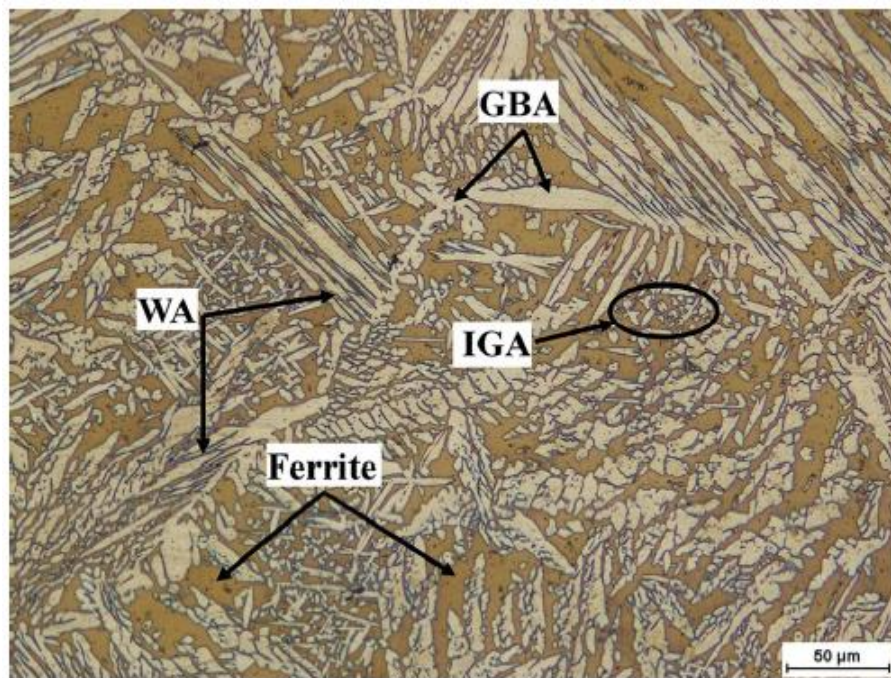


Figura 4. Microestructura de metal de soldadura de acero inoxidable LDX 2101, (NAIMA, et al., 2019).

Un aspecto importante a destacar desde el punto de vista de la soldabilidad es la fisuración por solidificación de la soldadura. En la figura 5 se observa que la fisuración durante la solidificación en soldaduras depende en gran medida de la composición, es decir de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  – WRC 1992. Debido a que los aceros inoxidables dúplex solidifican a partir del modo ferrítico F, estos tienen mayor susceptibilidad a la fisuración que los aceros inoxidables austeníticos que poseen modo de solidificación ferrítico-austenítico FA.

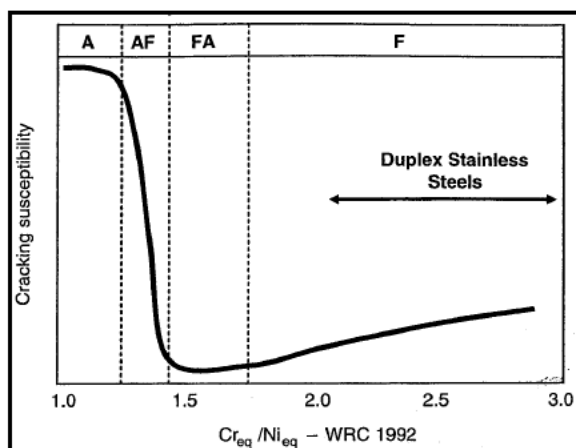


Figura 5. Susceptibilidad a la fisuración por solidificación en soldaduras en función de la relación WRC-1992, (LIPPOLD, 2005).

El cladding de CRAOW es básicamente una soldadura entre materiales metálicos disimiles. Si bien la diferencia entre coeficiente de expansión entre el LDSS y acero de bajo carbono es baja, la unión metalúrgica posee tendencia a la nucleación y propagación de fisuras.

A fin de prevenir el desarrollo de fisuras, diferentes autores realizaron experimentos y determinaron una gran performance en el proceso GMAW con movimiento ondulatorio de la torcha. El cordón soldado con ondulaciones disminuyó la dilución y aumentó el contenido de ferrita. Sin embargo, no se registraron efectos en la microestructura, niveles de porosidad y dureza. (TASALLOTI., 2014).

### 3.3.5 Rol del nitrógeno.

La mayor parte de los DSS y LDSS modernos contienen cierta cantidad de aleación de nitrógeno intencional. El rango se encuentra entre 0.08 y 0.35 % en peso total. El rol importante del nitrógeno radica en que este elemento es un átomo intersticial pequeño, esto le proporciona la capacidad de difundirse a temperaturas menores que los átomos sustitucionales de Cr, Ni y Mo. Es decir, mediante la adición de nitrógeno se puede garantizar cierta formación de austenita a temperaturas menores que las de solidificación.

La explicación de la aparición de los precipitados de nitruros indeseados, en particular los  $Cr_2N$ , consiste en comprender la mayor solubilidad del nitrógeno en la austenita que en la ferrita. En la figura 6, se observa la relación entre el límite de solubilidad del nitrógeno y la temperatura. Se debe resaltar la baja solubilidad del nitrógeno en ferrita a temperaturas menores a 1000 °C.

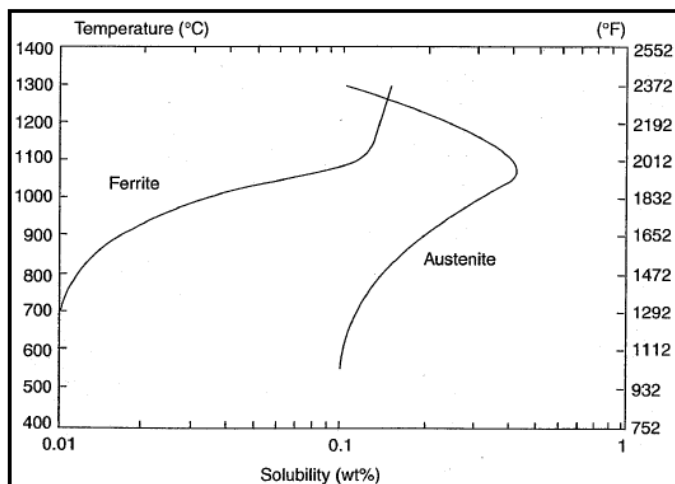


Figura 6. Solubilidad del nitrógeno en ferrita y austenita, (LIPPOLD, 2005).

Si la microestructura esta balanceada 50% en cada fase, como es el caso de los aceros dúplex forjados, el contenido de nitrógeno se fraccionará de manera igual en cada fase y permanecerá en solución sólida dado que se generaron las condiciones necesarias de temperatura y tiempo. Sin embargo, en las ZF y ZAC de soldaduras, donde las condiciones de enfriamiento son rápidas ocurrirá la reacción de estos precipitados debido a que el límite de solubilidad del nitrógeno en ferrita se excede por la alta velocidad de enfriamiento. Esto genera que el nitrógeno permanezca ‘atrapado’ en la ferrita sin tiempo suficiente para difundirse en la austenita. Las consecuencias de estas reacciones son pérdidas de tenacidad, ductilidad y resistencia a la corrosión. De lo contrario, cuando la aleación se encuentra a una temperatura por debajo de la línea de transformación solvus de ferrita y además se garantiza tiempo suficiente para permitir la difusión del nitrógeno, es decir existe una velocidad de enfriamiento lenta, es posible entonces, obtener una microestructura balanceada en la mayor parte del metal de soldadura y zona afectada por el calor. En este sentido, se debe destacar que, en procesos de soldadura por arco eléctrico, es difícil lograr el balance porcentual de fases 50-50. Los valores de porcentaje de ferrita, generalmente, se encuentran entre 30 % y 40 %.

Algunos investigadores estudiaron el efecto, de la adición de nitrógeno al gas de protección, sobre la evolución microestructural y el comportamiento de la corrosión localizada de soldaduras DSS. Se determinó que la adición de  $N_2$  facilitó la formación de austenita primaria, suprimió la precipitación de  $Cr_2N$  en la raíz de la soldadura y aumentó la micro dureza del metal depositado. La adición de 2% de N al gas de protección de Ar puro, resultó en un aumento de la resistencia a la corrosión localizada, debido a que esta modificación permitió compensar la usual pérdida de este elemento aleante y promovió que el mismo permanezca en solución sólida en la austenita. De modo tal, se calculó un valor mayor de PREN en la austenita primaria en comparación con la ferrita y la austenita secundaria. Además, se determinó que las soldaduras realizadas con Ar puro sufrieron precipitación de  $Cr_2N$  en las pasadas de raíz y en la ZAC. Estos sitios fueron la causa de la corrosión por pitting en el interior de los granos de ferrita y de corrosión intergranular en los bordes de grano de ferrita. Además, estas soldaduras presentaron precipitación de carburos y fase sigma causando corrosión intergranular. (ZHIQIANG ZHANG, 2017).

### 3.3.6 Austenita secundaria.

En recubrimientos de soldaduras de más de una pasada existen recalentamientos, que afectan a la microestructura del metal base, las capas iniciales y las capas adyacentes. Se desarrolla una difusión de átomos adicional que resulta en crecimiento de austenita existente o nucleación de nueva austenita. Esta última estructura se llama austenita secundaria ( $\gamma_2$ ). Si bien esta estructura puede causar un desbalance mayor en las fases, permite aumentar la tenacidad de la soldadura. Mediante el control del calor aportado es posible optimizar el recalentamiento sobre la pasada previa y aumentar la velocidad de nucleación de la austenita secundaria a expensas de la ferrita. No obstante, existe evidencia que sugiere que la austenita secundaria reduce la resistencia al pitting ya que los pits de nucleación ‘prefieren’ la interfaz de  $\gamma_2$  / ferrita, (RAHMANI, 2014).

Existen dos formas de austenita secundaria que poseen mecanismos de nucleación similares. En una forma, esta estructura se nuclea en el interior de un grano de ferrita a partir de un precipitado previo de  $Cr_2N$ . En la segunda forma se nuclea a partir de la interfaz de austenita primaria, como se observa en la figura 7, a partir de un proceso llamado mecanismo de crecimiento cooperativo el cual considera que primero se nuclea un precipitado de nitruro de cromo en la interfaz  $\gamma_1/\alpha$  (austenita primaria / ferrita), resultando en una disminución local de cromo, elemento promotor de ferrita. Esto conduce a la nucleación de  $\gamma_2$  y subsecuente crecimiento a expensas de la disolución del precipitado de nitruro de cromo, (LIPPOLD, 2005).

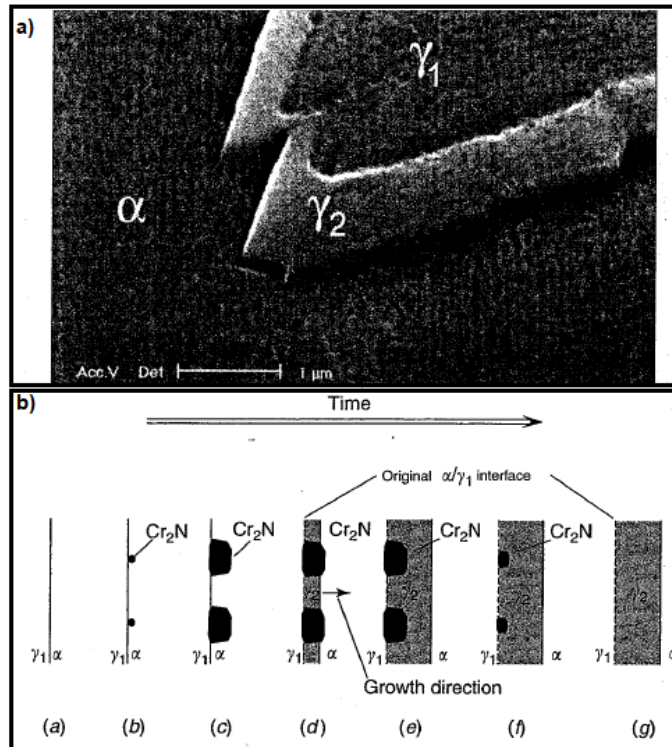


Figura 7. Austenita secundaria, a) resultante del crecimiento de  $\gamma_1$ , b) resultante del mecanismo de crecimiento cooperativo. (LIPPOLD, 2005).

En soldadura de pasadas múltiples, los ciclos de recalentamiento pueden conducir a un alto nivel de contenido de austenita secundaria. En la figura 8 se observa una micrografía con extenso nivel de austenita secundaria de una soldadura de recubrimiento realizada con consumible FCAW 2205-H, con contenidos de elementos aleantes similares al metal de aporte utilizado en el presente trabajo. (NOWACKI Jerzy, 2006).

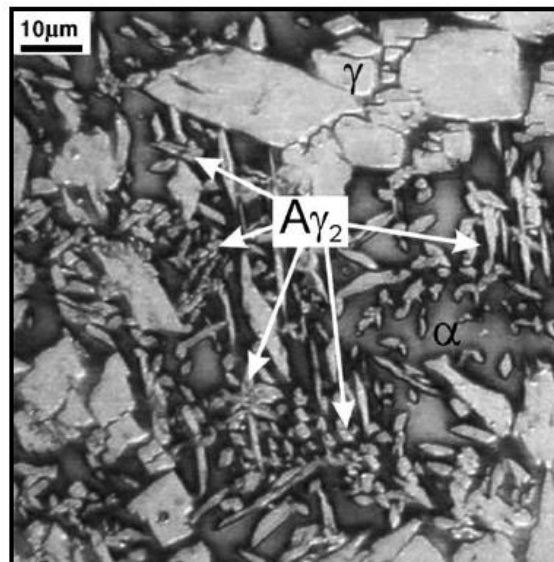


Figura 8. Precipitación de austenita secundaria, (NOWACKI Jerzy, 2006).

### 3.3.7 Ciclo térmico de la zona afectada por el calor (ZAC).

El ciclo térmico de la ZAC en el área adyacente a la ZSM puede dividirse en 3 regiones considerando la relación entre la temperatura y el tiempo de exposición, como se observa en la figura 9.



En la región 1 la zona del metal afectado por el calor (ZAC-MS o ZAC-MB), es calentada a temperaturas próximas a la de la línea de ferrita solvus. En este rango de temperatura la austenita comienza a transformarse a partir de un proceso de crecimiento controlado por la difusión que finaliza cuando la totalidad de la estructura transformó a ferrita. Durante este periodo se disuelven los precipitados, principalmente nitruros de cromo y en menor medida carburos de cromo. En la región 2, por encima de la línea solvus de ferrita, comienza el crecimiento de grano ya que no existe segundas fases o precipitados que lo pueda frenar. A mayor tiempo por encima de esta línea donde la estructura es completamente ferrítica o a menor temperatura solvus de la aleación, mayor crecimiento de grano existirá. En la región 3, por debajo de la línea solvus, comienza el enfriamiento por lo que la austenita comienza a nuclear y crecer, mientras reaparecen los precipitados. Para una determinada aleación, el porcentaje de transformación de ferrita a austenita está controlado por la velocidad de enfriamiento. A mayor gradiente térmico, menos tiempo existe para la transformación lo que implica un menor contenido de austenita final.

Es necesario resaltar que se debe minimizar el tiempo total en la región 2 ya que un tamaño de grano de ferrita grande tiene efectos negativos sobre la tenacidad y ductilidad del material. Esto puede ser controlado mediante la selección de la composición química de la aleación a soldar o modificando el calor aportado durante la soldadura. Por un lado, a menor relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  del diagrama WRC-1992, la temperatura de la línea solvus de ferrita aumenta y el tiempo de exposición en la región 2 disminuye. Por otro lado, para una relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  fija, a menor calor aportado, mayor velocidad de enfriamiento y menor tiempo en la región completamente ferrítica. Esto constituye un límite de referencia en cuanto a la selección de calor aportado, se verá más adelante que existen otros fenómenos a tener en cuenta que influyen en la evolución microestructural.

La temperatura de la línea solvus de los DSS y LDSS comprende el rango entre 1205 a 1350 °C, por lo que el ancho de la zona 2, completamente ferrítica, puede cambiar significativamente ya que depende de la composición química del material. Por ejemplo, las aleaciones 2205 con bajo N o 2304, de la figura 1, tienen una temperatura de línea solvus relativamente baja, por lo que la zona de la región 2 será mayor y esto conduce a una mayor susceptibilidad al problema de crecimiento excesivo de grano de ferrita en la ZAC. Además, es interesante notar que, a mayor calor aportado, mayor diámetro del tamaño de grano resultante, por lo tanto, esta variable como parámetro de soldadura también tiene influencia en la región 2. Se debe aclarar, en este contexto, que la ZAC hace referencia a las zonas recalentada de metal de soldadura por superposición de pasadas.

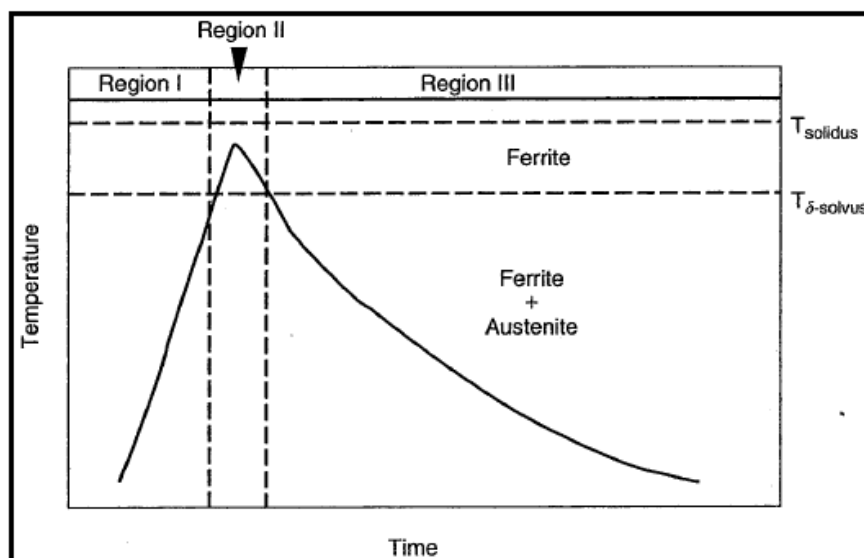


Figura 9. Ciclo térmico de la ZAC cercano a la línea de fusión del acero inoxidable dúplex 2205 con 0.1% N y relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  3.2, (LIPPOLD, 2005).

### 3.4 Diagramas constitucionales.

Los Diagramas constitucionales permiten predecir la microestructura presente en el metal de soldadura considerando la dilución y sin tener en cuenta la velocidad de enfriamiento.

#### 3.4.1 Diagrama Schaeffler.

El diagrama Schaeffler de 1949 es un diagrama constitucional para soldaduras que permite predecir la microestructura del metal soldadura o del metal de aporte antes de ser utilizado, a partir de la composición química. Está formado por rangos de las diferentes fases microestructurales de un metal de soldadura de acero inoxidable determinadas por un valor de níquel equivalente y cromo equivalente en los ejes, los elementos promotores de la ferrita están incluidos en el cromo equivalente mientras que los elementos promotores de austenita en el níquel equivalente. Mediante las líneas isoferritas el diagrama permite la predicción cuantitativa de ambas fases en la microestructura del metal de soldadura.

En la figura 10 se observa el diagrama Schaeffler luego de varias modificaciones. Se debe destacar que no incluye al N en la fórmula del níquel equivalente a pesar de su fuerte comportamiento como promotor de la fase austenita. Esto probablemente fue debido a la dificultad en determinar el contenido de nitrógeno en esa época por lo tanto se lo incorporo al diagrama mediante el valor constante de 0.06 wt%.

En la figura 11 se observa el diagrama WRC-1992 el cual surge a partir de la búsqueda de mejorar la exactitud de predicción de fases en la microestructura. Entre las mejoras se encuentra la incorporación del valor FN (Ferrite Number), la extensión del rango de su composición, desde 0 a 100 la cual permite la predicción de soldadura de metales disimiles y la incorporación de zonas que definen limites en los modos de solidificación. La escala de FN se agregó a fin de mejorar la predicción de ferrita delta, esto surgió por la dificultad de medir cuantitativamente el contenido de ferrita en el volumen de metal de soldadura. El valor FN consiste en mediciones magnéticas las cuales son posibles debido a la estructura cristalina BCC ferromagnética de la ferrita delta, no siendo posible en la austenita de estructura cristalina FCC. Además, la actualización de los valores equivalente permitió eliminar la sobreestimación del Mn como promotor de austenita en metales de soldaduras altamente aleadas e incorporar el efecto gammágeno del cobre. Por el momento, este diagrama es el que brinda predicciones de FN en soldaduras de aceros inoxidable dúplex con mayor exactitud y confiabilidad, de modo tal que fue incorporado al código ASME IX. (AWS WELDING HANDBOOK 9.4, 2011).

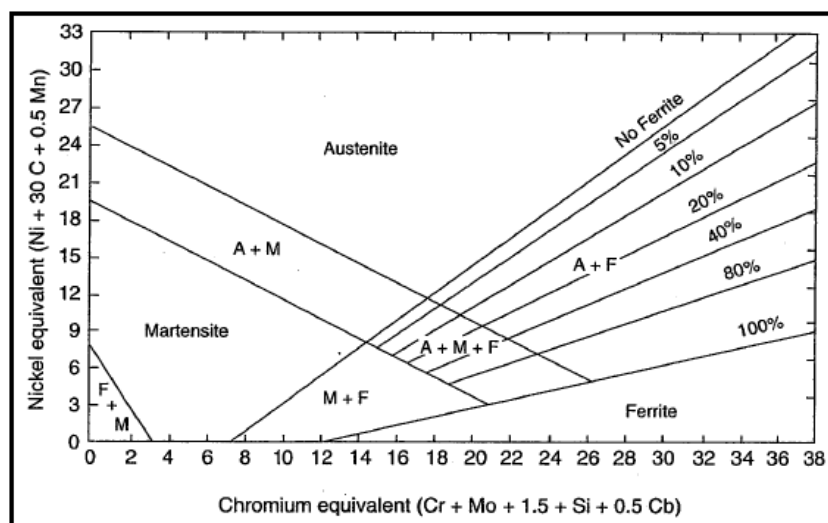


Figura 10. Diagrama Schaeffler de 1949, (WELDING HANDBOOK, 2011).

### 3.4.2 Diagrama constitucional WRC-1992.

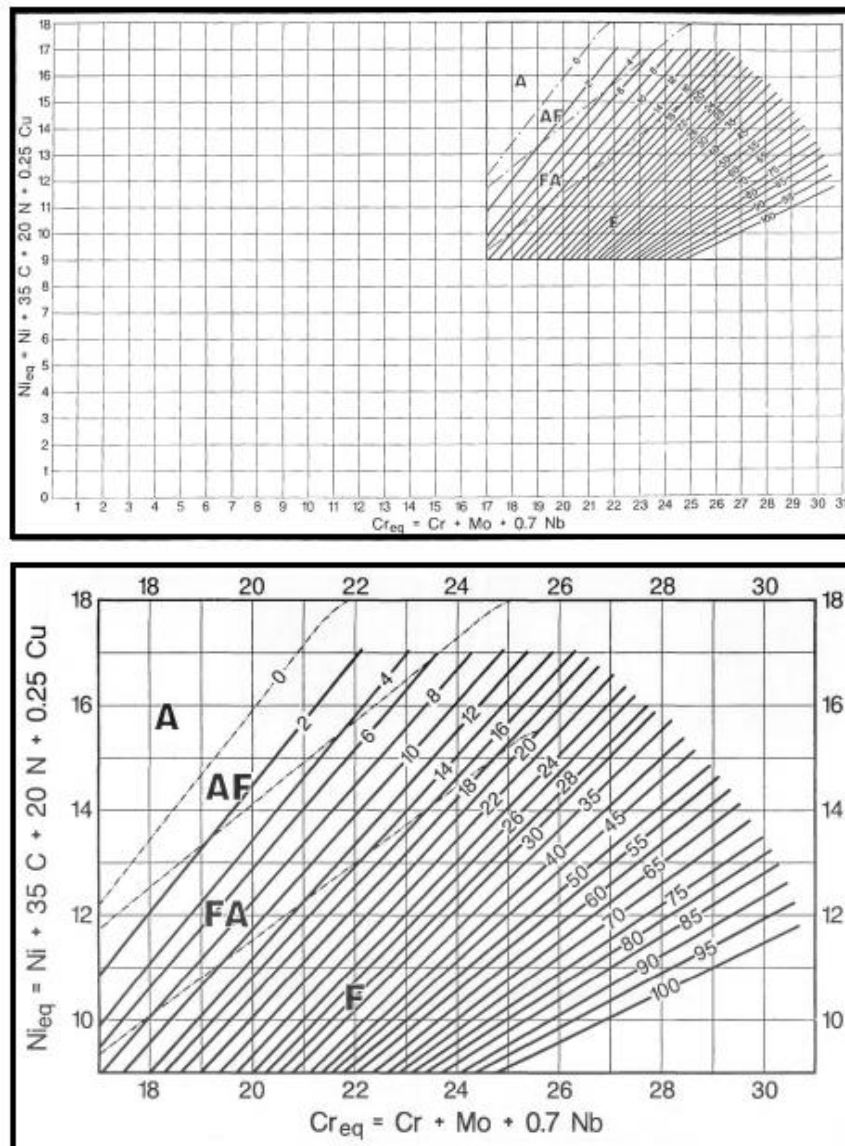


Figura 11. Diagrama constitucional WRC-1992 a) completo y b) parcial, zona de interés, (KOTECKI & SIEWERT, 1992)

### 3.5 Características de la soldadura en recubrimientos.

En los últimos años, se ha desarrollado el concepto de CRAOW - *Corrosion Resistance Alloy Overlay Welding*, en numerosas industrias tales como la química, petroquímica y fundamentalmente, la del gas y la del petróleo. Este proceso consiste en agregar por soldadura una capa delgada de material resistente a la corrosión sobre una pieza de acero al carbono o de baja aleación, en su superficie exterior o interior. De este modo, es posible la fabricación y/o la reparación de elementos o componentes industriales con una vida útil mayor y a un menor costo. Existen varios métodos para recubrir materiales, entre ellos, la soldadura por arco eléctrico es la más empleada, principalmente por una razón económica. Particularmente, el proceso de soldadura semiautomático con protección gaseosa y electrodo tubular consumible GMAW, es ampliamente aceptado por la industria en América Latina, especialmente por su productividad y la facilidad para realizar soldaduras en toda posición.

### 3.6 Parámetros de interés en soldadura de recubrimientos.

En los procesos de soldadura por arco eléctrico con arco no pulsado, el calor aportado se puede calcular con la ecuación 1, siendo Q calor aportado [J/m], T: Tensión [Volts], C: Corriente [Ampere], Vs: Velocidad de soldadura [m/s].

$$Q = \frac{T \cdot C}{V_s} \quad (1)$$

El mismo, influye en la velocidad de enfriamiento y en la dilución del metal aportado con el metal base. Estos dos factores modifican la composición química, el contenido de fases y la precipitación de compuestos intermetálicos en soldaduras de acero inoxidable lean dúplex, (ZAPPA, et al., 2017a).

Por otro lado, el calor aportado influye en el tiempo de transformación de Ferrita (F) en Austenita (A) durante la solidificación. En este sentido, soldaduras con bajo calor aportado presentan una mayor velocidad de enfriamiento (menor tiempo de transformación en estado sólido de F en A), generando un menor contenido de A. De manera contraria, soldaduras con alto calor aportado presentan una menor velocidad de enfriamiento (mayor tiempo de transformación en estado sólido de F en A) generando un mayor contenido de A, lo que puede promover la precipitación de segundas fases tales como fase Sigma ( $\sigma$ ), Chi ( $\chi$ ), etc. (ZAPPA, et al., 2017b).

Para evaluar la dilución en depósitos de soldadura, en general se presentan dos criterios: dilución geométrica y dilución química. La dilución geométrica, ejemplificada en la figura 12a, generalmente es determinada mediante la relación entre el área del metal base fundido (B) respecto a el área total del metal de soldadura (A + B), conforme a la ecuación 2. En cambio, la dilución química es la relación entre la composición química del metal de soldadura y la del metal de aporte puro, sin efecto de dilución (reportada por el fabricante), conforme a la ecuación 3, donde Dq representa la dilución química; Cms es la concentración del “elemento m” en el metal de soldadura; Cma es la concentración del “elemento m” en el metal de aporte y Cmb es la concentración del “elemento m” en el metal base. (MARTINEZ, et al., 2020).

$$D_g = \frac{B}{A+B} * 100 \quad (2)$$

$$D_q = \frac{C_{ms} - C_{ma}}{C_{mb} - C_{ma}} * 100 \quad (3)$$

La composición química resultante de los recargues definirá la resistencia a la corrosión localizada de los mismos.

En la figura 12 se ejemplifica la geometría de los cordones de soldadura que conforman los recubrimientos depositados en el metal base del presente trabajo. Se identificó la dirección normal, transversal y longitudinal al cordón que conforma el sistema de referencia.

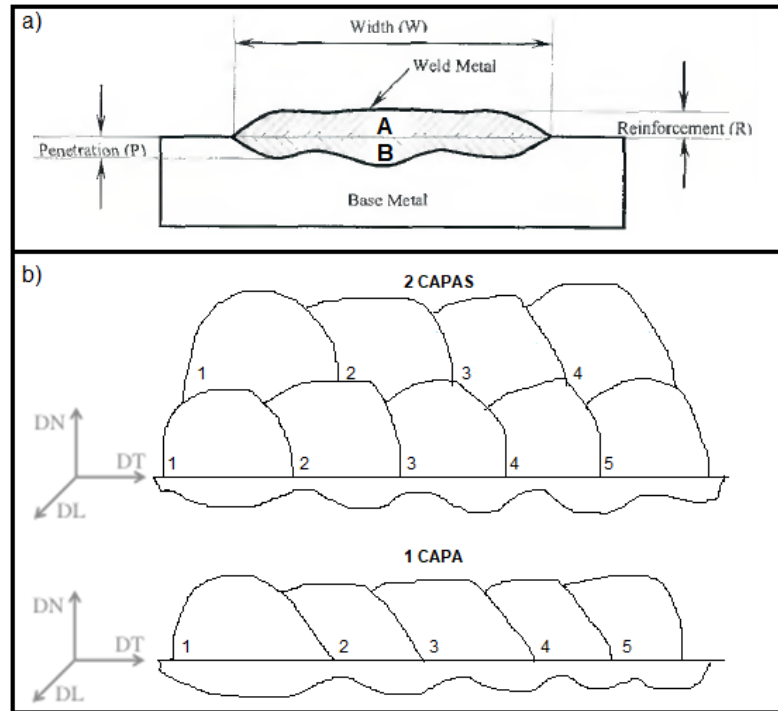


Figura 12. Parámetros geométricos del recargue y dilución geométrica.

### 3.6.1 Parámetros geométricos y antecedentes del cladding.

La dilución posee gran influencia en la estructura del metal soldado depositado y en la unión metalúrgica producida en la línea de fusión. El nivel de dilución y la profundidad de penetración dependen principalmente de los parámetros de soldadura, y en segundo lugar, de la técnica de soldadura y secuencia de los cordones depositados.

La calidad de una unión soldada depende de los parámetros geométricos del cordón de soldadura, y generalmente, una unión de calidad demanda cordones con gran altura, ancho y penetración. A diferencia de esto, el recubrimiento o cladding de una superficie, requiere baja penetración, de modo de garantizar la menor dilución posible. (MONTGOMERY, 1984).

La calidad del cladding puede ser mejorada mediante parámetros de procesos óptimos, y en particular, seleccionando un nivel de calor aportado adecuada. Los principales factores que afectan la geometría de un cordón de soldadura son la corriente, la velocidad de avance de soldadura, el voltaje, la tensión de arco, la composición del gas de protección y el stickout. Otros parámetros como el caudal del gas de protección, el ángulo de ataque de la torcha y las fuerzas del arco eléctrico no poseen gran relevancia en la determinación de la forma del cordón. Por lo tanto, una adecuada selección de estos parámetros será necesaria a fin de garantizar propiedades de resistencia a la corrosión y resistencia mecánica. A su vez, la performance de los revestimientos realizados mediante el proceso de soldadura GMAW puede ser mejorada mediante la modificación del proceso utilizando diferentes modos de pulsos del arco eléctrico, introduciendo dos consumibles de soldadura, mediante técnicas de ondulaciones del recorrido del arco eléctrico e incluso utilizando tratamientos térmicos pre o post soldadura, permitiendo así, utilizar menores niveles de calor aportado. (MANAS KUMAR SAHA, 2018).

En un trabajo de investigación sobre recubrimientos de aceros inoxidable dúplex en acero de baja aleación, mediante el proceso GMAW, se obtuvieron conclusiones acerca de los parámetros geométricos del cordón de soldadura. Se determinó que la altura, la penetración, el reforzamiento y el ancho aumentan con el aumento del nivel del calor aportado. Los tres primeros parámetros mantienen una relación casi lineal con respecto al HI - *Heat Input*, mientras que, el ancho del cordón aumenta a una velocidad significativamente mayor. (MONDAL, 2016).

El calor aportado en el cladding controla y determina la geometría del cordón, la composición de la microestructura, el contenido de ferrita y las propiedades de corrosión. A su vez, la geometría del cordón afecta al número de pasadas requeridas a depositar en una determinada superficie. Por otro lado, el porcentaje de solapamiento entre cordones de la segunda capa, determina también el espesor de reforzamiento del recubrimiento final, como así también, el nivel de dilución. Por medio de simulación en software, se observó que la velocidad de alimentación del alambre y la velocidad de avance son los principales factores en determinar la geometría del cordón. (SENTHIKUMAR, 2014).

En otra investigación se realizó depósitos de tres cordones de soldaduras con diferente combinación de parámetros de soldadura. El objetivo fue predecir el efecto de las variables de soldadura en recubrimientos de DSS sobre acero de baja aleación. El metal de aporte soldado fue E2209T0-1. Los resultados obtenidos determinaron que la soldadura con moderado calor aportado (0.38 kJ/mm) correspondiente a 28 V de tensión de arco, 145 A de corriente y 516 mm/min de velocidad de avance de torcha arrojó valores geométricos del cordón óptimos, además de una microestructura favorable y la menor velocidad de corrosión. (VERMA, 2014).

### 3.7 Diferentes técnicas de recubrimientos resistentes a la corrosión.

Entre los métodos más destacados de recubrimientos de materiales resistentes a la corrosión sobre acero al carbono o de baja aleación se encuentran los procesos de soldadura por explosión, resistencia térmica, electro-slag, laminado en caliente, soldadura mediante laser, brazing y procesos de soldadura por arco eléctrico. Dentro de este último se encuentran Shielded Metal Arc Welding (SMAW), Gas Tungsten Arc Welding (GTAW), Gas Metal Arc Welding (GMAW), Flux-Cored Arc Welding (FCAW) y otros tipos diferentes de soldadura de gran intensidad como Laser Beam Welding (LBW), Plasma Arc Welding (PAW) y procesos de soldadura híbrido, tales como, LBW – GMAW.

La soldadura por explosión es un proceso de soldadura en estado sólido que produce una unión soldada por el impacto a alta velocidad de los metales a unir producto de una detonación controlada. Es decir, la explosión acelera el material a una velocidad tal que permite la unión en el momento de colisión por lo cual se genera una soldadura sin adición de metal de aporte. Entre los componentes del proceso se destacan el metal base, el metal principal a unir, un detonador y un explosivo. Se puede soldar todos los tipos de aceros inoxidable, aleaciones de níquel, cobre, aluminio, etc. Las principales aplicaciones industriales son recubrimientos de láminas de acero inoxidable 304L en componentes de la industria química, recubrimientos de titanio para intercambiadores de calor y uniones tubulares de acero al carbono a aluminio o acero inoxidable. Por otra parte, el proceso de laminado en caliente consiste en la unión de dos o más láminas de un determinado material realizado a temperaturas superiores a la de recristalización. Entre sus principales aplicaciones se encuentran unión de componentes con más de una capa o sustrato y recubrimientos de aceros inoxidables austeníticos, titanio y cobre sobre aceros al carbono o de baja aleación. La tecnología del proceso denominado, en inglés, hot rolled bonding, permite una mejor performance de la unión y más rápida que la soldadura por explosión. En tercer lugar, existen los procesos de recubrimientos por láser. En la actualidad están obteniendo gran popularidad debido a la capacidad de ahorrar material y tiempo. Se destacan el ISLD - *Step Laser Deposition* y LDMD - *Laser Direct Metal Deposition*. Este último proceso es una nueva tecnología que consiste en una técnica de manufactura aditiva basada en el mecanismo de fusión de polvos metálicos dispuestos sobre el metal base o sustrato a recubrir. Mediante este proceso es posible construir objetos dimensionales 3D partiendo únicamente desde el diseño con un modelo CAD. Las principales aplicaciones incluyen la reparación y construcción de piezas en la industria aeroespacial y automotriz. (MONDAL, 2016).

Entre los procesos de arco eléctrico utilizados para realizar cladding, GMAW, es ampliamente aceptado por la industria química, petrolera, naval, aeronáutica y servicios de mantenimiento. Sus principales ventajas son alta confiabilidad, capacidad de soldar en todas las posiciones, alta velocidad de deposición, adecuado para soldar materiales ferrosos y no

ferrosos, facilidad de limpieza y mecanización. Además, es fácil de usar, costo efectivo y no usa flux. (MANAS KUMAR SAHA, 2018).

### 3.8 Zonas de interés en soldadura de recubrimientos.

En la figura 13 se observan las regiones típicas que se obtienen en las inmediaciones a la pileta fundida. Estas zonas son:

- Zona de fusión (ZF).
- Zona de transición (ZT).
- Zona sin mezcla (ZSM).
- Zona parcialmente fundida (ZPF).
- Zona afectada por el calor (ZAC).

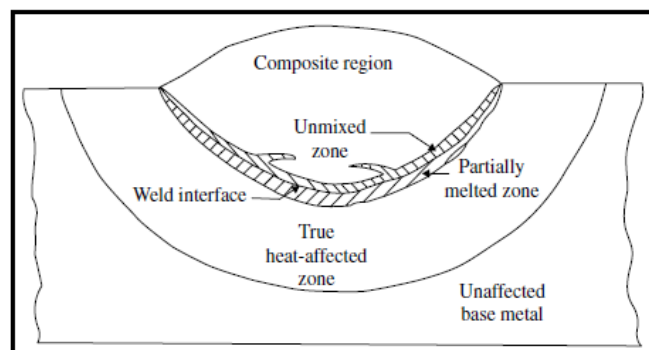


Figura 13. Región adyacente a la zona de fusión, (LIPPOLD, 2015).

La ZF (zona de fusión) representa la región donde solo existe fusión del metal de soldadura y solidificación. La microestructura obtenida es función de la composición química y de las condiciones de solidificación, las cuales, en recubrimientos, suelen ser del tipo heterogéneo por tratarse de uniones de metales disimiles en composición química. Una característica particular de estas soldaduras es el grado de dilución. En recubrimientos de DSS sobre aceros al carbono, se pueden alcanzar valores máximos de 40% lo cual puede estar correlacionado con significativas pérdidas de propiedades de resistencia a la corrosión, (LIPPOLD, 2015).

Particularmente, en recubrimientos de aceros inoxidable sobre aceros al carbono, existe la ZT (zona de transición) entre la zona de fusión y la zona sin mezcla, que posiblemente puede estar formada por una estructura martensítica. Esto ocurre debido al efecto de difusión y el gradiente de concentración de carbono entre ambos materiales. La ZT presenta cierta composición en la cual la austenita que solidificó se transformó en martensita durante el enfriamiento a temperatura ambiente. Esto resulta en una angosta banda de martensita cercana al borde de fusión que exhibe una dureza mayor que el metal base y el metal de soldadura. En algunas condiciones de servicio, es posible que se requiera un tratamiento térmico post soldadura PWHT - *Post Welding Heat Treatment*, para revenir esta región endurecida. En la figura 14 se observa la zona de transición de acero al carbono revestido con metal de aporte austenítico ASS, tipo 308L.

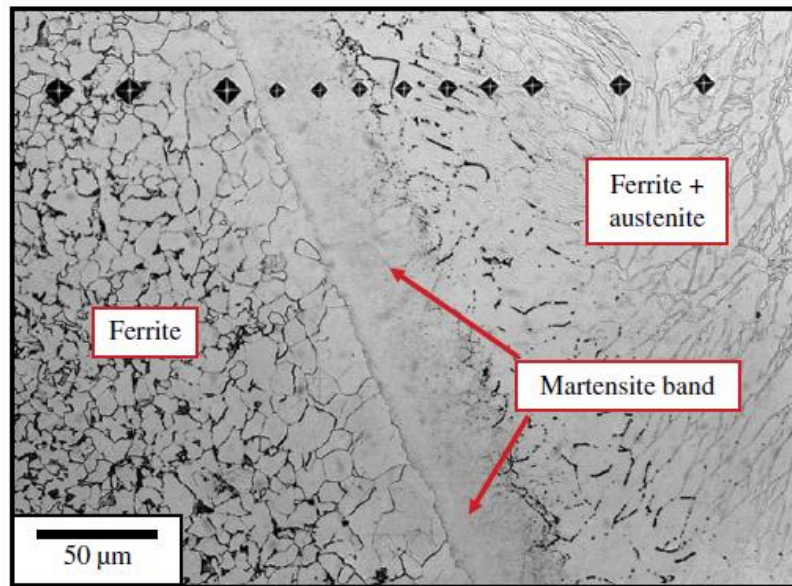


Figura 14. Zona de transición de acero al carbono revestido con metal de aporte acero inoxidable austeníticos tipo 308L, (LIPPOLD, 2015).

La ZSM (zona sin mezcla) representa la región adyacente a la línea de fusión como se observa en la figura 13, normalmente es muy angosta en comparación con las otras regiones de una soldadura. Incluso en muchos sistemas de aleaciones soldadas se hace difícil poder distinguirla. Para combinaciones de soldadura heterogénea, las propiedades mecánicas y de corrosión de esta zona pueden ser significativamente diferente entre el metal base y de aporte. Teóricamente, la ZSM está presente en todas las soldaduras de fusión dado que debe existir una capa de líquido de un espesor pequeño en las proximidades del cordón fundido por la razón de que allí la velocidad del flujo de soldadura es cero.

La ZPF (zona parcialmente fundida) representa una transición entre la región con 100 % de fusión (dentro de ZSM, en el borde de fusión) y la región 100% sólida (dentro de la ZAC)

Por definición, la región comprendida por la ZAC (zona afectada por el calor) es aquella en donde solo ocurren reacciones en estado sólido, es decir el material es calentado, pero no fundido. La evolución del material afectado por el calor depende de la composición química, de los parámetros de soldadura, de la condición previa que posee el material y sus propiedades térmicas. Particularmente, los aceros inoxidables poseen baja conductividad térmica, lo cual en combinación con altas velocidades de calor aportado generaría una ZAC profunda y amplia.

Algunas de las reacciones metalúrgicas que pueden existir en el metal base son recristalización y crecimiento de grano, transformación de fase, disolución o formación de precipitados y liberación de tensiones residuales.

En recubrimientos, la evolución microestructural de la ZAC no es lineal y se vuelve compleja ya que se produce una superposición de la ZAC-GG, ZAC-GF y ZAC-IC en las zonas recalentadas de los sucesivos cordones de soldadura. En la figura 15 se observa una soldadura a tope de una pasada y la superposición de cordones de soldadura, caracterizado por una ZAC-MB del metal base y una ZAC-MS del metal de soldadura, depositado previamente. Esto es similar a la evolución microestructural de recubrimientos de soldaduras multipasadas.



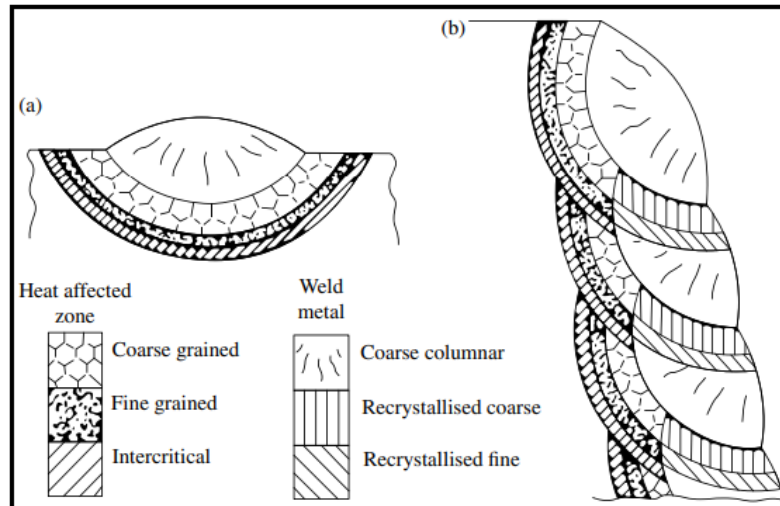


Figura 15. Evolución microestructural de la ZAC en a) soldadura de un cordón y b) soldadura a tope con superposición de cordones, (LIPPOLD, 2015).

El ciclo térmico del procedimiento de soldadura tiene influencia sobre la evolución microestructural y las diferentes morfologías desarrolladas en la microestructura de cladding de LDSS. Esto en gran parte, depende del porcentaje de solapamiento (overlap en inglés) entre las diferentes pasadas de los cordones de soldadura.

Algunos autores evaluaron el efecto que posee el solapamiento y la técnica de deposición de recubrimiento sobre la forma de los cordones de soldaduras, realizados mediante SMAW (Shielded Metal Arc Welding) sobre acero de baja aleación. En la figura 16 se observa los diferentes tipos de recargues realizados. La figura 16-A muestran los recargues a, b y c, correspondientes a un nivel de superposición del cordón de 50, 70 y 30%, respectivamente. La figura 16-B muestra dos macrografías, una corresponde a un depósito con un único cordón y la otra a un depósito con dos cordones superpuestos 50%. Los resultados obtenidos reflejaron que el posicionamiento de los cordones de soldadura ejerce gran influencia en la determinación de los parámetros geométricos de los recubrimientos. La penetración en el metal base es notablemente reducida ante aumentos de superposición de cordones. La altura del depósito aumentó con el aumento del solapamiento, mientras que el ancho no presentó grandes variaciones. Por otro lado, se observó, ante aumentos de solapamiento de cordones, una ZAC con dimensiones ligeramente reducidas en los deposito "a" y "c", mientras que el depósito "b", con mayor nivel de superposición entre cordones, presentó una notable disminución de la zona afectada por el calor. Una tendencia equivalente presentó la dilución geométrica. A mayor overlap, menores niveles de dilución del metal de soldadura. (ALLEN, 2013).

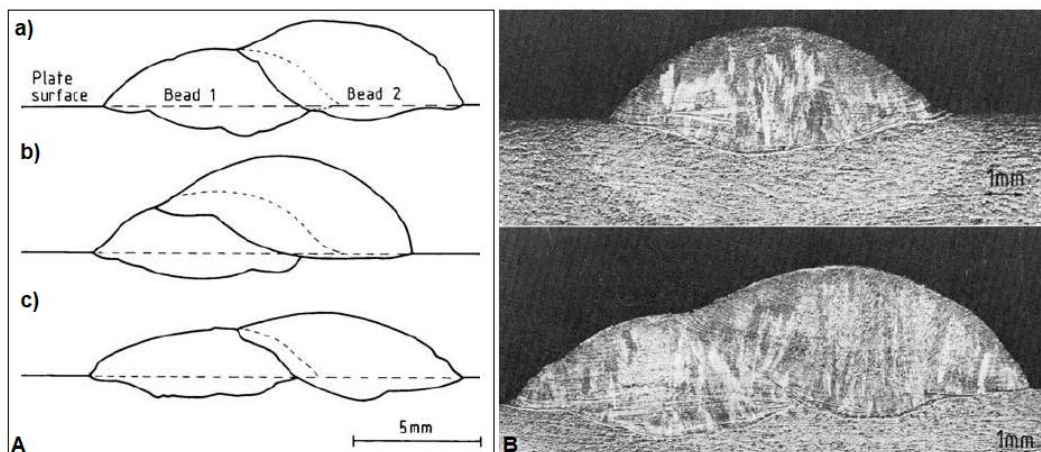


Figura 16. A) Cordones de soldaduras con diferentes niveles de superposición, 'a' con 50%, 'b' con 70% y 'c' con 30%. B) Diferencias entre macrografías con un y dos cordones de soldadura. (ALLEN, 2013).

### 3.9 Control del balance de ferrita y austenita.

El contenido de ferrita de una soldadura se puede controlar a través de la composición química y de las condiciones térmicas. Para superar los efectos que conlleva una velocidad de enfriamiento rápida se suele añadir mayor níquel y nitrógeno a la composición del metal de aporte, este último en valores máximos de 0.3% debido a la tendencia a formar porosidad y precipitados indeseados. En definitiva, el aumento de estos dos elementos aleantes reduce la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Esto favorece la formación de austenita dado que la temperatura solvus de ferrita aumenta y existe un mayor rango de temperaturas para que ocurra la transformación de fase en estado sólido de ferrita a austenita.

El precalentamiento y el control de temperatura entre pasada puede ser utilizado para disminuir la velocidad de enfriamiento y permitir una mayor transformación de ferrita a austenita. Velocidad de enfriamiento excesivamente altas como consecuencia de calor de aporte bajos o espesor de metal base pequeño pueden generar mucha ferrita en la microestructura de la zona afectada por el calor, adyacente a la línea de fusión.

Se han realizado investigaciones a fin de analizar el efecto de precalentar auxiliariamente el alambre de metal de aporte en recubrimientos con DSS mediante el proceso GMAW mecanizado. Se utilizó un torcha especial de modo que se verifique cierta transferencia de calor antes que cierta porción de alambre salga por la boquilla, se establezca el arco eléctrico y se forme la piletta de soldadura. Los cordones depositados se compararon con otros realizados con el proceso GMAW convencional. Los valores obtenidos resultaron en diluciones menores, mayor contenido de ferrita y mayor contenido de elementos aleantes, tales como, el cromo, níquel, molibdeno y menores contenidos de carbono. Además, se verificó mayor resistencia mecánica y mayor resistencia a la corrosión generalizada. (SHAHI, 2008).

#### 3.9.1 Calor aportado, dilución química y antecedentes del cladding.

Diferentes autores, tales como N. Verma, V. Muthupandi y M. Sadeghian (2014), mencionaron que la mejor performance de soldaduras de LDSS es obtenida cuando se logra un preciso balance de fases entre austenita y ferrita. Además, sostuvieron que la relación de fases está fuertemente afectada por los parámetros de soldadura, particularmente entre los cuales, se destaca la gran influencia del calor aportado. Por un lado, los investigadores lograron observar que una soldadura con alto calor aportado resulta en una velocidad de enfriamiento lenta lo cual es favorable para el balance de fases buscado. No obstante, esto causa aumento del tamaño de grano, una mayor amplitud de la zona afectada por el calor y la tendencia a la precipitación de compuestos intermetálicos frágiles. Por otro lado, demostraron a su vez, que soldaduras con bajo calor aportado aumentan la cantidad de la fase ferrita y la tendencia a la precipitación de nitruros de cromo, lo cual conduce a una pérdida de tenacidad y resistencia a la corrosión. Otros autores, como B. Westin y N. Bryan, coincidieron con lo mencionado anteriormente y evaluaron la influencia del calor aportado y además el efecto de los gases de protección en el balance de fases de uniones soldadas con LDSS mediante el proceso TIG – Tungsten Inert Gas. Ellos destacaron que el comportamiento frente a la corrosión puede ser mejorado mediante la utilización de gases de protección ricos en nitrógeno o helio. Esto resulta en un aumento en el contenido de fase  $\gamma$ , la cual aumenta la resistencia a la corrosión uniforme.

Se ha estudiado el efecto del calor aportado en la microestructura y en la resistencia a la corrosión a partir de la unión soldada del acero inoxidable lean duplex UNS 32101 (LDX2101) con el material de aporte ER2209, mediante el proceso GTAW. Se evaluaron tres uniones soldadas con tres niveles de calor aportado. Los resultados obtenidos determinaron gran presencia de ferrita en la ZAC, mientras que la microestructura del metal de soldadura arrojó menores contenido de ferrita a medida que se aumentó el calor aportado. No se detectaron presencia de fases perjudiciales, tales como fase  $\sigma$  o precipitados de carburos, con los difractogramas de DRX – Difracción de Rayos X, realizados en el metal de soldadura. A su vez, se registró una disminución en la dureza en el metal de soldadura en la medida que se

aumentó el calor aportado, lo cual puede ser atribuido a la relación de ferrita – austenita mencionada ya que la fase  $\delta$  se caracteriza por tener mayor dureza. Una de las conclusiones destacada fue que se determinó menor resistencia a la corrosión por pitting, con el aumento del calor aportado debido a la presencia de mayor contenido de austenita secundaria caracterizada con menores contenidos de cromo, molibdeno y nitrógeno. Además, se determinó que los pits suelen nuclearse en las interfaces o bordes de  $\delta/\gamma$  y que, a mayor HI, mayor es el tamaño de los pit los cuales tienen la capacidad de propagarse con mayor profundidad desde la superficie. (NAIMA, y otros, 2019).

Si bien la composición química posee un gran efecto en la determinación de la microestructura resultante, es de gran importancia analizar el efecto que posee el calor aportado. Se ha demostrado que valores de calor aportado altos, alrededor de 2 kJ/mm, generan cambios en el contenido de ferrita debido a la disminución notable de la velocidad de enfriamiento del metal de soldadura. En la figura 17 se observa la variación del contenido de ferrita en función del calor aportado en la ZAC obtenida en la unión de dos aceros inoxidable, (LIPPOLD, 2005).

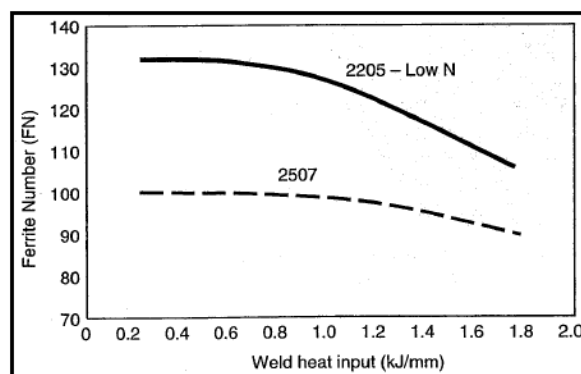


Figura 17. Efecto del calor aportado en el contenido de ferrita de la ZAC de la soldadura de acero inoxidable dúplex mediante el proceso GTAW autógena, (LIPPOLD, 2005).

En la figura 18 se observa nuevamente una relación entre FN y el calor aportado similar. Los resultados corresponden a la medición con Ferritómetro de ferrita delta en cladding de DSS, véase [anexo 1](#). Las soldaduras fueron realizadas mediante el proceso FCAW y el objetivo fue desarrollar un modelo matemático que permita correlacionar y predecir parámetros de soldaduras reales. Se diferenciaron los valores medidos de FN y los calculados con el modelo desarrollado. En esta investigación se determinó que niveles de calores aportados bajos (alta velocidad de enfriamiento), restringen la transformación de ferrita a austenita, resultando en un alto contenido de ferrita, (KANNAN & MURUGAN., 2006).

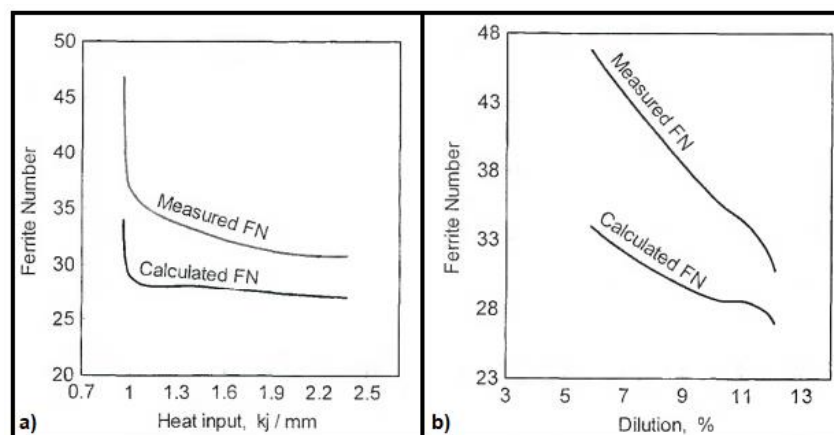


Figura 18. Efecto del a) calor aportado y b) de la dilución química en la medición de ferrita delta, (KANNAN, 2006).

Sin embargo, otros autores evaluaron tendencias diferentes en la relación de estas dos variables. En la figura 19 se observa mediciones de ferrita delta a partir de metalografía a color, en función del calor aportado, para recubrimientos de una y dos capas de DSS, realizados con el proceso de soldadura FCAW, véase [anexo 2](#). Se determinaron dos efectos opuestos para los recargues soldados con una y dos capas. Por un lado, el aumento del calor aportado generó un aumento del contenido de ferrita en los recargues soldados con una capa y por otro lado, ocurrió el efecto contrario para los recargues soldados con dos capas, (ZAPPA, et al., 2019). Esto manifiesta la existencia del fenómeno de dilución en recubrimientos de soldaduras que afecta la evolución microestructural de manera contraria al efecto del calor aportado.

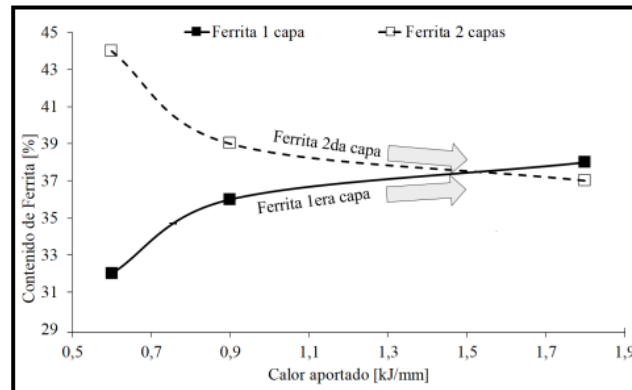


Figura 19. Contenido de ferrita en función del calor aportado, (ZAPPA, et al., 2019).

En conclusión, es importante evaluar los efectos que tienen la dilución y el calor aportado en el control del balance de ferrita y austenita dado que son los principales factores en la evolución microestructural del recubrimiento.

### 3.10 Mecanismos de corrosión.

Diferentes revestimientos de materiales se han utilizado para aumentar la resistencia a la corrosión a un componente determinado. Debido a las excelentes propiedades que brinda su carácter bifásico, se ha puesto el foco de atención en la tecnología CRAOW de los DSS y los LDSS. La austenita permite desarrollar ductilidad a temperaturas bajas y la ferrita aumenta la resistencia a la fisuración por corrosión. Aplicaciones de cladding en la industria moderna, tales como, plantas de generación eléctrica, refinerías de petróleo, equipamiento naval, industrias papeleras y plantas químicas requieren clarificar los procesos y técnicas a fin de desarrollar revestimientos confiables y a altos porcentajes de productividad.

En trabajos de investigación recientes, se ha discutido el proceso de CRAOW (Corrosion Resistance Alloy Overlay Welding) utilizado en calderas, recipientes en plantas de celulosa y refinerías para solucionar problemas de corrosión. Se evaluaron tres tipos de metales de aporte depositados mediante el proceso GMAW. En primer lugar, se determinó que el revestimiento de la aleación base níquel 625 desarrolló la mejor performance en minimizar el ataque de corrosión en ambientes con cloruros (recipientes con agua en intercambiadores de calor y en las calderas de planta de generación eléctrica). En segundo lugar, se registró que la aleación 625 nuevamente, y el ASS 309 logró reducir el ataque por sulfuración. En tercer lugar, se determinó que los revestimientos DSS con metal de aporte ER2209 mostraron una notable reducción en la resistencia a la corrosión localizada debido a los bajos contenidos de molibdeno registrados, comparados con los anteriores materiales depositados. (ADELI, 2010).

Se han realizado ensayos a la corrosión de pérdida de peso a fin de evaluar revestimientos de ASS sobre acero de baja aleación. Se utilizó inmersiones de las capas del material soldado en solución de cloruro férrico (FeCl<sub>3</sub>) diluido con HCl y alcohol. Los resultados obtenidos determinaron que la probeta con menor calor aportado (0,22 kJ/mm) fue la de mayor

resistencia a la corrosión dado que arrojó el valor de menor velocidad de corrosión con respecto a la pérdida de peso por unidad de superficie y tiempo. A su vez, se estableció que, a mayor calor aportado, se obtiene menor resistencia a la corrosión del material depositado en un rango de medición entre 0.22 y 0.33 kJ/mm. A fin de aumentar la vida útil de componentes revestidos, se aconseja utilizar valores de HI relativamente bajos. (BISWAJIT KHARA, 2016).

Existen numerosas formas de corrosión que atacan diferentes tipos de materiales ingenieriles y generalmente en las zonas de soldaduras.

### 3.10.1 Corrosión general.

La forma de corrosión general es la forma más común y las que mayores pérdidas en valores monetarios dejan. Se gastan alrededor de 10 billones de dólares al año en EE. UU, en reparación y prevención de daños por corrosión. Este ataque uniforme es caracterizado por una reacción electroquímica en la superficie del metal que produce productos de corrosión. En los aceros, estos productos se representan como óxido de hierro de la forma  $Fe_2O_3$ . Generalmente, se representa en uniones soldadas con altos niveles de tensión residual y en ambientes marinos con altos contenidos de cloruros. En la tabla 3 se representa la pérdida de corrosión en milímetros por año, para diferentes metales y aleaciones. Es interesante aclarar que los daños causados por la corrosión general atmosférica usualmente son prevenidos mediante recubrimientos o inhibidores, tales como pinturas o aceros inoxidable resistentes a la corrosión (austeníticos o dúplex). (LIPPOLD, 2015).

Tabla 3. Velocidad de corrosión general para diferentes aleaciones y metales, (WALKER, 1991).

Material	Rate, mils/year (mm/year)
Aluminum	0.032 (0.0008)
Copper	0.047 (0.0012)
Lead	0.017 (0.0004)
Tin	0.047 (0.0012)
Nickel	0.128 (0.0032)
Monel (70N-30Cu)	0.053 (0.0013)
Zinc	0.202 (0.0051)
AISI 1020 steel	0.48 (0.0120)
Low-alloy steel (1% Cr)	0.09 (0.0023)
Type 304 stainless steel	Nil

### 3.10.2 Corrosión por pitting y crevice.

En general los aceros inoxidables se caracterizan por tener buena resistencia a la corrosión generalizada, sin embargo, presentan cierta susceptibilidad a las formas de corrosión por picadura, crevice o ataque intergranular. La corrosión por picadura resulta de una ruptura localizada de la capa pasivante cuyo origen está asociado a una característica o defecto metalúrgico como puede ser un borde de grano o un constituyente intermetálico. Luego de la generación de una pequeña ruptura localizada, se forma un pit que con el tiempo cambia su composición química convirtiéndose en un ambiente más ácido, se acelera el ataque corrosivo el cual luego se conecta con otros pits, previamente formados. Esto se extiende hacia toda la superficie conduciendo a la fractura. En la figura 20 se observa un ejemplo esquemático. La corrosión por crevice, mecánicamente se desarrolla de igual forma, pero no necesita un sitio preferencial metalúrgico. Esta ocurre cuando existe un espacio confinado en el cual se presenta una diferencia en composición química de dos materiales. Estos dos modos de falla, particularmente son favorecidos en soldaduras cuando existe falta de fusión o escoria atrapada entre pasadas, como puede ser en el caso de recubrimientos.

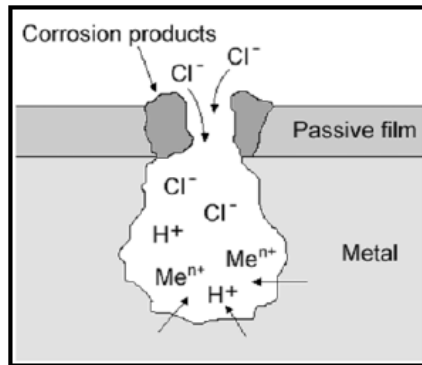


Figura 20. Sección transversal de un pit de corrosión localizada, (LIPPOLD, 2015).

Un método comúnmente utilizado para estimar la resistencia a la corrosión localizada (incluido la corrosión por picado y la corrosión intergranular) en aceros inoxidable 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 la Ecuación 4.

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 \% \text{Mo} + 16 \% \text{N} \quad (4)$$

Sin embargo, otros autores utilizan otra expresión del PREN que tiene en cuenta el efecto perjudicial del Mn, de acuerdo a la Ecuación 5 (BALAZS, y otros, 2018).

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 \% \text{Mo} + 30 \% \text{N} - \% \text{Mn} \quad (5)$$

En la tabla 4 se observan algunos valores de referencia del indicador de resistencia a la corrosión localizada. Los materiales que poseen valores mayores a 32 son resistentes al pitting en ambientes marítimos, mientras que los que presentaron valores mayores a 40 son resistentes a ambientes con contenidos de sulfuro de hidrogeno  $\text{H}_2\text{S}$  (LIPPOLD, 2015).

Por otro lado, se sabe que el balance microestructural de ferrita y de austenita también tiene influencia en el comportamiento a la corrosión. Un desequilibrio microestructural podría generar la pérdida de la resistencia a la corrosión. En los últimos años, la literatura correspondiente ha abordado el tema de soldaduras de recubrimientos resistentes a la corrosión, con consumibles DSS y LDSS, evidenciando una fuerte demanda de conocimiento científico-tecnológico. Sin embargo, dichos trabajos fueron desarrollados con aceros inoxidable superdúplex SDSS, de mayor costo por su mayor nivel de aleación y mediante el empleo de diferentes procesos de soldadura. Actualmente, existe poca información respecto al estudio del CRAOW con consumibles LDSS, modificando el calor aportado en el proceso de soldadura y la cantidad de capas de recargue. La economía del CRAOW se verá fuertemente afectada por la velocidad de deposición y el número de capas necesarias para alcanzar los requerimientos técnicos, (ZAPPA, y otros, 2019).

Tabla 4. Valores de PREN para diferentes aceros inoxidable, (LIPPOLD, 2015).

Alloy	UNS	Alloy type	PRE <sub>N</sub>
304L	S30403	Austenitic	20
316L	S31603	Austenitic	25
317L	S31703	Austenitic	31
254SMO	S31254	Superaustenitic	41
AL-6XN	N08367	Superaustenitic	46
2205	S32205	Duplex	36
2507	S32750	Superduplex	43
2707	S32707	Hyperduplex	49
3207	S33207	Hyperduplex	52

$PRE_N = Cr + 3.3(Mo + 0.5W) + 16N$

Investigadores determinaron que las propiedades de corrosión de depósitos de recubrimiento DSS (22Cr–6Ni–3Mo–0.12N) sobre acero al carbono, mediante el proceso de soldadura GMAW, fue afectada por el nivel de calor aportado y la composición del gas de protección. El análisis determinó que la resistencia a la corrosión disminuyó con el aumento de HI y menor cantidad de fase ferrita en la microestructura. Además, se determinó que aumenta la resistencia a la corrosión con aumento de Ar en el gas de protección. En la figura 21 se observa el efecto del contenido de ferrita sobre la velocidad de corrosión de pitting en recubrimiento de soldadura DSS. La serie A corresponde a nivel de calor aportado medio (0,7 kJ/mm), la serie B a bajo nivel de calor aportado (0,6 kJ/mm) y la serie "Pulse" corresponde a soldadura realizado con el modo de arco eléctrico pulsado. (B. CHAKRABARTI, 2013).

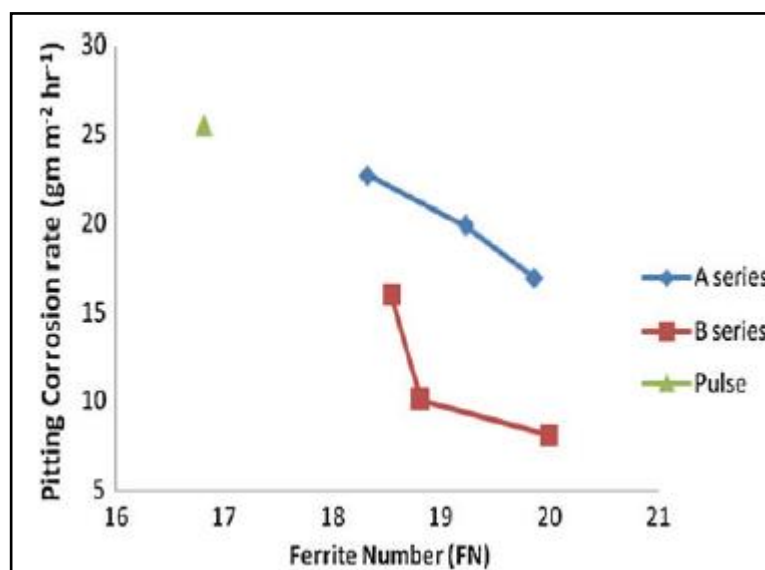


Figura 21. Valores de velocidad de corrosión por pitting en función de FN y calor aportado.

### 3.10.3 Ataque intergranular y corrosión bajo tensión.

Otro de los mecanismos de corrosión típicos es el ataque intergranular en combinación con tensión, muy común en la ZAC, producto de la sensitización. Este fenómeno se refiere a la formación de carburos de cromo en bordes de grano que induce a la corrosión generalizada por tratarse la existencia de zona que quedaron con contenido de cromo menor al 11%.

Los aceros inoxidable dúplex generalmente son seleccionados por su mayor resistencia a la corrosión en comparación con los aceros inoxidable austeníticos. Particularmente, poseen elevada resistencia a la fisuración por corrosión bajo tensión (Stress Corrosion Cracking - SCC) en ambientes marítimos que contienen iones de cloro. En la figura 22, se observa la

resistencia a SCC en función de la temperatura y de la concentración de iones de cloro. Se observa que el grado austeníticos (UNS S30400) posee menor resistencia a SCC que el grado dúplex (UNS S31803) mientras que la aleación superdúplex UNS S32750 no mostro susceptibilidad a SCC con la variación de temperatura y concentración de iones de Cl.

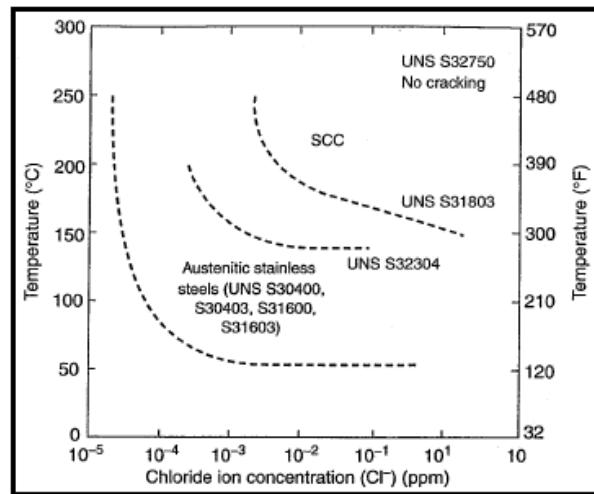


Figura 22. Resistencia al SCC por parte de los DSS, (LIPPOLD, 2005).



## 4 DESARROLLO

### 4.1 Materiales utilizados.

El metal base utilizado fue una planchuela laminada comercial IRAM-IAS U500-503/12, Grado F-24 de 250 mm longitud de largo, 76.2 mm de ancho y 12.7 mm de espesor, (IRAM-IAS, s.f.). El metal de aporte fue un alambre tubular que deposita metal de soldadura LDSS. La designación comercial es BÖHLER CN 24/9 LDX PW-FD, alambre tubular relleno de rutilo para la soldadura en posición de LDSS ferrítico-austeníticos. Este metal de aporte posee resistencia mecánica, resistencia a la corrosión y está destinado principalmente para aplicaciones tales como la construcción de puentes, ingeniería civil, ingeniería de planta en la industria del papel, tanques de almacenamiento, contenedores, etc. El material de relleno posee más aleación con respecto al níquel para asegurar el contenido de ferrita justo en el metal de soldadura. La resistencia a la corrosión es comparable con el acero AISI 304. El material de relleno es adecuado para temperaturas de servicio de  $-50^{\circ}\text{C}$  a  $+250^{\circ}\text{C}$ . Las propiedades mecánicas correspondientes, en condición soldado sin tratamientos y soldaduras realizadas con Argón y 18 % de  $\text{CO}_2$  como gas de protección, son 575 MPa de tensión de fluencia, 765 MPa de tensión de rotura, 30% de elongación y energía de impacto de 67 [J] y 47 [J] a 20 y  $-50^{\circ}\text{C}$ , respectivamente, de acuerdo a Norma ISO 148-V KV J.

A partir de la composición química suministrada por el fabricante se identificó el metal de aporte. De acuerdo a la Norma AWS A5.22, se determinó que la designación del metal de aporte utilizado corresponde a E2307T1-4/ E2307T1-1 y, de acuerdo a la norma EN ISO 17633-A posee designación T 23 7 N L P C1 1. La composición química nominal de este metal de soldadura es 24% de Cr, 9% de Ni y 0.4% de Mo.

En la tabla 5 se observan los valores de composición química del metal base y el metal de aporte LDSS, publicados por los respectivos fabricantes.

El gas de protección usado fue ATAL 5A, mezcla de 80% Argón y 20%  $\text{CO}_2$ , con un caudal de 18 L/min y la distancia entre el pico de contacto y la pieza fue de 22 mm (stickout), en todos los casos. La posición de soldadura fue plana y los cordones del recargue fueron soldados de forma mecanizada para controlar la velocidad de avance y mantenerla constante.

Tabla 5. Composición química del metal de aporte y metal base.

Material	Identificación	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	N [%]	PREN
Metal base	IRAM-IAS U500-503/12-GF	0.167	0.136	0.621	0.0482	0.0255	0.02		0.114
Metal de aporte LDSS	AWS A5.22-E2307T1-G	0.03	0.7	0.9	24	9	0.4	0.13	27.4

PREN =  $\text{Cr}+3,3*\text{Mo}+16*N$

### 4.2 Soldaduras de LDSS.

Las Soldaduras fueron realizadas en la Universidad Nacional de Lomas de Zamora utilizando una fuente de Poder (LAF 1001) y un sistema de movimiento en forma de carro automático (ESAB A2TF J1).

Se soldaron seis cupones de recargue mediante el proceso de soldadura por arco eléctrico semiautomático con protección gaseosa GMAW-C, de 1 y 2 capas con bajo, medio y alto calor aportado, modificando principalmente, la velocidad de soldadura. La configuración de los cupones de recargue consistió en cinco cordones en la primera capa y cuatro en la segunda.

En la tabla 6, se observan los parámetros de soldaduras utilizados. La identificación de cada cupón consiste en tres dígitos, el primer dígito, letra L, corresponde al material de aporte utilizado (LDSS), el segundo dígito, número 1 o 2, corresponde a la cantidad de capas del recargue (1 o 2 capas) y el tercer dígito corresponde al nivel de aporte térmico (alto: A, medio: M y bajo: B).

Tabla 6. Parámetros de soldaduras de las probetas.

Soldadura	Tensión [V]	Corriente [A]	Velocidad soldadura [mm/s]	Calor aportado [kJ/mm]
L1B	27,5	204	9,7	0,6
L1M	28	200	3,2	0,9
L1A	27,9	200	3,1	1,8
L2B	27,7	201,3	9,9	0,6
L2M	28	199,6	6,1	0,9
L2A	27,9	200,4	3,1	1,8

### 4.3 Técnicas de caracterización.

Una vez disponible las muestras en el Laboratorio, se comenzaron los estudios de las mismas utilizando las técnicas de caracterización y equipos que se detallan en la tabla 7. Se realizará una breve descripción de las mismas y la metodología empleada. La figura 23 muestra las probetas recibidas y el corte transversal de las mismas.

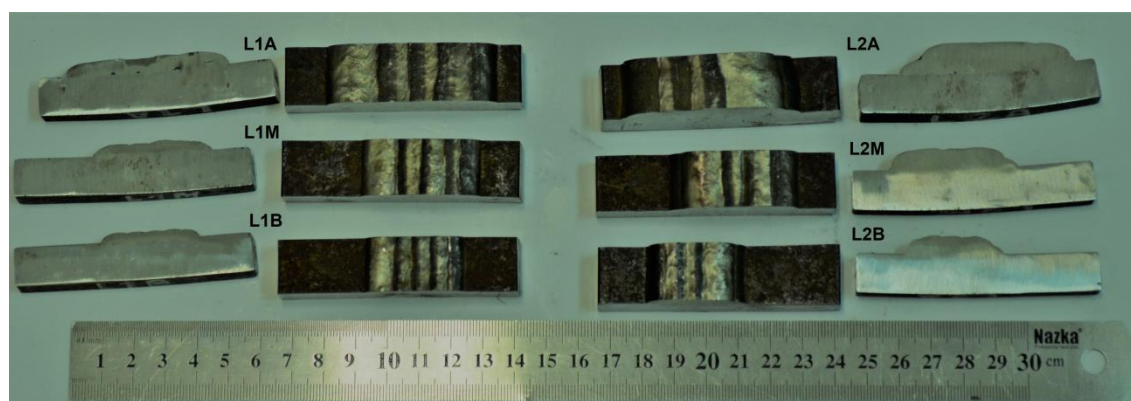


Figura 23. Probetas de soldaduras LDSS, transversales y superficiales.

Tabla 7. Actividades realizadas en el PIP

Técnica de caracterización	Equipo utilizado	Objetivo
Inspección visual	-	Observar el estado de la superficie soldada.
Preparación metalográfica de las muestras	Cortadora metalográfica. Pulido. Técnicas de ataque.	Caracterización macroestructural. Determinar la dilución geométrica.
Espectrometría de emisión óptica (OES)	Espectrómetro de emisión óptica por chispa - Marca Oxford Instrument - Modelo: Espectrómetro FOUNDRY MASTER PrO - Programa Matriz PMP Fe 000-T Orientation UV Touchóptica	Determinar la composición química para establecer la dilución química.
Microscopía óptica	Microscopio óptico marca LEICA DMI 3000M	Caracterización microestructural.
Difracción de rayos X	Difractómetro de rayos X Rigaku D-Max III	Determinación cualitativa de fases.

Microscopia electrónica de barrido (SEM-EDS)	Microscopio de barrido electrónico SEM, Scanning Electron Microscope) marca Zeis, modelo EVO-MA 15 con microanálisis químico semicuantitativo -EDS (Energy Dispersive Specrometry) marca Oxford - Modelo X-MaxN.	Caracterización microestructural. Análisis de composición química.
Medición del porcentaje de ferrita	Ferritómetro Feritscope FMP30	Cuantificación de fases.
Medición del porcentaje de ferrita	Metalografía óptica	Cuantificación de fases.
Medición de dureza Vickers	Micro durómetro digital marca FUTURE-TECH modelo FM-700.	Obtención de valores de dureza.
Ensayos de corrosión	Balanza digital de precisión Marca Sartorius Modelo M-Power y componentes del laboratorio.	Análisis de resistencia a la corrosión generalizada.

#### 4.3.1 Inspección visual y preparación metalográfica de muestras.

Se realizó una inspección visual a todas las probetas y luego se confeccionaron, mediante corte metalográfico, doce muestras las cuales se utilizaron para llevar a cabo la caracterización metalográfica, en la sección transversal y longitudinal. Se denominó a las muestras longitudinales como superficiales.

La preparación de ambas muestras se realizó de acuerdo a los lineamientos de la norma ASTM E3-11, la cual proporciona una guía estándar para preparar componentes metalográficos, para posteriormente revelar los constituyentes y la estructura microscópica de manera satisfactoria, (ASTM, 2011).

##### 4.3.1.1 Probetas transversales.

Inicialmente, se llevó a cabo la reducción de las dimensiones de las muestras transversales con la cortadora metalográfica del Laboratorio de Metalografía y Soldadura (LMTyS). La tarea se realizó mediante el movimiento descendente de una muela abrasiva, en conjunto con la utilización de líquido refrigerante a fin de evitar cambios microestructurales por aumentos de temperatura durante el corte.

En segundo lugar, se realizó la limpieza de las muestras mediante el uso de lavadora ultrasónica y alcohol como disolvente. Posteriormente, se preparó el montaje plástico y la resina acrílica para incluir las probetas, luego se dejaron en estado de reposo para finalizar con el proceso de curado de 24 horas.

En tercer lugar, se realizó el proceso de desbaste mecánico semiautomático con lijas abrasivas de óxido de aluminio con granulometría ascendente desde 80 hasta 1500 (80-120-240-400-600-1200-1500). La granulometría es una característica de las lijas y hace referencia al número de grano; granos por unidad de área. Estructuras más abiertas permiten un desbaste grueso con gran remoción de material, mientras que estructuras de lijas más cerradas, con menor distancia entre granos y más divisiones, permitirán desbaste más fino, con menor remoción de material y mejor terminación superficial. El proceso de pulido se llevó a cabo a una determinada velocidad de giro y ejerciendo cierta presión manual de la muestra sobre la lija rotante, verificando continuamente la planitud de la misma, el rayado unidireccional y la terminación superficial. Además, se utilizó agua, como refrigerante y limpiador de partículas de desbaste que pueden rayar a la muestra. Se debe aclarar que en numerosas ocasiones el proceso debió comenzar nuevamente debido a la pérdida de planitud de la muestra. Finalizado este paso, se realizó limpieza ultrasónica en alcohol para realizar el proceso de pulido mecánico con pasta de diamante que permite obtener una superficie espejo mediante el uso

de granos abrasivos de 1  $\mu\text{m}$  de tamaño. A diferencia del desbaste, en este proceso existe un paño de pulido giratorio y la muestra se mueve circularmente alrededor del paño en dirección opuesta al movimiento circular. En la figura 24, se observan los elementos utilizados.

Por último, se realizó nuevamente la limpieza de todas las muestras para comenzar el proceso de ataque químico. El reactivo que se utilizó para revelar y colorear la microestructura fue Beraha (80 mL H<sub>2</sub>O + 20 mL HCl + 0.8 g K<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub>) con un tiempo de exposición inferior a los 10 segundos. En la figura 25, se observan las 6 muestras transversales de estudio.



Figura 24. Cortadora metalográfica. Máquina desbaste mecánico. Lavadora ultrasónica.



Figura 25. Muestras transversales de soldadura de recargue con metal de aporte LDSS.

#### 4.3.1.2 Probetas superficiales.

La preparación de las probetas superficiales se realizó de acuerdo a las recomendaciones propuestas por el Laboratorio de Difracción de Rayos X.

En primer lugar, se utilizó la cortadora metalográfica para adecuar las dimensiones de las muestras de trabajo, posteriormente se realizó un rectificado a la superficie de los cordones de soldadura con la máquina rectificadora de copa con plato magnético, el espesor removido fue de 1 mm. Luego se realizó, mediante la cortadora por hilo automática FST-250CZT, el

seccionamiento de filetes de 2 mm de espesor, a fin de garantizar un ligero grado de planitud y paralelismo entre las caras del filete de recubrimiento LDSS.

En segundo lugar, se limpiaron las muestras con detergente, alcohol y lavadora ultrasónica. Se preparó el montaje de las probetas para manipular adecuadamente y se realizó un desbaste manual en una máquina de plano inclinado. Posteriormente, se realizó el pulido fino del mismo modo que se describió en la [sección 4.3.1.1](#). En la figura 26, se observan algunos de los elementos utilizados.



Figura 26. Cortadora por hilo. Rectificadora de copa.

#### 4.3.2 Caracterización macroestructural.

Se caracterizó la macroestructura de las soldaduras a partir de las probetas transversales. En primer lugar, se tomaron fotografías con una cámara digital, luego se determinaron los parámetros geométricos (ancho, altura y penetración) de cada recubrimiento, de acuerdo a la figura 27 y mediante el procesamiento de imágenes del software ImageJ. Por último, se calculó la dilución geométrica de acuerdo a la [ecuación 2](#).

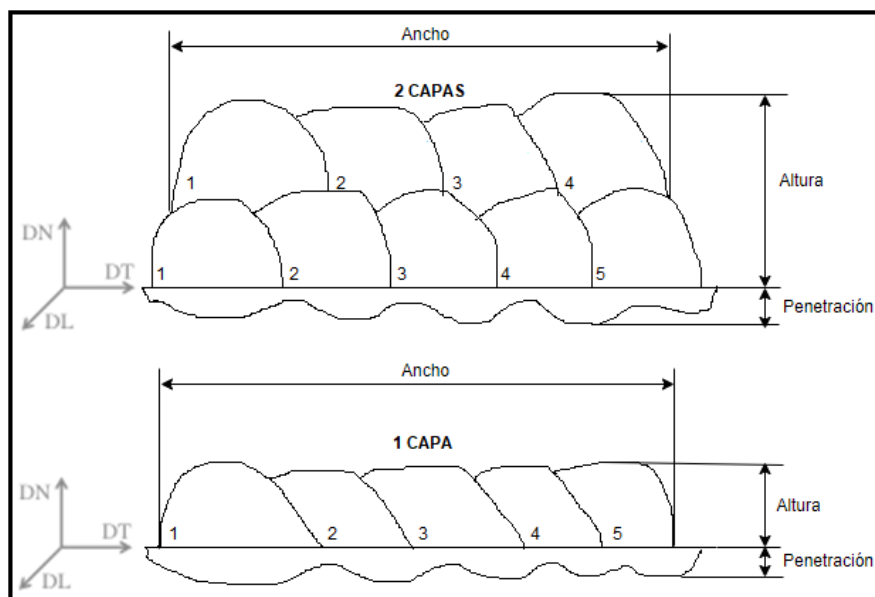


Figura 27. Características geométricas de los recubrimientos de soldaduras LDSS.

En la figura 28, se observan las fotos de las probetas transversales que se utilizaron para recopilar los parámetros mencionados y realizar la caracterización macroscópica.

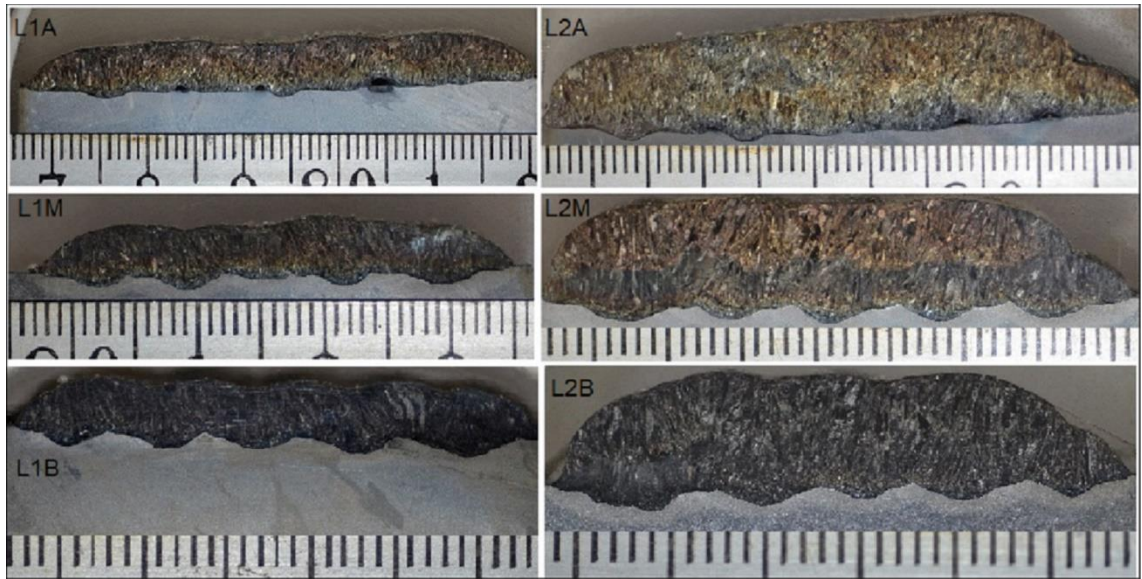


Figura 28. Macrográficas de las muestras transversales.

#### 4.3.3 Espectrometría de emisión óptica (OES).

Se realizó la medición de composición química sobre las probetas superficiales mediante la técnica cuantitativa de espectrometría de emisión óptica en los puntos de mediciones de la figura 29. En primero lugar, con los valores obtenidos, se calculó la dilución geométrica y el PREN modificado de acuerdo a la [ecuación 2](#) y [ecuación 4](#), respectivamente. En segundo lugar, con el propósito de predecir la microestructura del metal de soldadura se utilizó el diagrama Schaeffler y WRC 1992, teniendo en cuenta los valores de composición química obtenidos y el porcentaje de dilución previamente calculado.

Debido a que la técnica de medición utilizada para este trabajo no permitió determinar el porcentaje de nitrógeno (N), se realizó estimaciones del mismo a fin de obtener resultados de PREN comparables. Para calcular el porcentaje de promedio de nitrógeno  $X_{N,ms}$  de cada muestra superficial, se tuvo en cuenta la dilución geométrica  $D_{g,i}$  de cada muestra y el valor de la composición del material de aporte  $X_{N,ma}$ , conforme a la [ecuación 6](#), (AWS WELDING HANDBOOK 9.4, 2011).

$$X_{N,ms} = X_{N,ma} * (1 - D_{g,i}) = [\%wt] \quad (6)$$

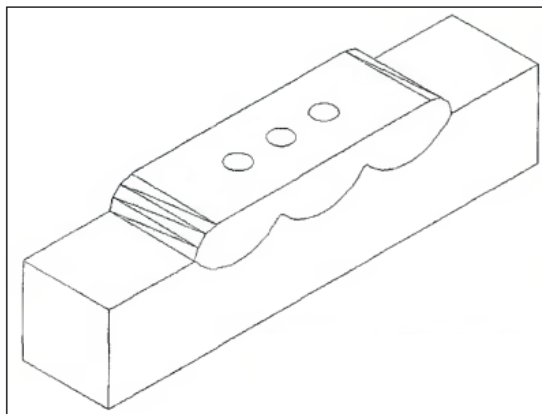


Figura 29. Puntos de medición de composición química.

#### 4.3.4 Microscopía óptica.

Se caracterizó la microestructura de las soldaduras por medio de las probetas transversales, a partir del uso del microscopio óptico del LMS, marca LEICA DMI 3000 con sistema incorporado de digitalización de imágenes.

En la figura 30 se observa el sistema de referencia utilizado para representar el punto de análisis de las micrografías y el ejemplo mencionado a continuación. De esta manera, la nomenclatura se definió, ordenadamente, en función de la probeta analizada, la capa de análisis (1 o 2), el número de cordón de soldadura (1, 2, 3, 4 o 5 en la primera capa y 1, 2, 3 o 4 en la segunda capa) y la región de cada zona (a, b o c) por medio de la clasificación de las improntas de durezas. Por ejemplo, la designación L2M 13a, de la figura 30, corresponde a la micrografía de la probeta de dos capas, de nivel de calor aportado medio, con ubicación de análisis metalográfico en la primera capa, tercer cordón de soldadura y en la zona ‘a’.

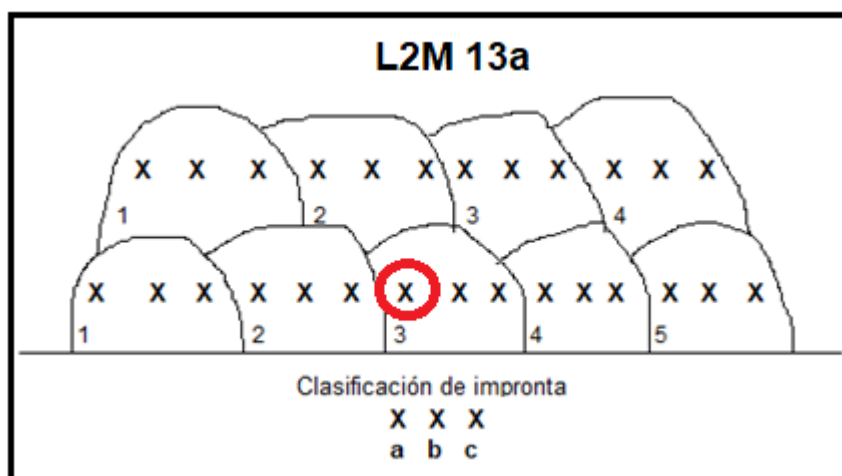


Figura 30. Geometría referencial de los cordones de soldadura.

#### 4.3.5 Difracción de rayos X.

Se realizó un análisis cualitativo de fases mediante ensayos de Difracción de rayos X (DRX). Para la tarea mencionada se utilizaron las probetas superficiales, las cuales se utilizaron además para realizar los ensayos de corrosión. En la figura 34 A, de la [sección 4.3.10](#), se observan las muestras, mediante las cuales, se buscó determinar la presencia de fases primarias, secundarias y precipitados perniciosos.

El ensayo de Difracción de Rayos X se llevó a cabo en el laboratorio del CONICET, en la ciudad de Bahía Blanca. El equipo utilizado fue un Difractómetro de rayos X Rigaku D-Max III, con radiación de cobre ( $\lambda = 1,5408 \text{ \AA}$ ) y con parámetros de operación de 40 kV y 30 mA, 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 realizar una correcta identificación de fases.

#### 4.3.6 Microscopía de barrido electrónico (SEM-EDS).

Se caracterizó la microestructura de las soldaduras por medio de las probetas transversales, a partir del uso del microscopio de barrido electrónico (SEM), perteneciente a la Universidad Nacional de Río Negro.

Se realizaron mediciones de composición química general o global, mediante la técnica de Espectrometría de rayos X dispersiva en energía (SEM-EDS) y adquisición de imágenes mediante la técnica de electrones retro dispersados. La metodología empleada consistió en capturar imágenes con aumento de 1000X en cada inmediación de las improntas del barrido

de dureza de la [sección 4.3.9](#). A lo largo de la dirección normal de los cordones de soldadura, de cada probeta transversal, se midió la concentración química de Cr, Ni, Mo, Mn, Si y Fe.

A su vez, se realizaron mediciones de composición química local y mediciones de barridos Scan Line de composición química, ambos en zonas de interés, a fin de caracterizar micro constituyentes.

#### 4.3.7 Cuantificación de fases mediante Ferritómetro.

Se midió el contenido de ferrita en diferentes puntos de las probetas superficiales mediante el equipo Fischer Feritscope, bajo los procedimientos estandarizados de la Norma AWS 4.2. En la figura 31, se observa un esquema del método utilizado. Se tomaron mediciones cada 3 pares de puntos, equidistantes en 14 mm en dirección transversal y 5 mm en dirección longitudinal, para obtener el valor FN promedio de cada condición de soldadura.

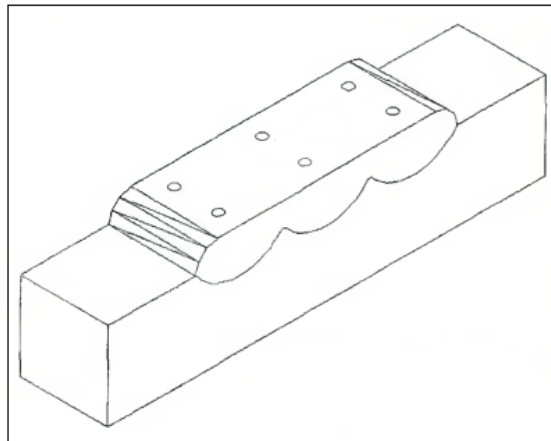


Figura 31. Puntos de medición con Ferritómetro en probeta superficial.

#### 4.3.8 Cuantificación de fases mediante metalografía óptica.

Se utilizó el método de análisis de imagen de acuerdo a la Norma ASTM E562-02 en conjunto con el procesamiento digital de imágenes del software ImageJ. Se realizaron una serie de improntas de dureza Vickers HV0.5, en cada cordón a fin de determinar un sistema de referencia que permitió identificar las zonas vistas con el microscopio óptico y luego se tomaron campos con aumento 100X en cada cordón de soldadura. Se dividió cada cordón de soldadura en 3 zonas dadas por las improntas, a, b y c, conforme se ejemplifica en la figura 32. Luego, se tomaron 3 fotos en las inmediaciones de cada impronta, en todos los cordones de soldadura de cada probeta transversal. El objetivo del método utilizado fue garantizar la cuantificación de fases completa barriendo toda la zona de metal de soldadura depositado.



Figura 32. Metodología gráfica para obtención de imágenes y cuantificación de fases.



#### 4.3.9 Medición de dureza Vickers.

En primer lugar, se realizaron barridos de microdureza Vickers con 0.5 kg de carga, sobre la dirección transversal de las probetas transversales, conforme a la secuencia graficada en la figura 32. Como se mencionó en la [sección 4.3.8](#), el objetivo inicial fue establecer un sistema de referencia mediante las improntas. No obstante, se recopilaron y analizaron los valores de durezas.

En segundo lugar, se realizaron barridos de micro dureza Vickers sobre la dirección normal de las probetas transversales, con 1 kg de carga y 10 s de aplicación conforme a lo establecido en la norma ASTM E384-11.

Los barridos se realizaron a una distancia de 1 mm de la superficie superior y en dirección normal a los cordones de soldadura, de acuerdo con lo representado en la figura 33. Se realizaron tres barridos equidistantes en 5 mm, sobre el centro de la muestra, alrededor del cordón 3 y 2 de soldadura, de la primer y segunda capa, respectivamente, de acuerdo a la probeta evaluada.

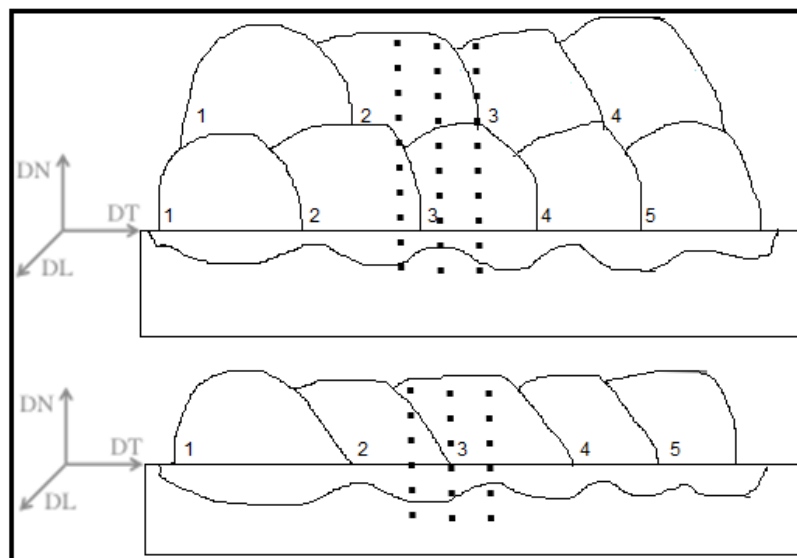


Figura 33. Barridos de dureza Vickers en dirección normal de los cordones de los recubrimientos LDSS.

#### 4.3.10 Ensayos de corrosión.

Se realizaron ensayos de corrosión de pérdida de peso de acuerdo a la Norma ASTM A923-14 (*Standard Test Methods For Detecting Detrimental Intermetallic Phase In Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels*) – Método C, para lo cual se desarrollaron inmersiones, de los filetes superficiales, en solución de cloruro férrico ( $\text{FeCl}_3$ ) diluido con HCl y alcohol.

El ensayo tiene como objetivo calcular la velocidad de corrosión a partir de la pérdida de peso por unidad de área y tiempo, para luego realizar la comparación 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 10 mdd (10 mg de pérdida de peso por  $\text{dm}^2$  de área expuesta por la cantidad de días expuestos en solución).

##### 4.3.10.1 Preparación de las muestras.

Se utilizaron las probetas superficiales obtenidas con la máquina cortadora por hilo, de dimensión aproximada 30 x 25 x 2 mm, las cuales se utilizaron para realizar los ensayos de DRX. Inicialmente, se removieron las muescas o deformaciones previas y se realizó un pulido con lija al agua hasta granulometría 1500. Luego, se realizó una limpieza con pasta de óxido de magnesio, se enjuagó con agua, se sumergió en alcohol y posteriormente se dejó secar al aire. Finalmente, se pesó la muestra con balanza de tolerancia de medición de 0.001 g y se

dejó en una desecadora lista hasta su ensayo. En la figura 34, se observa las muestras preparadas pre-ensayo y la balanza utilizada.

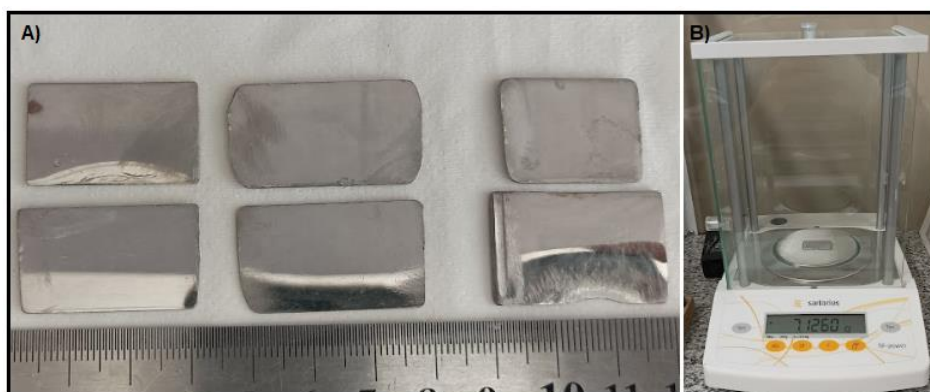


Figura 34. A) Muestras del ensayo. B) Balanza de precisión utilizada.

#### 4.3.10.2 Solución del ensayo.

La solución del ensayo se preparó mediante la disolución de 100 gramos del reactivo cloruro férrico  $\text{FeCl}_3$  en 900 ml de agua destilada. Se midió el pH de la solución y se obtuvo un valor aproximado de 1,3 coincidente con el valor exigido por la norma. (Se puede ajustar su valor mediante la adición de ácido clorhídrico  $\text{HCl}$ ). Luego, se realizó el filtrado de la solución, a través de un filtro de papel se removieron las partículas insolubles.

#### 4.3.10.3 Procedimiento del ensayo.

El volumen de solución de cada muestra se determinó seleccionando el mayor entre 150 mL o 20 mL/cm<sup>2</sup> de área superficial de la muestra. La temperatura del ensayo fue de 22 °C ± 1, tal como exige la norma para productos de aceros soldados S31803 y S32205. Una vez que la temperatura fue establecida, a fin de mantenerla constante, se sumergió el vaso de precipitado en un baño de agua. Posteriormente, se depositó la cuna de vidrio con la muestra en el interior de la solución y se selló el contenedor para evitar la salida de vapores. Transcurridas las 24 horas de duración del ensayo, se removió la muestra de la solución, se enjuagó con agua, se limpió mediante limpiador ultrasónico y se dejó secar al aire. Finalmente, se pesó la muestra y se realizó la examinación visual. En la figura 35-A se muestra el contenedor utilizado para realizar el ensayo. En la figura 35-B se observan el soporte utilizado para contener las muestras.

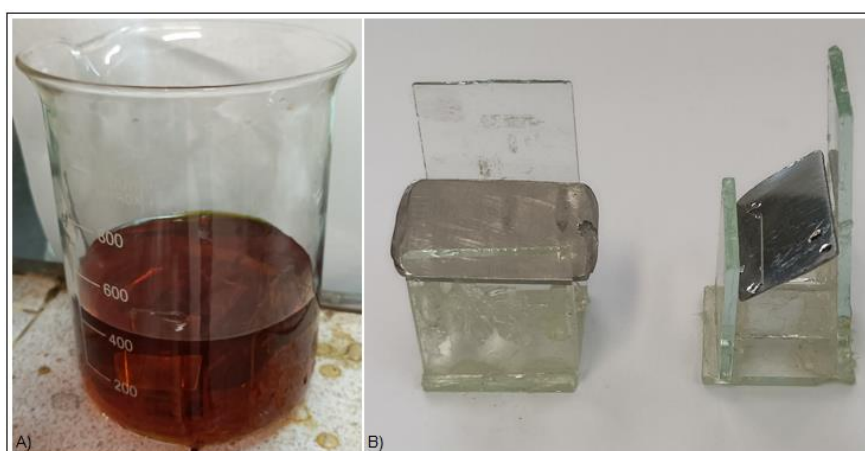


Figura 35. A) Muestras en solución. B) Soporte de cuna de vidrio para muestras ensayadas.

## 5 RESULTADOS OBTENIDOS

### 5.1.1 Inspección visual.

En la figura 36, se observa los cordones de las diferentes soldaduras.

A partir de inspección visual se observó terminación superficial plana, bajos niveles de salpicaduras y no se detectaron discontinuidades tales como grietas longitudinales o transversales.

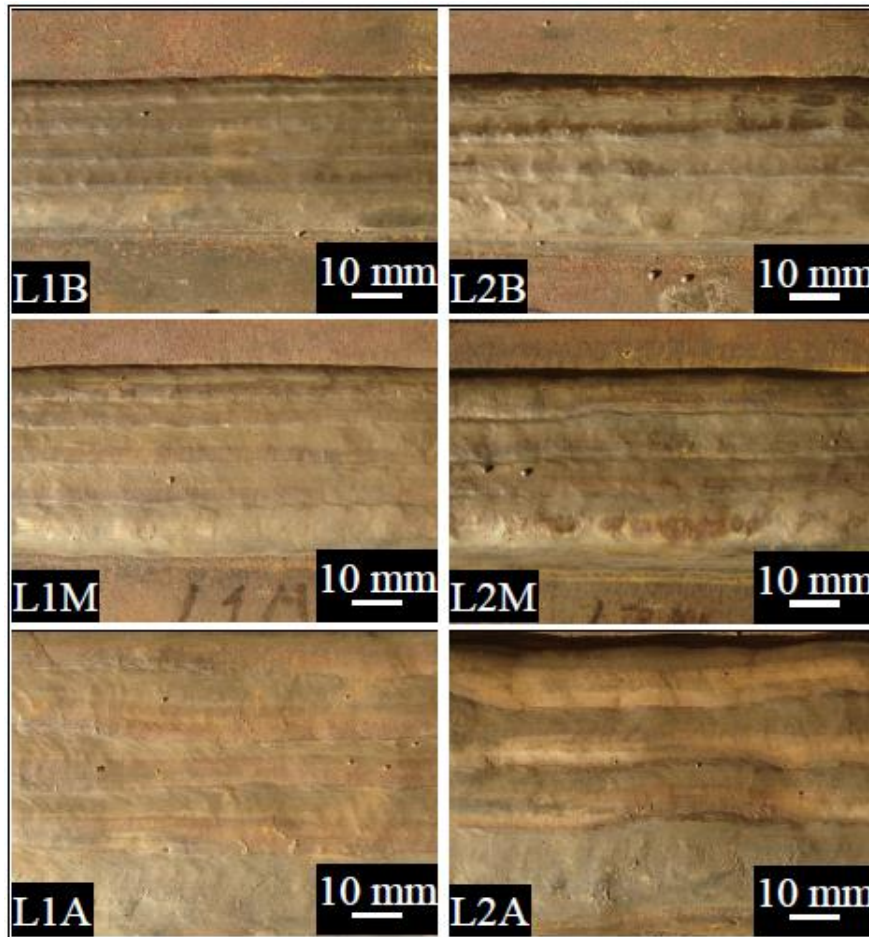


Figura 36. Vista superior de cordones de soldadura LDSS.

### 5.1.2 Caracterización macroestructural.

En las figuras 37, 38 y 39 se muestran las macrografías de las probetas transversales. En estas imágenes, se puede observar diferentes zonas de los recubrimientos: metal de soldadura (con una y dos capas), metal base y zona afectada por el calor ZAC, para los diferentes niveles de calor aportado.

Además, se observó escoria atrapada como defecto interno de las soldaduras. Estas discontinuidades surgen debido a una mala limpieza superficial de los cordones entre pasada sucesiva ya que como patrón en común se observó que estos defectos se localizan en las interfaces entre dos cordones y el metal base o capa subyacente.

No se determinó un patrón o tendencia común en cuanto a porcentaje de superposición (overlapping) de los cordones de soldadura. No obstante, visualmente, se observó que los cordones de soldadura depositados en la primera capa presentaron un mayor solapamiento que aquellos pertenecientes a la segunda capa. En este sentido, se debe resaltar que, a mayor solapamiento de cordones, se desarrollan zonas afectas por el calor en el metal base con menores dimensiones. (ALLEN, 2013).

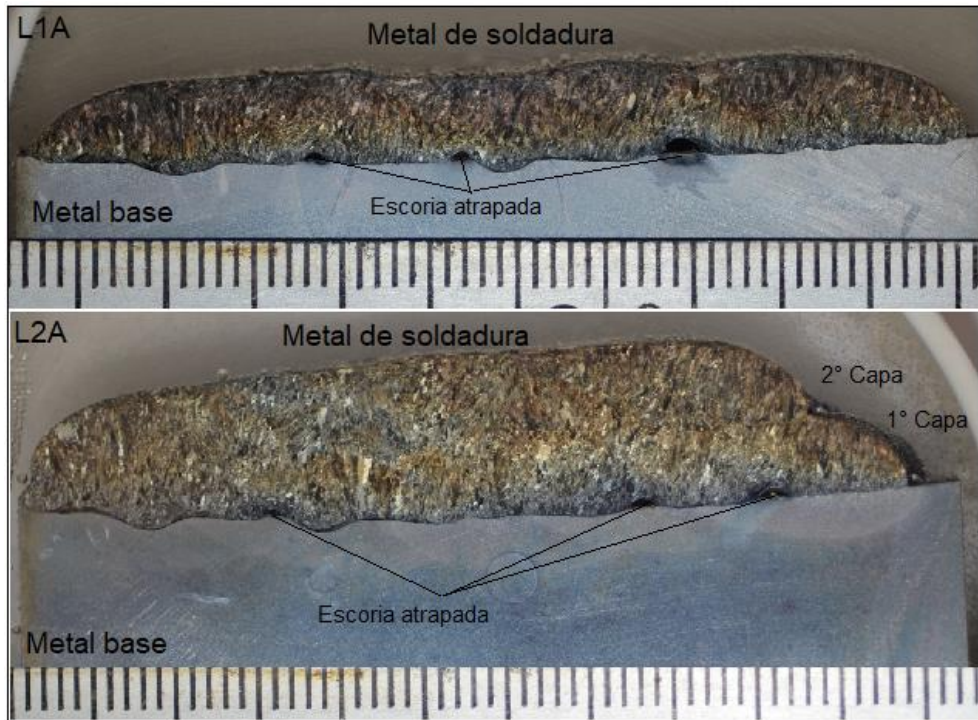


Figura 37. Macrografías de las probetas transversales L1A y L2A.



Figura 38. Macrografías de las probetas transversales L1M y L2M.

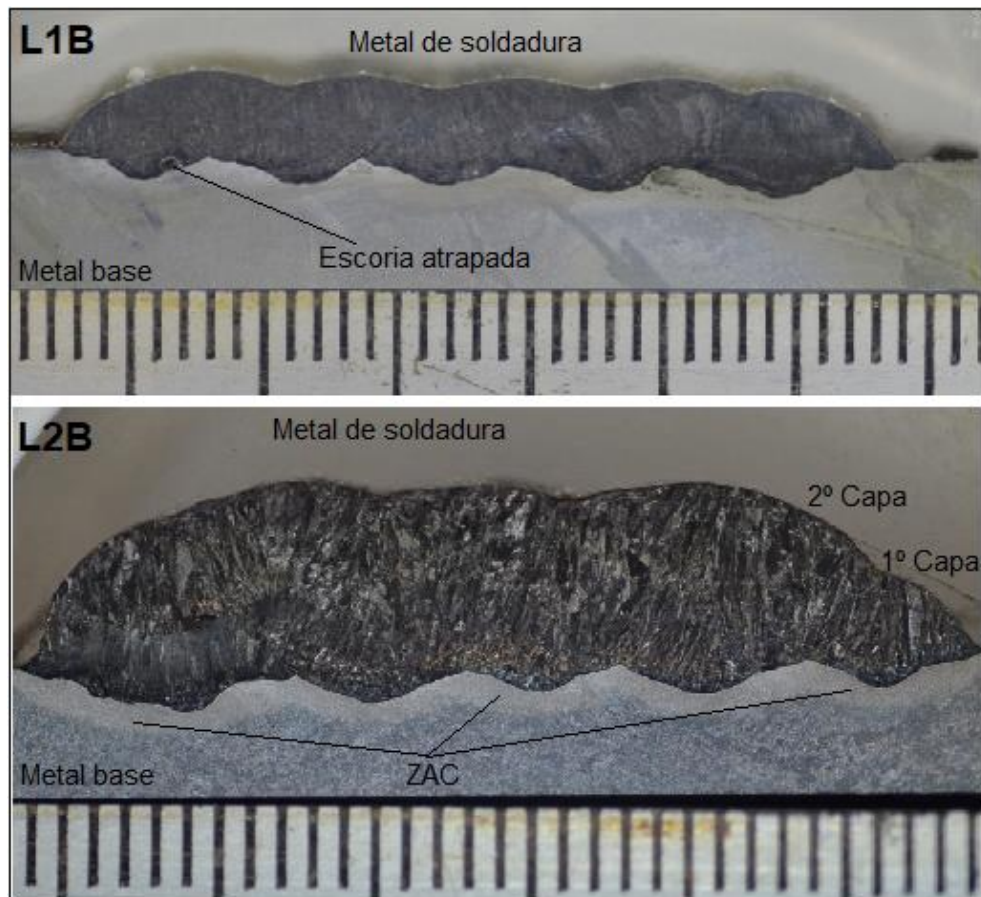


Figura 39. Macrografías de las probetas transversales L1B y L2B.

#### 5.1.2.1 Dilución geométrica.

En la tabla 8 se observa las características geométricas obtenidas, el alto, ancho, penetración, volumen de metal de soldadura y dilución geométrica para cada probeta obtenida.

Se determinó que el ancho, el alto y la penetración aumentaron con el aumento del calor aportado, para el caso de recubrimientos de una y dos capas. Los recubrimientos de una capa arrojaron valores de 21 a 16 %, mientras que los de dos capas registraron valores de 15 a 11%, de dilución geométrica. La fundamentación radica en el aumento de calor aportado y su relación con la menor velocidad de avance de la soldadura en el desarrollo del cordón. Mayor HI (Heat Input), equivale a una mayor velocidad de transferencia de volumen de metal de soldadura por unidad de longitud, lo cual deriva en aumento de todos los parámetros geométricos. Sin embargo, algunos autores sostienen que particularmente con la penetración ocurre algo diferente. A bajas velocidad de avance de la torcha de soldadura, el arco eléctrico es vertical lo cual produce que la pileta de soldadura genere cierto efecto de amortiguación generando una reducción en la penetración (KANNAN, 2006). Este fenómeno podría compensar el factor mencionado inicialmente y explicar por qué la probeta L1A y L1M poseen el mismo valor de penetración. Partiendo de este punto, el análisis del ángulo de torcha como variable independiente sobre la penetración es de gran interés ya que a menor ángulo se esperaría que el arco eléctrico empujara el metal de soldadura fuera de la pileta, hacia el metal 'frio' generando menor penetración e incluso menor dilución. Por otro lado, se debe aclarar que los datos se registraron teniendo en cuenta que el aumento del calor aportado está sujeto únicamente a modificaciones de la velocidad de soldadura, ya que, en caso contrario, por ejemplo, aumentos de voltaje derivarían en aumentos del ancho del cordón y aumento de corriente en aumentos de penetración.

Tabla 8. Valores de características geométricas obtenidos.

Probeta	Ancho [mm]	Alto [mm]	Penetración [mm]	Area B [mm <sup>2</sup> ]	A+B [mm <sup>2</sup> ]	Dilución geométrica [%]
L1B	31.8	3	1.4	21.6	101.9	21%
L1M	37.8	4.1	1.5	28.1	145	19%
L1A	53.7	5	1.5	40.9	254.5	16%
L2B	30.6	5.7	1.5	24	162.5	15%
L2M	40.3	6.6	1.8	36.8	254.9	14%
L2A	53.1	9.1	1.9	49	434.7	11%

A partir de la figura 40, se determinó que la dilución geométrica disminuyó, para todos los casos, con el aumento de calor aportado. Para los recubrimientos de una capa, se obtuvo una variación entre el 21% y 16%, mientras que, para el caso de dos capas, la disminución de los valores varió entre el 15% y 11%, de dilución geométrica.

El fundamento de lo mencionado está asociado al aumento del volumen de metal de soldadura que se produce con el aumento del calor aportado, tal como se observa en la tabla 8, representado por la suma del área B y A, metal de soldadura diluido en el metal base y metal de soldadura depositado como recubrimiento, respectivamente. Análogamente se explica el motivo por el cual los recubrimientos de dos capas poseen menor dilución geométrica que los de una capa.

La dilución geométrica en recubrimientos de aceros inoxidable sobre aceros de bajo carbono es deseable que sea baja dado que la misma determina el contenido de ferrita resultante en la microestructura. Esto afecta las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión. Por lo tanto, el recubrimiento L2A, de dos capas y alto calor aportado, presentó las mejores características teniendo en cuenta como criterio de evaluación la dilución geométrica.

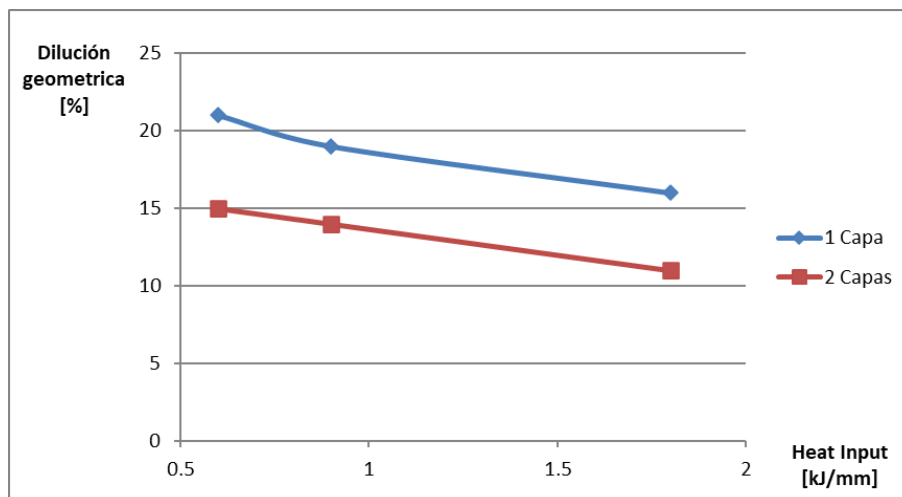


Figura 40. Dilución geométrica en función de calor aportado para recubrimiento de 1 y 2 capas.

### 5.1.3 Espectrometría de emisión óptica.

La medición de la composición química superficial permitió determinar la dilución química. En la tabla 10 se observan, para cada muestra de soldadura, el porcentaje de los contenidos de elementos de aleación y la dilución química obtenida a partir de la [ecuación 3](#), la dilución química promedio y el número de resistencia a la corrosión por pitting PREN. El contenido de nitrógeno se calculó a partir de la [ecuación 6](#). Además, se repite la tabla 9 que muestra la composición química de la chapa base y del metal de aporte puro. Estos últimos valores fueron suministrados por el fabricante del metal de aporte de soldadura.

Tabla 9. Composición química de la chapa base y del metal de aporte

Material	Identificación	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	N [%]	PREN
Metal base	IRAM-IAS U500-503/12-GF	0.167	0.136	0.621	0.0482	0.0255	0.02		0.114
Metal de aporte LDSS	AWS A5.22-E2307T1-G	0.03	0.7	0.9	24	9	0.4	0.13	27.4

PREN = Cr+3,3\*Mo+16\*N

Tabla 10. Valores de composición química, dilución química y PREN obtenidos.

Muestra	C [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	N [%]	Dilución química promedio	PREN
L1B	0.0767	1.03	19	7.54	0.268	0.1024		21.523
Dilución química	34%	47%	21%	16%	35%		31%	
L1M	0.0515	1.04	20.8	7.86	0.284	0.1091		23.414
Dilución química	16%	50%	13%	13%	31%		24%	
L1A	0.0455	1.01	22.3	8.87	0.304	0.1118		25.049
Dilución química	11%	39%	7%	1%	25%		17%	
L2B	0.0518	1.09	22.2	8.56	0.324	0.1108		25.042
Dilución química	16%	68%	8%	5%	20%		23%	
L2M	0.0556	1.07	22.9	8.72	0.315	0.1118		25.728
Dilución química	19%	61%	5%	3%	22%		22%	
L2A	0.042	1.04	22.9	9.03	0.318	0.1153		25.795
Dilución química	9%	50%	5%	0%	22%		17%	

Se determinó que al aumentar el calor aportado aumentaron los contenidos de los principales elementos aleantes como el Cr, Ni y Mo generando consecuentemente una menor dilución química promedio, en ambos recubrimientos. En la figura 41 se observa esta relación.

Se observó que los valores de composición química variaron en menor porcentaje en los recubrimientos de dos capas. No obstante, en ambos tipos de recubrimiento, se observó una gran reducción de contenido de C al aumentar el calor aportado, lo cual generó una menor dilución química de este elemento gammageno. Por otro lado, en todas las muestras, se observó un gran aumento de Cr, Mo y Ni, ante aumentos de HI. Esto puede aumentar la formación de reacciones de precipitación dado que, para aumentos de Cr y Mo, se produce un desplazamiento de la curva de formación de fases perjudiciales, como por ejemplo carburos y nitruros, tal como se analizó en la [sección 3.3.2](#), mientras que aumentos de Ni permiten aumentar la temperatura a la cual la fase sigma es estable.

En general, si se compara igual calor aportado, se determinó que los recubrimientos de dos capas poseen menor dilución lo cual es esperable ya que el metal de soldadura de la segunda capa se deposita sobre un recubrimiento de composición química de mayor 'pureza'. Partiendo de este análisis, también es de esperar que los primeros cordones soldados, sea para una o dos capas, tengan mayor dilución química que los sucesivos depósitos de cordones debido a que existe un porcentaje de solapamiento entre los mismos que permite una menor dilución entre el metal base y el consumible soldado.

Con respecto al PREN, indicador que permite clasificar a los aceros inoxidable de acuerdo a su resistencia al pitting teniendo en cuenta la composición química, se determinó que el mismo, aumenta a medida que aumenta el calor aportado, aunque a velocidades de cambio

menores para los recubrimientos de dos capas. Teniendo en cuenta este criterio de comparación, la muestra de mejor comportamiento a la corrosión localizada fue la L2A (PREN de 25,795) lo cual está asociado a los mayores contenidos de Cr, Mo, Ni y N registrados. Sin embargo, de acuerdo a la [sección 3.10.2](#), el consumible LDSS y consecuentemente las muestras de recargues realizadas, no cumplen con las condiciones de PREN tales, para que desarrollen propiedades de resistencia a la corrosión por pitting en ambientes con cloruros ya que todos los valores obtenidos de PREN son menores a 32.

Por otro lado, es interesante notar que las muestras de alto calor aportado, para una y dos capas (L1A y L2A), poseen el mismo porcentaje de dilución química, un 17% y valor similar de PREN. Esto posee gran interés económico y tecnológico por la posibilidad de obtener un recubrimiento de soldadura con buena resistencia a la corrosión por picado con significativos ahorros de volumen de metal de soldadura.

Si bien se está analizando la relación entre dilución y calor aportado, es importante aclarar que, en soldadura de recubrimientos de aceros inoxidable, estos dos factores, se pueden considerar como variables independientes. En la medida que se puedan controlar mejor, podremos determinar la composición química y microestructura del metal depositado con mayor exactitud, garantizando de este modo, las propiedades buscadas.

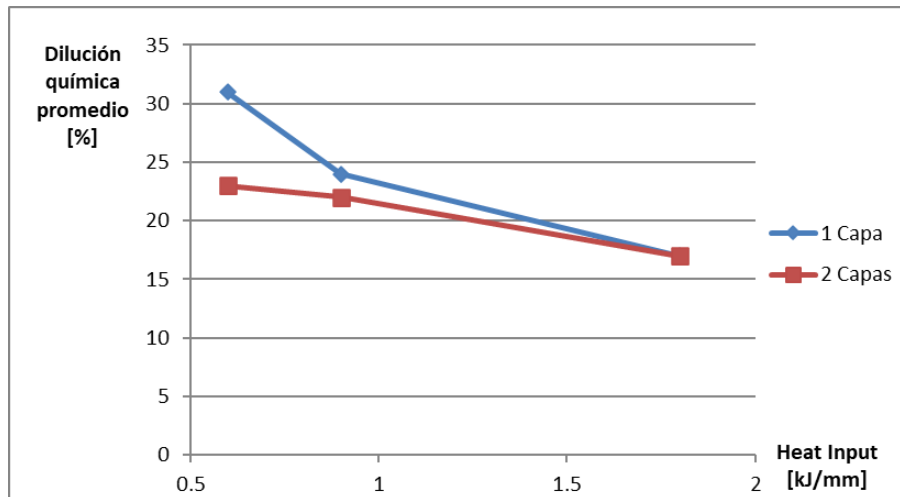


Figura 41. Gráfico de dilución química promedio en función de calor aportado para recubrimientos de 1 y 2 capas.

#### 5.1.3.1 Estimación cualitativa de fases mediante diagramas constitucionales.

Como se describió en la [sección 3.4](#), los diagramas constitucionales se utilizan para predecir la microestructura del metal de soldadura teniendo en cuenta la composición química del metal de aporte, el metal base y la dilución. La figura 42 y 43 muestran los diagramas constitucionales de Schaeffler y WRC-1992, respectivamente, con los valores de composición química del metal del acero al carbono y del metal de aporte puro, véase [anexo 3](#). A partir de los valores promedios y máximos de dilución geométrica y química, se determinó un rango de dilución máximo esperado de 25 %.

De acuerdo a la figura 42, para bajos contenidos de dilución, alrededor del 10%, la microestructura está formada por 40% de ferrita aproximadamente. Para altos contenidos de dilución, alrededor del 25%, la microestructura consiste en 12% de ferrita. La relación establecida en este punto de análisis determino que, a menor dilución del metal soldado, se espera obtener mayor cantidad de ferrita y aumento del equilibrio microestructural del recubrimiento lean dúplex. Se debe destacar que para dilución mayores a 20% la microestructura podría perder su carácter bifásico dúplex como principal característica ya que existe la presencia de A+M+F lo cual corresponde a una estructura con fases de austenita, martensita y ferrita.

Sin embargo, este diagrama no permite predecir el FN Ferrite Number el cual posee correlación con el valor medido con técnicas magnéticas y además no tiene en cuenta el efecto



gammageno del nitrógeno. Asimismo, se utilizó el diagrama constitucional WRC-1992, utilizado por ASME para la predicción de FN.

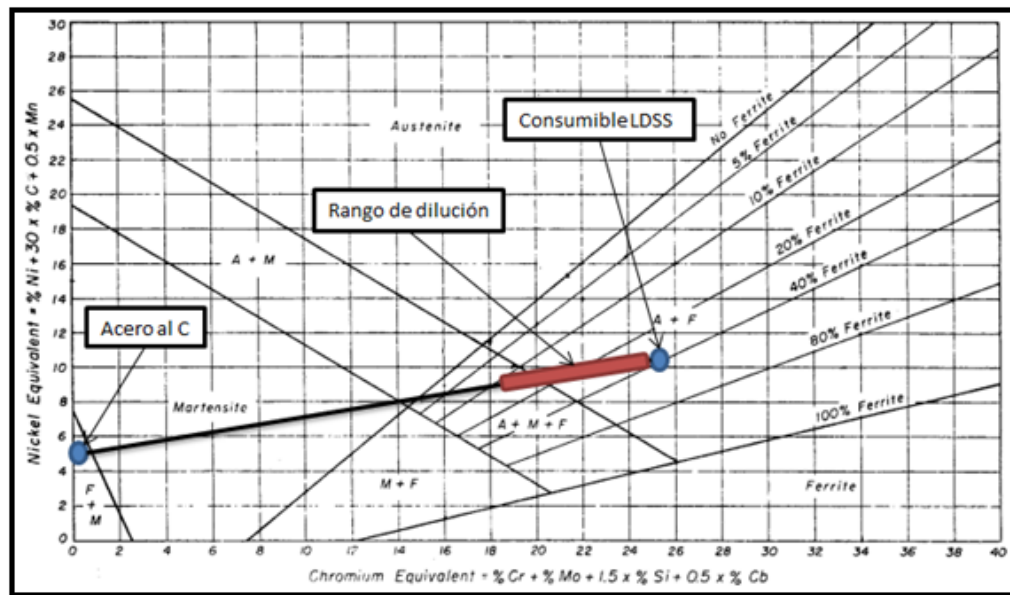


Figura 42. Diagrama constitucional Schaeffler.

De acuerdo a la figura 43, para recubrimientos con valores de dilución del metal de aporte sobre el acero al carbono, entre el 10% y 25%, los cuales hacen referencia a valores promedios obtenidos en las evaluaciones de dilución geométrica y química, se predice una microestructura con número FN entre 24 y 30.

La composición química tiene gran influencia en la microestructura y además en su forma de solidificar. A partir del diagrama WRC-1992, se logra predecir que el modo de solidificación principalmente es ferrítico. No obstante, ante niveles de dilución mayores o igual al 25%, podría ocurrir al modo de solidificación FA.

La relación cromo-níquel equivalente del diagrama WRC-1992 obtenida de los recubrimientos de soldadura presente un carácter variable. Para valores de calor aportado creciente, se registraron valores entre 1,57 y 1,79 para una capa, y valores entre 1,79 y 1,81, para dos capas, véase [anexo 3](#). El modo de solidificación obtenido se encuentra entre FA y F. Sin embargo, la evaluación depende del contenido de porcentaje de nitrógeno, el cual es un valor que las técnicas de caracterización utilizadas no permitieron relevar. Para el cálculo realizado, el mismo se estimó como se mencionó anteriormente, conforme a la [ecuación 6](#).

Esto es un aspecto relevante, ya que un cambio en el modo de solidificación puede generar variaciones en las microestructuras obtenidas referido a equilibrio microestructural y también a morfología de fases. Cuando existen gran contenido de austenita, característico del modo FA, aumentan las zonas segregadas, mientras que cuando existe gran contenido de ferrita, característicos del modo F, aumenta la tendencia a la reacción de precipitados de  $Cr_2N$ , (WESTIN, 2010). No obstante, se destaca un aspecto positivo del modo FA. De acuerdo a la figura 5, los materiales con valores de relación cromo-níquel equivalente WRC-1992, entre 1.5 y 1.8, poseen menor susceptibilidad a la fisuración por solidificación de la piqueta de soldadura.

Se determinó, por lo tanto, que el diagrama WRC-1992 permitió predecir valores de dilución y contenidos de ferrita con mayor precisión, en comparación con el diagrama Schaeffler, debido a las diferencias en las relaciones de cromo y níquel equivalente.

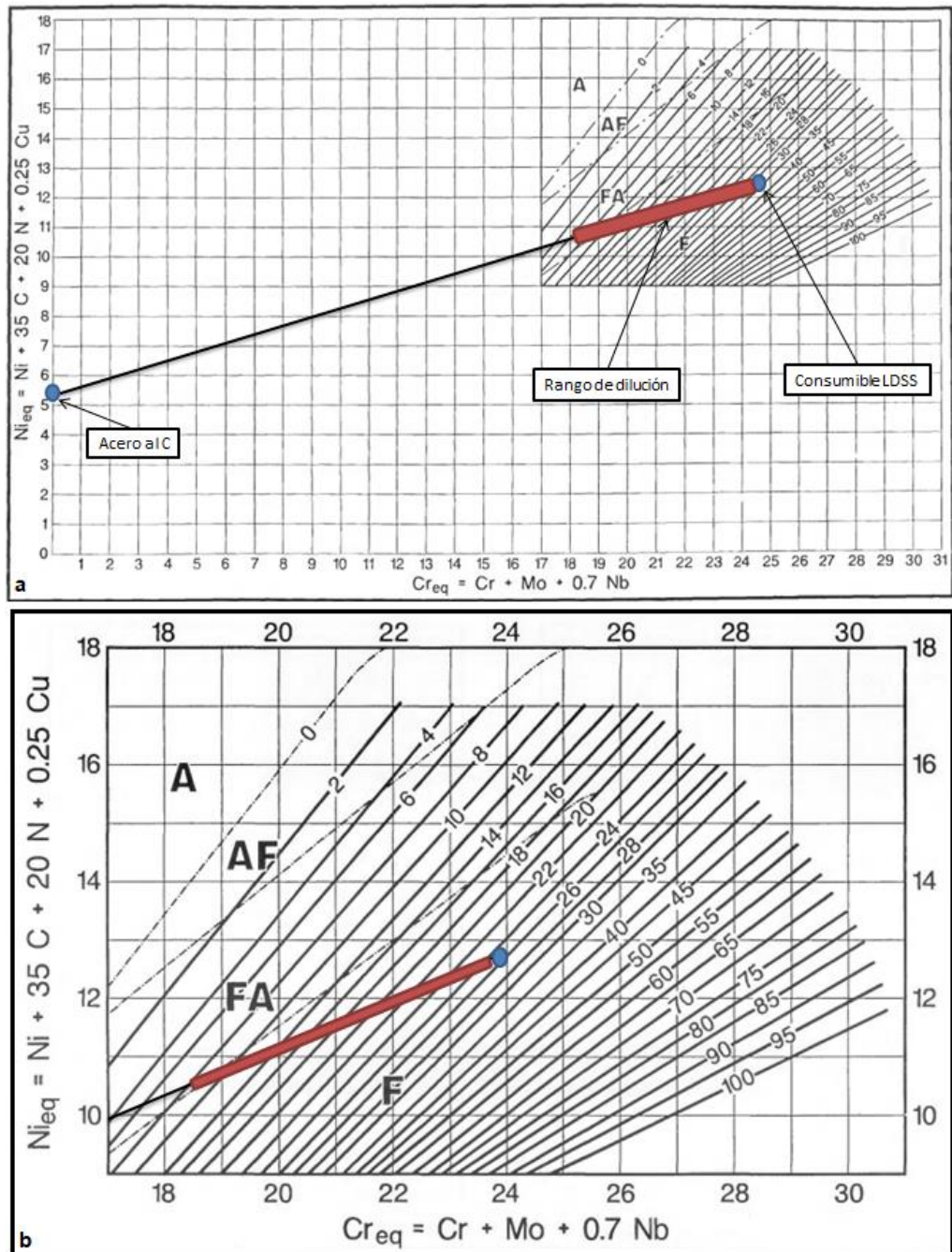


Figura 43. a) Diagrama constitucional WRC-1992. b) Diagrama WRC-1992 de análisis.

#### 5.1.4 Microscopía óptica.

Se identificaron las diferentes fases y morfologías microestructurales, conforme a la descripción realizada en la [sección 3.3.4](#). Las estructuras de fases encontradas se correlacionaron con las de la figura 4. Las figuras 44 a 49, muestran imágenes de la microestructura de las muestras en diferentes zonas de la sección transversales y con diferentes aumentos.

La fase coloreada es la ferrita mientras que el color blanco caracteriza a la fase austenita. En todas las muestras se observó mayor presencia de esta última fase.

En la figura 44 se observa la microestructura de la muestra L1B correspondiente al tercer cordón de soldadura y la posición a, véase [sección 4.3.8](#), para comprender la identificación. Se observaron diferentes morfologías de austenita. La ABG (austenita en borde de grano) se logró caracterizar dado que su formación recorre los bordes de grano y la AW (austenita

Widmanstätten) debido a su estructura característica conformada por largas y delgadas placas. Además, se observó gran cantidad de AIG (austenita intragranular). En particular, es interesante notar, la zona inferior izquierda de la imagen, la cual corresponde al segundo cordón de soldadura. La misma representa una zona recristalizada, producto del recalentamiento, con gran presencia de APT (austenita parcialmente transformada) y AS (austenita secundaria). Estas dos estructuras ocurren producto de un recalentamiento que genera zonas recristalizadas. En particular la APT ocurre cuando la zona recalentada sufrió una ferritización parcial. En este caso quedaron granos de austenitas primaria los cuales cambian su forma parcialmente. A diferencia de este fenómeno, la  $\gamma_2$  ocurre cuando la zona recalentada sufrió una ferritización total. En general, se identificaron las zonas recalentadas con grandes contenidos de austenita primaria (ABG, AW y AIG) y austenita secundaria.

En la figura 45, se observa la microestructura de la muestra L1M. La imagen A corresponde a la zona sin alteración de microestructura, mientras que la imagen B corresponde a la zona recalentada. Esta diferencia radica en la diferencia de fases predominantes. Se observó gran presencia de austenita en la zona recalentada, particularmente APT y gran tamaño de la ABG. La imagen C hace referencia a la interfaz del primer y segundo cordón de soldadura. En esta última imagen, se observa la interfaz entre dos capas. Se evidencia que existe una parte del metal de soldadura afectado por un ciclo térmico posterior, que se desarrolló consecuentemente por un aumento de los tiempos de transformación de ferrita a austenita. Esto se refleja en el alto contenido de austenita (zona de color blanco), formada mayormente por estructuras morfológicas de AS y APT. Esta zona se denomina zona recristalizada. La [sección 3.7.7](#) explica el ciclo térmico que ocurre en esta zona recristalizada. Es interesante notar, el crecimiento del grano de ferrita, de color oscuro, que existe en el lado de aportación de metal, a lo largo de la interfaz del cordón de soldadura. Esta zona probablemente estuvo un tiempo prolongado en la región 2 del diagrama de la figura 9. A diferencia de esto, el lado de color blanco intenso, es una zona la cual probablemente transito un tiempo reducido por la región 2. El tiempo en que el material se encontró a una temperatura mayor a la línea solvus fue lo suficientemente corto, de modo tal que, permitió el crecimiento de AIG, nucleación de gran cantidad de austenita residual, y esto explique el gran contenido de austenita final que existe en la microestructura. Otra posible causa, es que la zona estuviera gran tiempo a una temperatura levemente inferior de la línea solvus. Es decir, sin que ocurra la ferritización total de la zona microestructural mencionada.

En la figura 46, se observa la microestructura de la muestra L1A, correspondiente al quinto cordón de soldadura depositado y posición b. Nuevamente, se identificaron morfologías de ABG, AW y gran contenido de AIG como también granos columnares característicos del modo de solidificación de la pileta de soldadura.

En la figura 47, se observa la microestructura de la primera capa de la muestra L2B. Se identificó gran contenido de APT. Si bien no es una zona recalentada, existe evidencia de que la austenita cambió su forma inicial ya que se aprecia cambios geométricos en la estructura inicial de AIG. En principio, esto puede deberse a que existió temperatura suficiente para que ocurra una ferritización parcial, lo suficiente como para activar los mecanismos de difusión, y cambiar la forma a la austenita inicial.

En la figura 48, se observa la microestructura de la muestra L2M. En la imagen A, se observó una microestructura correspondiente al segundo cordón sin alteraciones posteriores a la formación de las estructuras mencionadas. En la imagen B, se observa gran contenido de ferrita en la capa superior mientras que, en la capa inferior, que se encuentra a derecha de la imagen, se identificó una zona recalentada con gran contenido de austenita secundaria. La imagen C corresponde a una zona en donde existe convergencia de 2 cordones de la segunda capa y 1 cordón de la primera capa. Se logró identificar las zonas mencionadas anteriormente. Además, es interesante notar las inclusiones de escoria atrapadas las cuales fueron aisladas por nucleación de ferrita únicamente.

En la figura 49, se observó la microestructura de la muestra L2A la cual permite identificar las diferencias microestructurales entre la primera capa afectada, mayoritariamente por recalentamientos, y la segunda capa la cual solo es afectada por los recalentamientos de los

cordones adyacentes. En general, se observó que las primeras capas, en recubrimientos de dos capas, poseen mayor contenido de austenita.

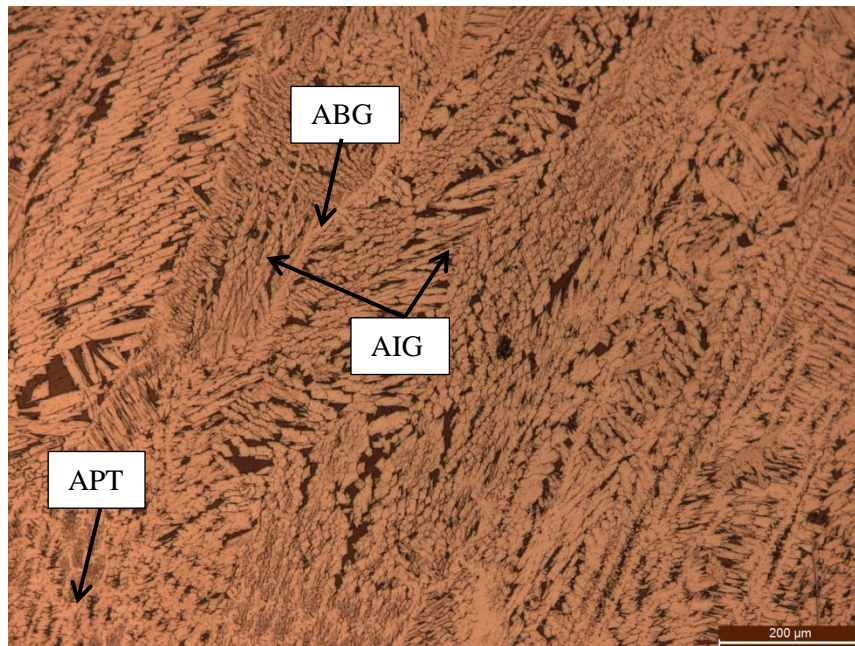


Figura 44. Micrografía de la muestra L1B. Designación: LIM 13a (tercer cordón, posición a).

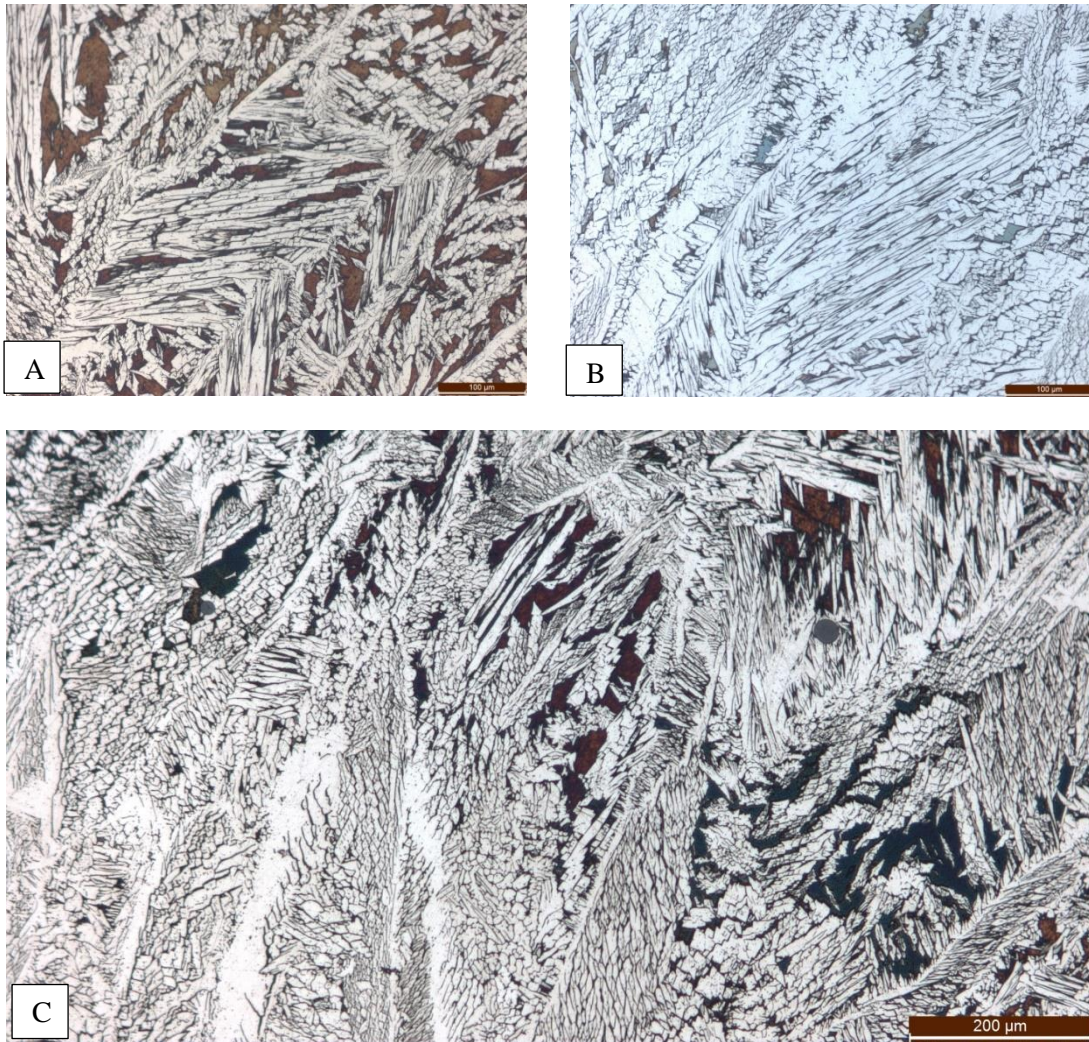


Figura 45. Micrografías de la muestra L1M. A) L1M 12a (segundo cordón, posición a). B) L1M 11c (primer cordón, posición c). C) Interfaz primer y segundo cordón.

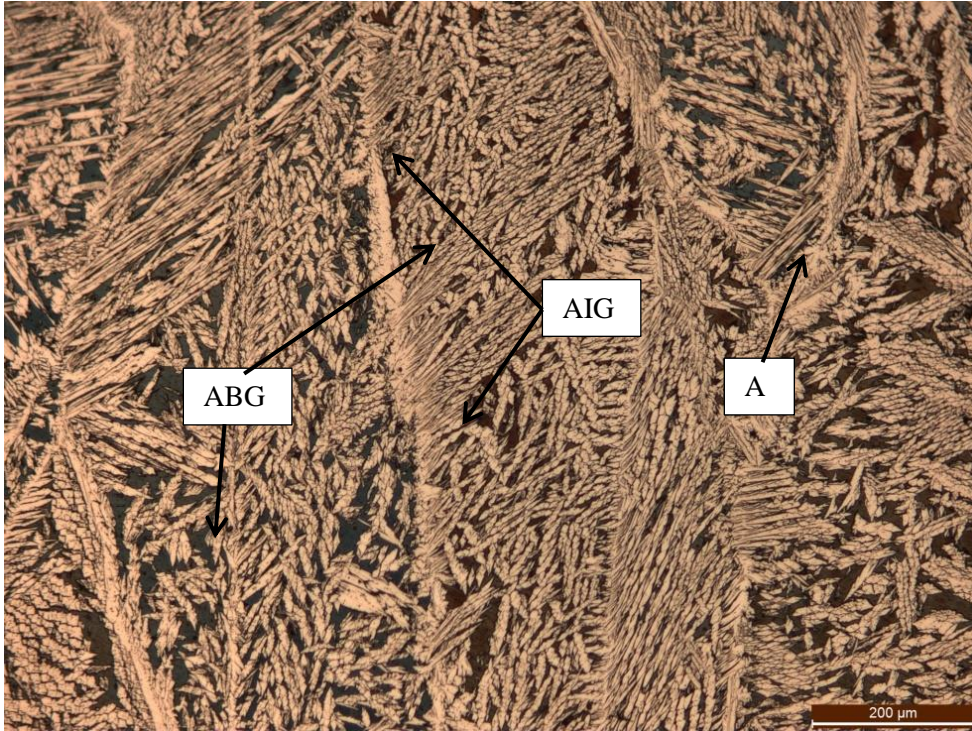


Figura 46. Micrografía de la muestra L1A. Designación: L1A 15b (quinto cordón, posición b).

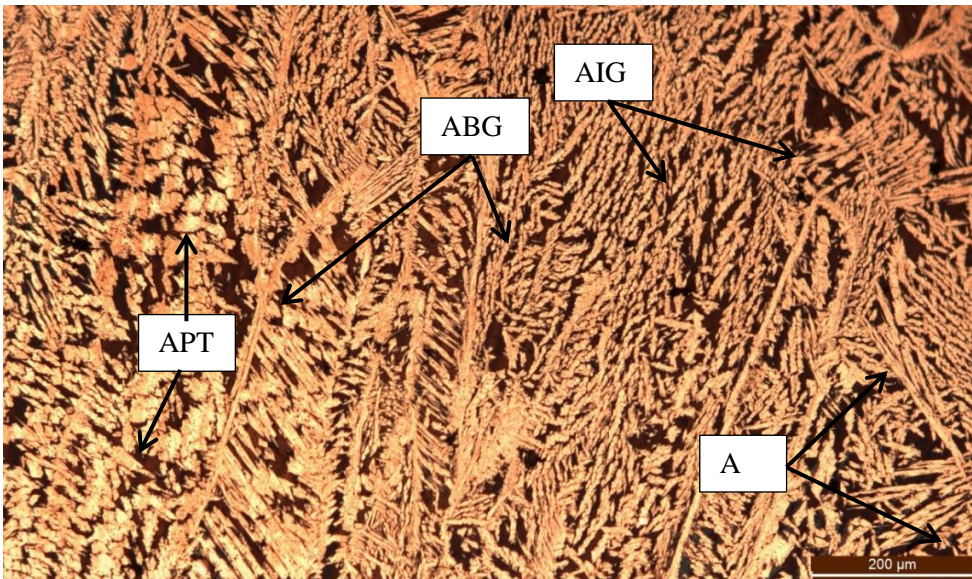


Figura 47. Micrografía de la muestra L2B. Designación: L2B 11b (capa 1, primer cordón, posición b).

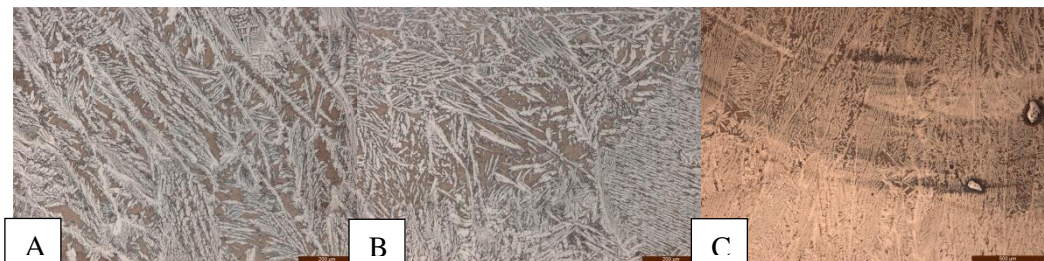


Figura 48. Micrografía de la segunda capa de la muestra L2M. Designación: A) L2M 22b (segundo cordón, posición b). B) L2M 22c (Interfaz entre segundo y tercer cordón). C) L2M (Interfaz entre tres cordones).

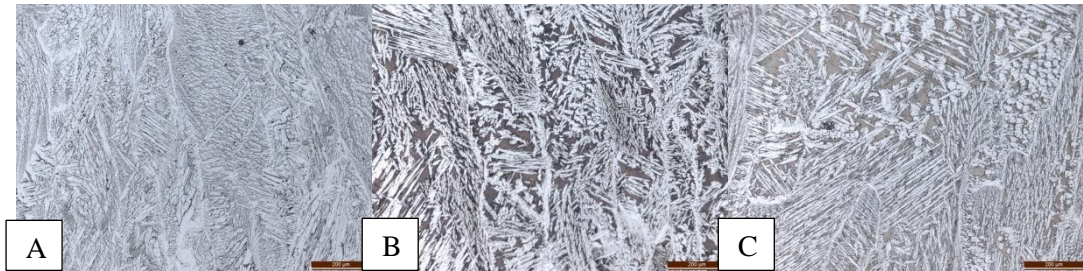


Figura 49. Micrografía de la muestra L2A. Designación A) L2A 12b. B) L2A 22b. C) L2A 24b.

### 5.1.5 Difracción de Rayos X.

Se realizaron los difractogramas correspondientes a las probetas superficiales. Se graficó la intensidad de los picos en función del ángulo de barrido de  $2\theta$  de  $30^\circ$  a  $90^\circ$ .

Se determinaron únicamente fases de ferrita y austenita en el rango  $2\theta$  desde 42 a 90 grados. A partir de (ABBAS, 2014) se determinó la caracterización de los patrones de difracción. En la figura 50 se observa la identificación de los patrones de DRX de la muestra L1A. De izquierda a derecha, el primer pico de difracción reflejado corresponde a la austenita caracterizado por índices cristalográficos (111), el segundo pico corresponde a la ferrita (110), el tercer pico a la austenita (200), el cuarto pico a la ferrita (200), el quinto pico a la austenita (220), el sexto pico a la ferrita (211) y el séptimo pico a la austenita (311). Por otro lado, se identificó un pico de intensidad leve, alrededor de los  $55^\circ$ , el cual no fue caracterizado.

En la figura 51 y 52, se observan los patrones de DRX para las muestras de soldaduras LDSS, de una y dos capas, respectivamente. La caracterización empleada esta correlacionada con la figura 50.

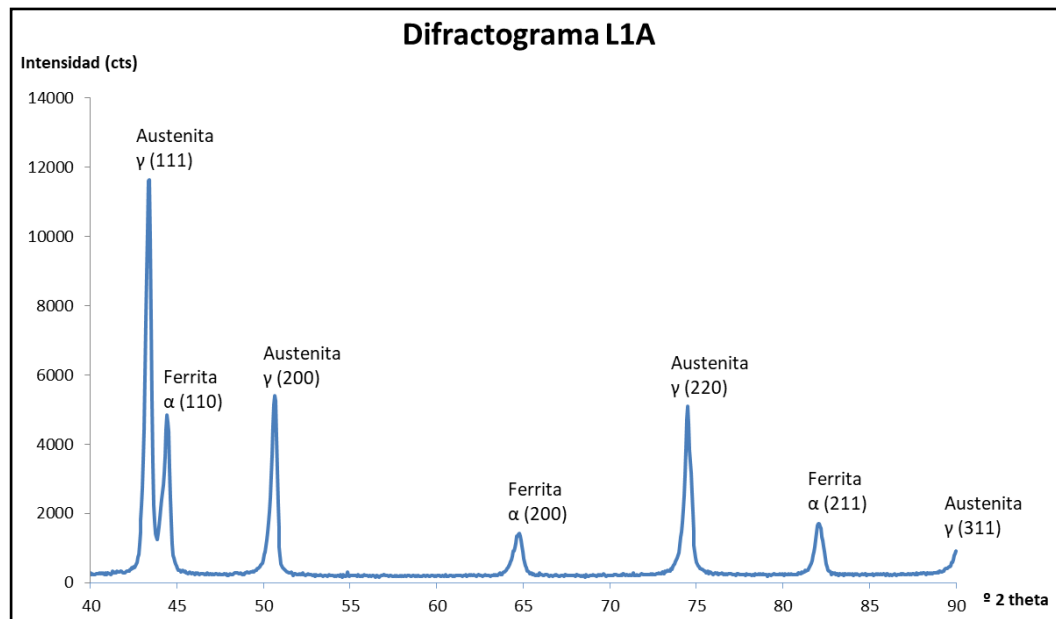


Figura 50. Difractogramas del recubrimiento LDSS de la muestra L1A.

A fin de evaluar los resultados obtenidos se pondrá el foco en el contenido de ferrita el cual es caracterizado por el segundo pico alrededor de 45 grados. Las figuras 51 y 52 muestran una tendencia equivalente dado que se observó mayor contenido de austenita en todas las muestras. Si bien la cuantificación de fases por DRX es un tanto compleja, analizando la variación de HI en función del tipo de muestra, se puede inferir, que a mayor calor aportado existe mayor porcentaje de la fase  $\alpha$ , en los recubrimientos de 1 y 2 capas, determinado por la intensidad del segundo pico de cada difractogramas. Esto indicaría que, a mayor volumen de soldadura depositado por unidad de longitud, existe una menor transformación en estado sólido de ferrita a austenita. En principio, esto podría estar justificado por el efecto de la

dilución analizado en la [sección 5.1.3](#), en la cual se determinó que a mayor calor aportado se obtienen menores niveles de dilución.

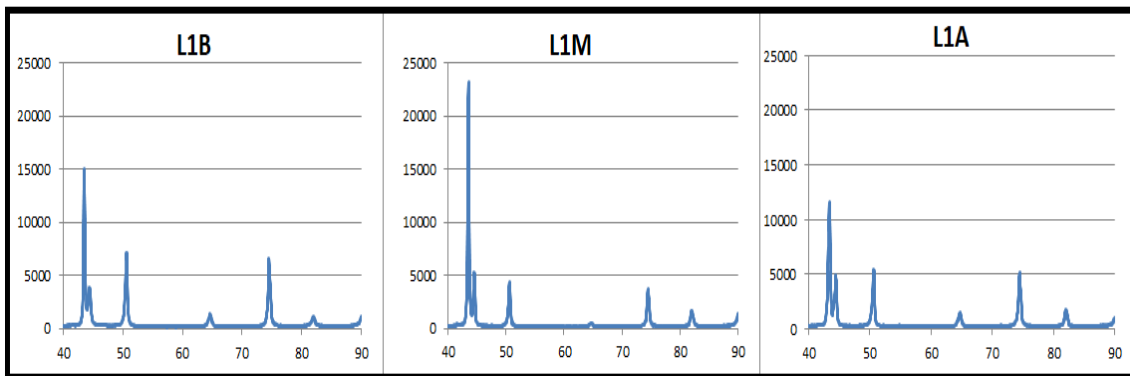


Figura 51. Patrones de difracción de recubrimiento LDSS de una capa.

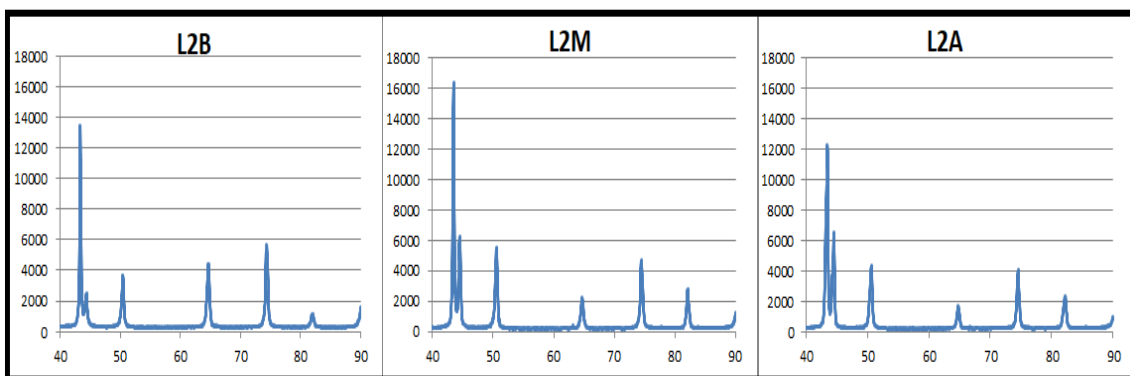


Figura 52. Patrones de difracción de recubrimiento LDSS de dos capas.

### 5.1.6 Microscopía electrónica de barrido.

#### 5.1.6.1 Análisis de composición química.

Se realizaron mediciones de composición química en todas las muestras transversal, a lo largo del barrido de dureza que se observan en la [figura 33](#), a fin de obtener valores de dilución química, véase [anexo 5](#). En la tabla 11 y 12 se detallan las mediciones de composición química de las probetas L1B y L2B. El barrido 1 corresponde a la medición ubicada a mayor distancia del metal base, en el extremo superior del recubrimiento. Las sucesivas mediciones se encuentran en correlación con la cercanía al metal base.

Comparativamente, los resultados de todas las probetas arrojaron tendencias similares. En comparación con los valores determinados por el fabricante y los medidos con la técnica de espectrometría de emisión óptica, se determinaron dos diferencias. Se observó mediciones de composición química de Cr y Ni con valores similares, mientras que los valores de Mn, Mo y Cu, presentaron ciertas variaciones arrojando valores superiores. En función de esto, se desarrollaron evaluaciones de dilución química a partir de los valores que arrojaron mayor representatividad.



Tabla 11. Composición química SEM-EDS de la muestra L1B.

Barrido	Si [%]	Cr [%]	Mn [%]	Fe [%]	Ni [%]	Mo [%]
1	0.62	20.94	1.07	67.66	7.03	0.67
2	0.63	21.08	1.18	69.21	7.25	0.66
3	0.55	19.13	1.06	62	6.34	0.57
4	0.55	19.24	0.98	62.12	6.47	0.59
5	0.54	18.93	1.04	62.45	6.57	0.57
6	0.53	18.36	1.06	63.25	6.4	0.48
7	0.55	18.11	1.08	62.44	6.21	0.49
8	0.46	14.17	0.92	64.63	4.67	0.66

Tabla 12. Composición química SEM-EDS de la muestra L2B.

Barrido	Si [%]	Cr [%]	Mn [%]	Fe [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]
1	0.56	20.06	1.11	53.21	7.35	0.95	1.32
2	0.57	20.26	1.06	53.59	7.51	0.97	1.13
3	0.56	20.36	1.1	53.86	7.28	1.02	0.93
4	0.57	20.27	1.1	53.96	7.32	1	0.87
5	0.55	20.17	1.07	54.04	7.37	1	0.88
6	0.56	20.29	1.09	54.11	7.32	1.02	0.88
7	0.5	19.1	1.08	56.21	6.88	1.02	0.87
8	0.52	18.26	1.05	57.02	6.55	1	0.9
9	0.51	18.18	1.04	57.09	6.56	0.99	0.93
10	0.52	18.28	1.04	56.98	6.53	0.9	0.89
11	0.49	18.29	1.06	57.39	6.76	0.91	0.86
12	0.48	18.39	1.11	57.46	6.67	0.95	0.87
13		18.05		66.18	6.65	0.95	0.89

Como es de esperarse, se observó mayor dilución química local del Cr y Ni, a medida que aumenta la cercanía con el metal base. Teniendo en cuenta la probeta L2B y las columnas de Cr y Ni, se observaron diferentes tendencias. Las mediciones 1 a 7, las cuales corresponden a la segunda capa, presentaron menor dilución química que las mediciones 8 a 13, las cuales pertenecen a la primera capa. Se debe recordar que los valores del fabricante, del metal de aporte, fueron 24 % de Cr y 9 % de Ni. A su vez, es interesante notar, el aumento de porcentaje de Fe en el barrido, en zonas más cercanas al acero al carbono, debido a la característica ferrosa del metal base.

En la tabla 13 se registraron los valores de dilución química correspondientes a las improntas de durezas de los barridos realizados, en dirección normal de las probetas transversales.

Tabla 13. Valores SEM-EDS de dilución química local.

<b>Muestra</b>	<b>L1B</b>		<b>L1M</b>		<b>L1A</b>	
<b>Barrido</b>	<b>Cr [%]</b>	<b>Ni [%]</b>	<b>Cr [%]</b>	<b>Ni [%]</b>	<b>Cr [%]</b>	<b>Ni [%]</b>
1	13	22	18	11	17	9
2	12	19	18	11	14	6
3	20	30	16	10	15	8
4	20	28	16	7	13	5
5	21	27	17	10	14	7
6	24	29	20	19	13	6
7	25	31	21	17	13	13
8	41	48	19	15	15	16
9			19	15		
10			23	19		
11			25	19		
12			25	26		
<b>Promedio</b>	22	29	20	15	14	9
<b>Muestra</b>	<b>L2B</b>		<b>L2M</b>		<b>L2A</b>	
<b>Barrido</b>	<b>Cr [%]</b>	<b>Ni [%]</b>	<b>Cr [%]</b>	<b>Ni [%]</b>	<b>Cr [%]</b>	<b>Ni [%]</b>
1	16	18	4	12	13	13
2	16	17	5	14	14	12
3	15	19	7	15	12	10
4	16	19	6	13	9	6
5	16	18	8	13	12	9
6	15	19	6	10	11	9
7	20	24	9	14	11	10
8	24	27	11	13	10	10
9	11	15	20	24	11	13
10	24	27	21	26	12	13
11	24	28	20	27	13	13
12	24	25	21	26	14	15
13	23	26	20	25	15	14
14			21	25	15	15
15			22	29	17	20
<b>Promedio</b>	19	22	13	19	13	12

En la figura 51 se observa la relación entre los valores de dilución química global promedio obtenida con la técnica SEM-EDS y el nivel de calor aportado, para los recubrimientos de 1 y 2 capas.

Se determinó que la dilución química disminuyó, para todos los casos, con el aumento de calor aportado. Para los recubrimientos de una capa, se obtuvo una variación entre el 29% y 9%, mientras que, para el caso de dos capas, la disminución de los valores varió entre el 22% y 12%, de dilución química global promedio.

Las relaciones de los resultados observados son equivalentes con los valores de dilución química obtenidos en la [sección 5.1.3](#). El recubrimiento L1A, de una capa y alto calor aportado, presentó las mejores características teniendo en cuenta como criterio de evaluación la mínima dilución química. No obstante, la probeta L2A, arrojó valores levemente superiores por lo cual pueden resultar en recubrimientos alternativos de estudio.

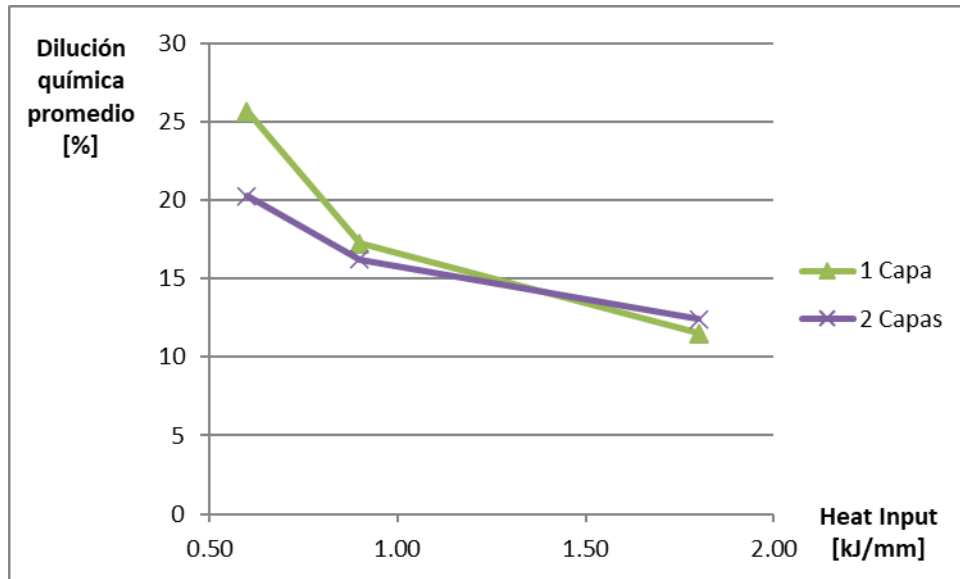


Figura 51. Relación entre valores promedios de dilución química general y HI, para 1 y 2 capas.

#### 5.1.6.2 Determinación de fases.

Se determinaron las fases mediante técnicas de caracterización de microscopia de barrido electrónico. En general, se observaron dos fases mediante la diferencia de contraste, en correspondencia con la información registrada en la [sección 5.1.4](#). El color claro corresponde a la austenita y el color oscuro a la ferrita. En las demás probetas evaluadas se encontraron resultados idénticos.

En la figura 52 se observa dos micrografías correspondientes a la probeta L2A. La imagen 52-A corresponde a la segunda capa. En la misma se observa granos de austenita parcialmente transformados, producto del efecto de recalentamientos, los cuales se ubican en el interior de granos ferríticos. La imagen 52-B corresponde a la primera capa. Se observó también, una zona recristalizada caracterizada por precipitación de  $\gamma_2$  y granos de austenita intragranular de gran volumen. Se observó ausencia de contenido de ferrita.

En la figura 53 se observan dos micrografías correspondientes a la probeta L2B. La imagen 53-A corresponde a la interfaz de dos cordones de la segunda capa. Esta micrografía muestra los cambios generados en la microestructura por parte del recalentamiento. Se observó una zona recalentada con gran cantidad de APT y austenita secundaria en la zona inferior, mientras que, en la zona superior, inmediatamente por encima de la zona recristalizada se observó mayor contenido de ferrita, con cierto contenido de precipitación de fases en su interior. La imagen 53-B de la derecha corresponde a zona de la segunda capa próxima a la superficie del recubrimiento. Se observó gran cantidad de ferrita, AIG y AW.

Las micrografías observadas muestran una estructura bifásica, en donde la austenita nucleó y solidificó a partir de una matriz ferrítica. Luego que la temperatura disminuye por debajo de la temperatura de transformación solidus (figura 1) la velocidad de difusión del Cr, Ni y Mo disminuye notablemente, resultando en una pérdida de fraccionamiento de esos elementos de aleación entre la ferrita y la austenita. En este contexto, es el nitrógeno, el cual cumple un rol importante para la subsecuente formación de austenita. Contrariamente, este elemento posee una velocidad de difusión suficientemente alta, para acelerar la transformación de fases de ferrita a austenita, desarrollando grandes cantidades de austenita como los de la figura 52-B. Sin embargo, ante velocidad de enfriamiento rápidas esto puede no ocurrir, por lo cual, permanecen campos de ferrita extensos, como los de la figura 53-B. Este fenómeno trae consigo la posible nucleación de nitruros de cromo, debido a que el nitrógeno posee una solubilidad considerablemente menor en la ferrita que en la austenita. No obstante, existe un efecto importante del carbono, en zona cercanas al metal base, las cuales son afectadas por

valores de diluciones considerables que permiten desarrollar una estructura mayoritariamente austenítica.

Las condiciones de velocidad de enfriamiento y niveles de dilución determinan el equilibrio microestructural de los recubrimientos LDSS. Sin embargo, otro punto de análisis a tener en cuenta es la diferencia entre los estados de ferritización iniciales o derivado de recalentamientos. Se realizó una comparación entre la figura 52-B (alto contenido de austenita de gran tamaño de grano) y la figura 53-B (alto contenido de ferrita). El desarrollo de la microestructura de la imagen 52-B sufrió un recalentamiento por los cordones y capas depositados por encima del mismo. Esta microestructura derivó de condiciones de enfriamiento a partir de un estado de ferritización parcial, a partir del cual, los bordes de fase entre la ferrita y la austenita funcionan como sitios de nucleación de austenita y esto favorece la velocidad de crecimiento de la misma, debido a que son zonas de energía interfacial alta. Esto produce un aumento del contenido de austenita como así también aumento del volumen de grano de la misma. Por otro lado, la formación de la microestructura de la imagen 53-B no fue afectada por recalentamiento debido a la ubicación próxima a la superficie externa del metal de soldadura. Esta microestructura derivó de condiciones de enfriamiento a partir de un estado de ferritización total. Esto favoreció el desarrollo de un fenómeno de "sobresaturación" del nitrógeno derivando en precipitación de nitruros de cromo y menores velocidad de nucleación de austenita. (MAGALHAESA, 2017).

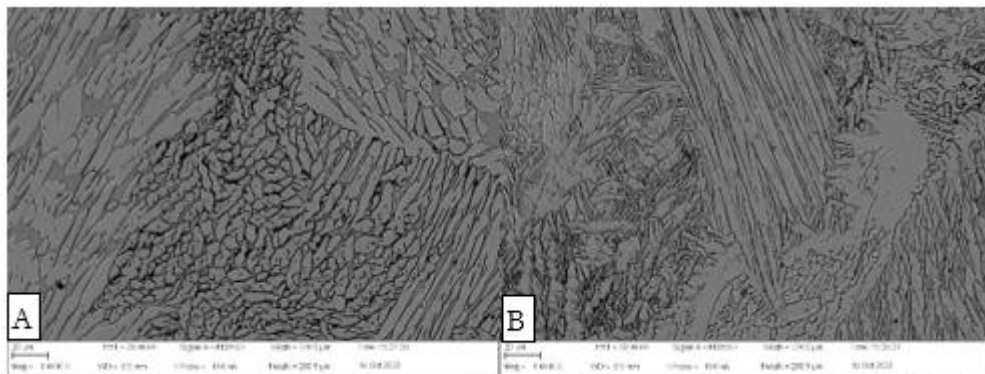


Figura 52. Micrografía de la probeta L2A. A) Ubicación 4 del barrido. B) Ubicación 14 del barrido.

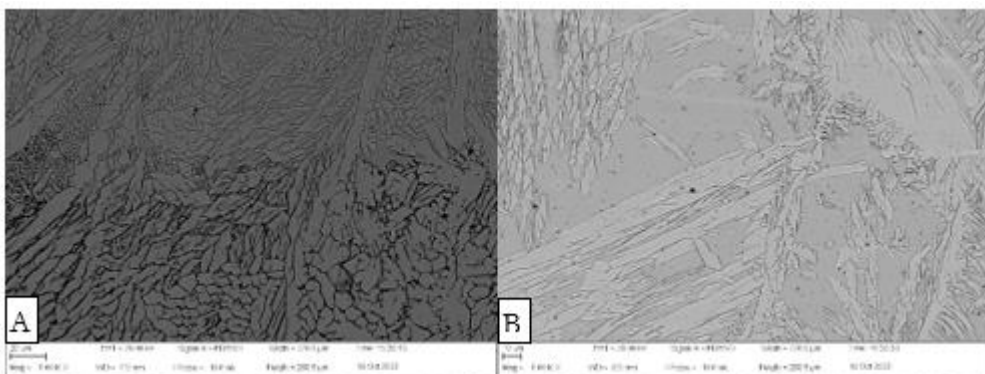


Figura 53. Micrografía de la probeta L2B. A) Ubicación 6 del barrido. B) Ubicación 1 del barrido.

### 5.1.6.3 Búsqueda de austenita secundaria y precipitados de nitruros.

A fin de verificar la determinación de fases se realizó un análisis químico puntual y se obtuvo el valor porcentual promedio del Cr, Ni y Mo, por tratarse de los principales elementos que determinan la resistencia a la corrosión de los LDSS. A su vez, en todas las muestras se buscó presencia de precipitados de  $\text{Cr}_2\text{N}$  en campos donde se determinaba presencia de austenita secundaria.

En la figura 54 y 55 se observan micrografías, correspondientes a la muestra L2M, con sus respectivos puntos de caracterización microestructural. En la tabla 14 se presentan los resultados del análisis de composición química puntal, respectivamente. Los valores registrados en la tabla corresponden a los valores promedio de composición química obtenidos mediante la técnica SEM-EDS, véase [anexo 6](#) y [7](#).

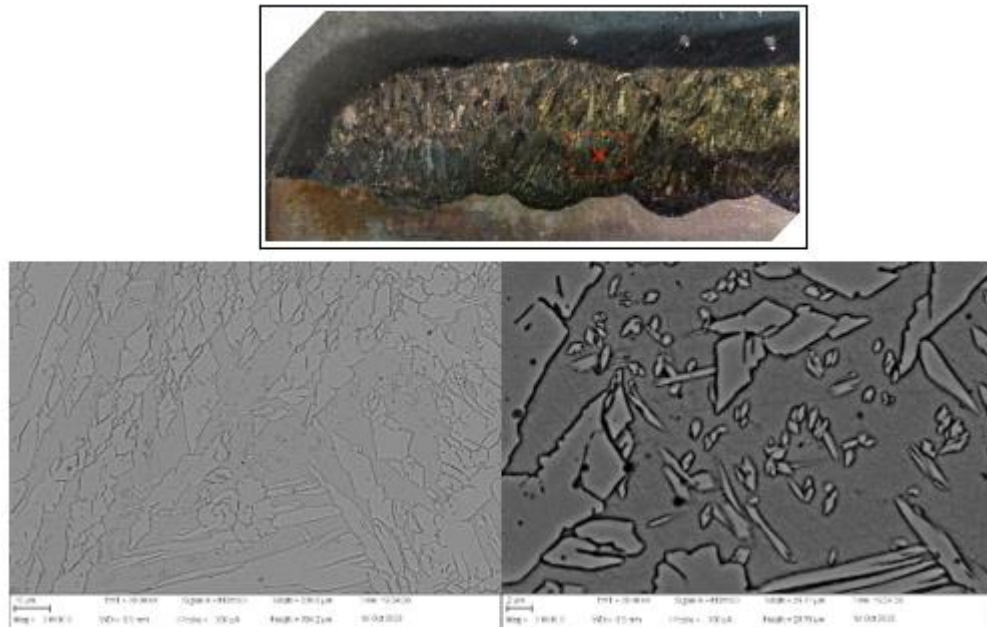


Figura 54. Micrografía de la probeta L2M, ubicación 8 del barrido de micro dureza.

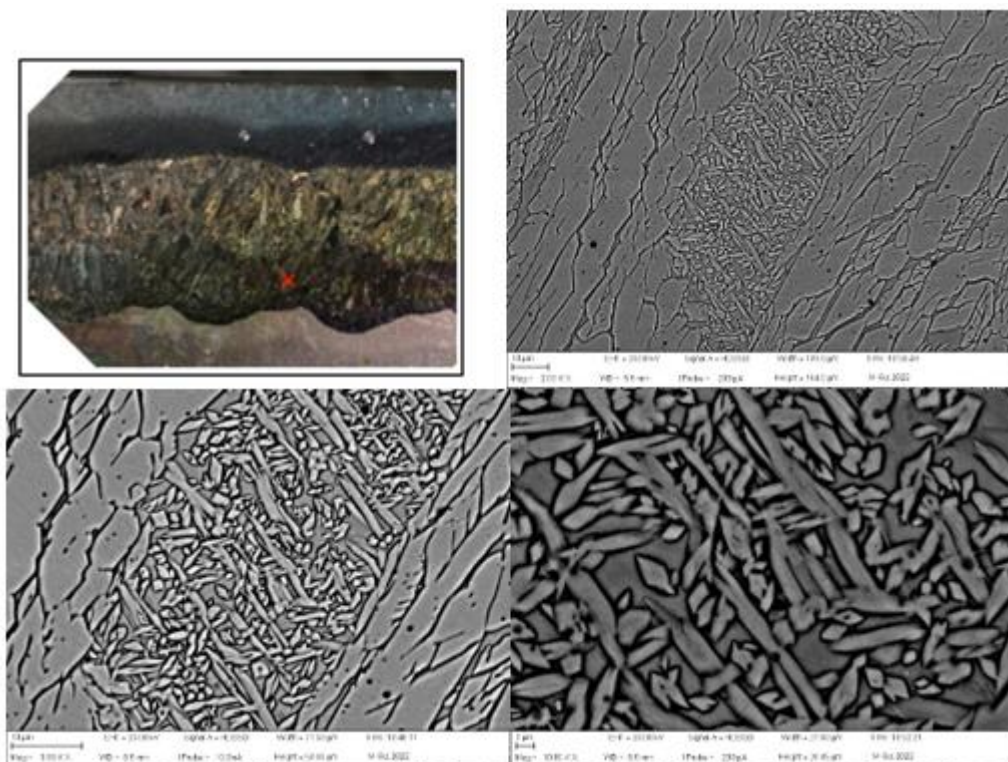


Figura 55. Micrografía de la probeta L2M, ubicación 11 del barrido de micro dureza.

Tabla 14. Valores promedio de composición química.

Caracterización	Figura 54			Figura 55		
	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]
Ferrita	24.28	7.55	0.65	24.28	6.86	0.83
Aus. Primaria	23.26	7.98	0.38	22.03	8.49	0.76
Aus. Secundaria	21.59	8.7	0.56	19.91	7.87	0.57

Los resultados registrados arrojaron que la ferrita está constituida por mayor contenido de Cr y Mo, en comparación con la austenita. Los valores medidos fueron de 24.28 % de Cr y entre 0.65 y 0.83 % de Mo, ambos en la fase ferrítica. Este resultado es aceptable dado que estos elementos de aleación son alfégeno, es decir, promueven la formación de ferrita. Por otra parte, la austenita primaria arrojó mayor contenido de Ni, en comparación con la ferrita dado que este elemento es gammageno. Los valores calculados variaron entre el 7.98 y 8,5 % de Ni en austenita, mientras que en la ferrita se registraron valores entre el 6.86 y 7.5% de Ni.

El volumen de fracción de  $\gamma_2$  depende en gran medida, del nivel de calor aportado, como también del tiempo y temperatura de exposición. En general se observó, visualmente a través del SEM, contenidos de austenita secundaria en el interior de los granos de ferrita, en todas las muestras. Particularmente, las muestras de dos capas y mayor nivel de calor aportado, arrojaron grandes campos de austenita secundaria en la primera capa. La ubicación predominante del precipitado justifica la necesidad de un recalentamiento para que ocurra la nucleación del mismo. Asimismo, se observa que la figura 55 posee mayor cantidad de  $\gamma_2$ , con respecto a la figura 54. La fundamentación de este fenómeno radica, nuevamente en la ubicación de análisis. El recalentamiento, producto de la segunda capa, permitió una mayor exposición en tiempo y temperatura elevados, lo cual permite mayor tiempo para la reactivación de mecanismos de difusión para que ocurran estos precipitados. Una de las formas de diferenciar la  $\gamma_2$  de la  $\gamma_1$  es a partir de los resultados de microanálisis de composición química EDS con rayos X, ya que esta presenta contenidos superiores de Ni y bajos contenidos de Cr. Los resultados de la tabla 14 verifican lo mencionado. Se registraron valores de Cr de 21,6 % y 19,9 %, en  $\gamma_2$ . Este valor inferior es consistente con el mecanismo de formación de dicha estructura. El mismo sostiene que el crecimiento de  $\gamma_2$  ocurre en el interior de la ferrita o partir de un borde de grano, cuando existen recalentamientos que reactivan los mecanismos de difusión que permiten disolver los nitruros de cromo, permitiendo la nucleación de esta nueva estructura. (NOWACKI Jerzy, 2006). A su vez, es posible afirmar que la austenita secundaria presenta los menores valores de PREN lo cual está relacionado a que esta fase se considera un sitio preferencial para la formación de pits producto de sus menores contenidos de Cr. Se afirma entonces, que mayor contenido de austenita secundaria, produce menores propiedades de resistencia a la corrosión localizada. (ZHIQIANG ZHANG, 2017)

Por otro lado, se realizó búsqueda de nitruros de cromo, cuando se detectaban inclusiones extrañas, en la cercanía de los campos extensos de austenita secundaria. Sin embargo, no se registró la presencia de estos precipitados dado que en caso de existir los resultados arrojarían valores de composición química de Cr elevados, entre el 50 y 80%. Asimismo, se buscó carburos, mediante técnicas de contraste de brillo en SEM y evaluación de concentración de carbono. Los análisis realizados no arrojaron presencia de partículas perniciosas. (LILJAS, et al., 2008).

La explicación de la aparición de los nitruros de cromo consiste en entender la diferencia de solubilidad que tiene el nitrógeno en la ferrita (menor) con respecto en la austenita (mayor). Ante velocidad de enfriamiento rápidas, el nitrógeno no puede difundir en la matriz ferrítica por lo que se producen las precipitaciones de nitruros de cromo. Luego, ante nuevos ciclos de soldadura se depositan cordones adyacentes que generan recalentamientos. Estas zonas sufren una recristalización. Esta zona es caracterizada por la nucleación de gran contenido de austenita secundaria y modificación de las formas de la austenita primaria (APT), producto de la reactivación de los mecanismos de difusión del nitrógeno de los nitruros de cromo. Este

elemento de aleación se difunde y genera las estructuras morfológicas de  $\gamma_2$  a partir de la disolución de los precipitados.

#### 5.1.6.4 Análisis microestructural en diferentes zonas.

En la figura 56 se observa una micrografía de la muestra L1A con un análisis de composición química EDS Line Scan. La ubicación del mismo corresponde a la interfase de dos cordones de soldadura. El extremo derecho de la imagen está cercano al metal base, mientras que el extremo izquierdo se encuentra cercano a la superficie del recubrimiento.

Se registró un aumento del contenido de Fe producto de la dilución correspondiente a la cercanía al metal de base del cordón de soldadura adyacente al mismo. Asimismo, se registró un leve aumento de contenido de Cr, en el segundo cordón. Por otra parte, no se registraron variaciones en los contenidos Ni, Mo y Mn. Es interesante notar, que la zona derecha de la imagen sufrió un recalentamiento producto de la superposición del segundo cordón. Consecuentemente, se observó mayor presencia de austenita, con respecto a la zona izquierda, la cual presenta mayor contenido de ferrita, hecho que se evidencia con el cambio en el contenido de Cr, elemento alfégeno, en el análisis de composición química lineal.

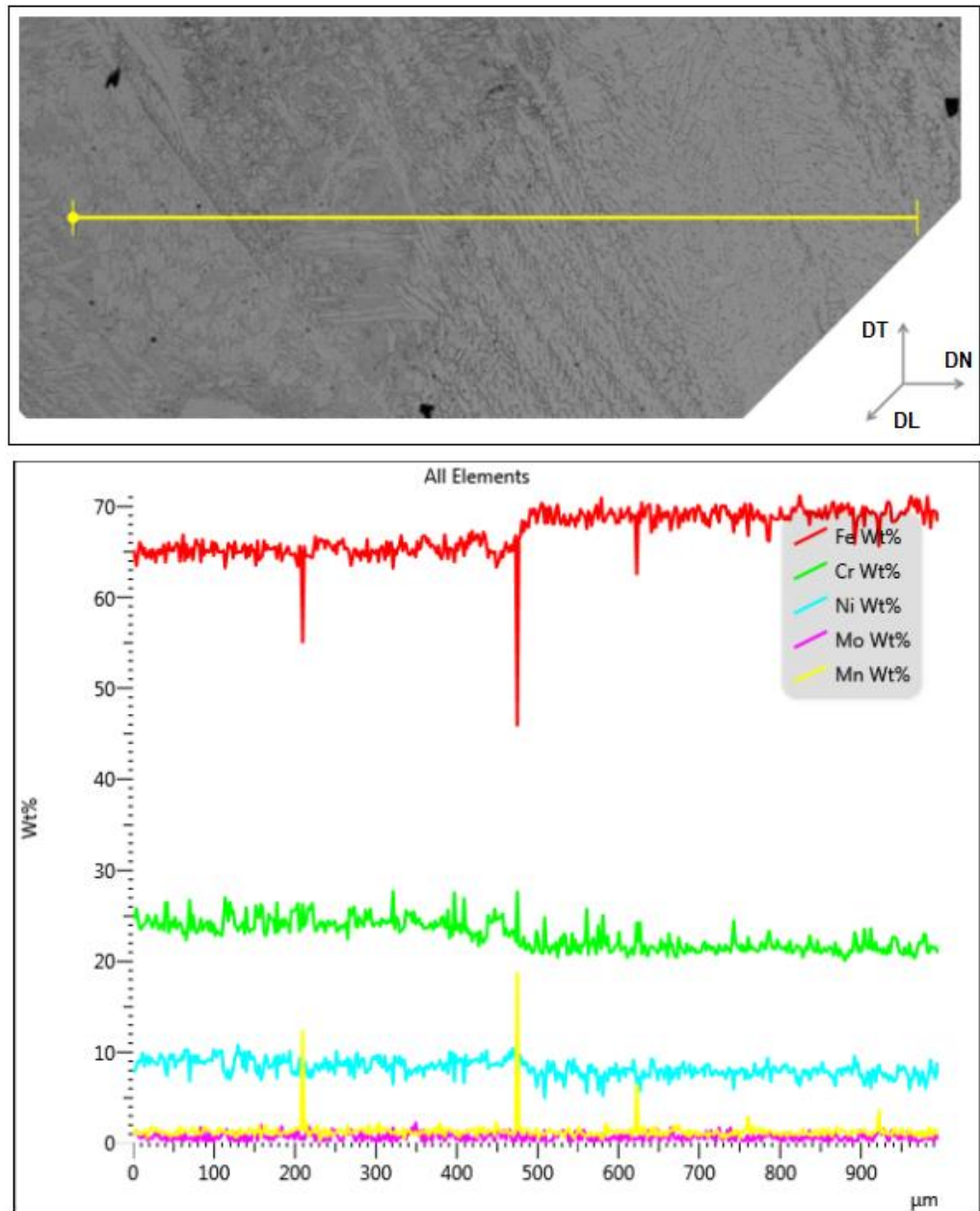


Figura 56. Análisis de composición química mediante EDS Line Scan, de la muestra L1A.

En la figura 57-A se observa una macrografía de la probeta obtenida mediante la técnica de electrones secundarios. La imagen de la figura 57-B es una micrografía en donde se muestra la zona de transición de la muestra L1B. Se comparó la composición química de C de la zona de estudio con respecto a zonas cercanas a la superficie del recubrimiento de soldadura. El objetivo fue determinar la presencia de estructura martensita debido a que las improntas de durezas arrojaron máximos en dicha zona.

Los resultados determinaron, puntos localizados en la inmediación del borde de fusión, con gran contenido de carbono, por lo cual existe presencia de un gradiente de concentración de carbono. Sin embargo, estas zonas o puntos se presentaron aislados por lo cual es posible afirmar que no se encontró una banda de estructura martensítica continua a lo largo de toda la interfaz entre el metal de soldadura y el metal base.



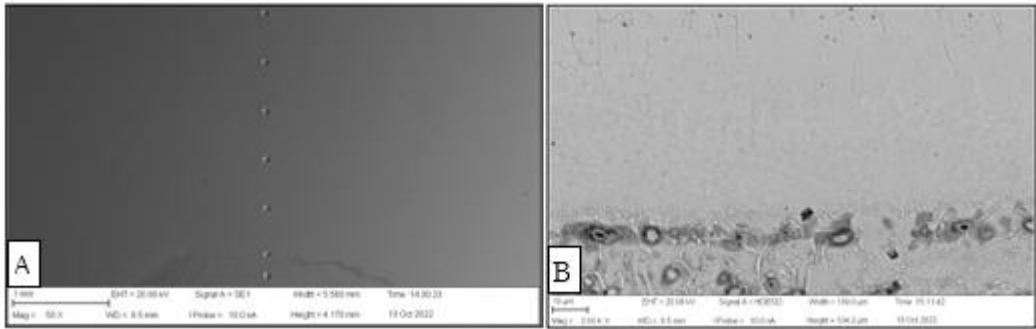


Figura 57. Imágenes de la probeta L1B obtenida mediante SEM. A) Macrografía adquirida por electrones secundarias. B) Macrografía de la interfaz del metal base y metal de soldadura.

En la figura 58 se observa una micrografía correspondiente a la muestra L1B, cercana a la zona de la segunda impronta de dureza, con respecto al metal base. En la misma se identificó una estructura nueva. Consecuentemente, se realizó, en primer lugar, un análisis de composición química EDS local, véase [anexo 8](#), y en segundo lugar, un análisis de mapeo de distribución Line Scan de elementos de aleación.

En la figura 58 se observan los gradientes espaciales de los elementos de aleación. En conjunto con la medición de composición química realizadas, se determinó que esta estructura contenía contenidos de C y Fe en exceso, en comparación con el resto de la microestructura. A su vez, se evidenció una notable pérdida de elementos de Cr y Ni. Los valores registrados fueron 12,9 % y 4,1%, respectivamente.

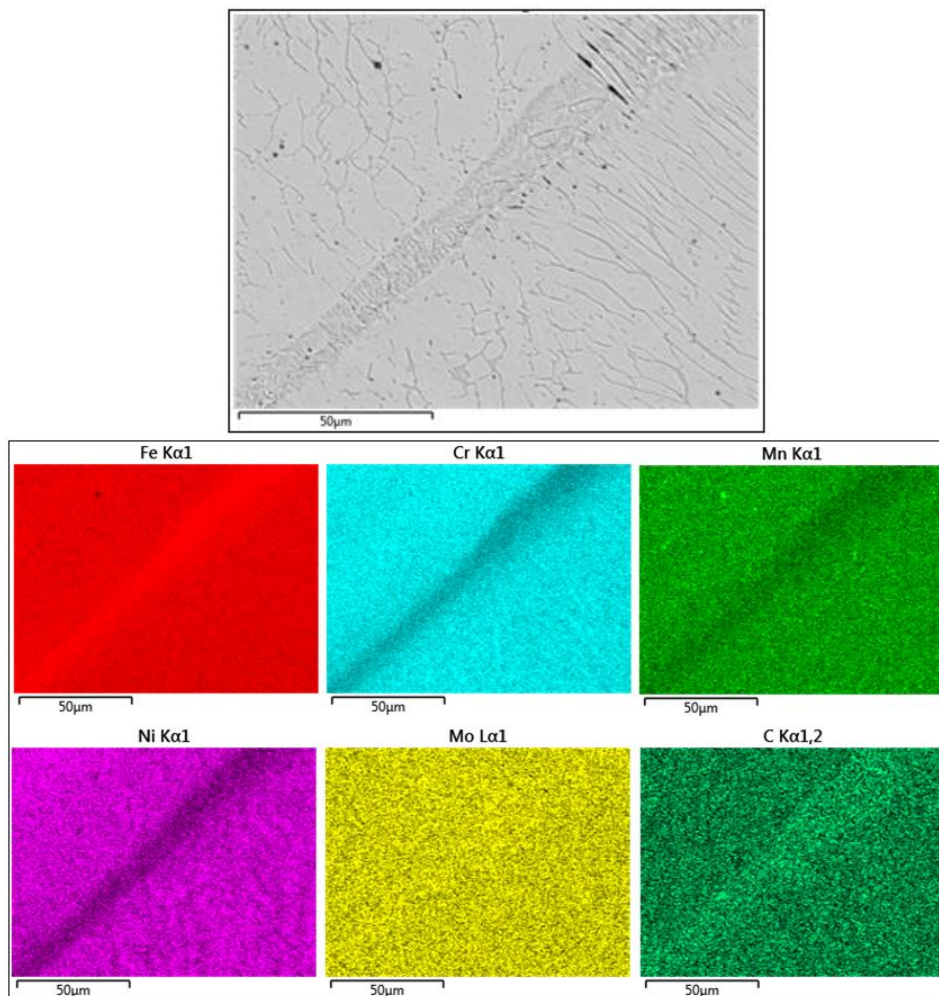


Figura 58. Imagen de mapeo de distribución de elementos de aleación.

### 5.1.7 Cuantificación de fases mediante Ferritómetro.

Se realizó la cuantificación de fases mediante el Ferritómetro. En la tabla 15 se muestran los resultados obtenidos. Los ensayos de cuantificación de ferrita mediante Ferritómetro se realizaron siguiendo la metodología detallada en la [sección 4.3.7](#).

Tabla 15. Valores de medición de ferrita mediante Ferritómetro.

Muestra - Medición	1	2	3	4	5	6	7	Promedio	Desviación estándar
L1B	17.3	18.3	16.8	12.6	15.9	18	18.7	16.80	2.08
L1M	23.5	18.6	26.7	30.2	25.6	26.6	26.9	25.44	3.61
L1A	27.7	26	28	26.5	27.3	26.4	26.8	26.96	0.73
L2B	30.7	29.4	30.2	30.7	30	31	31.8	30.54	0.77
L2M	27.4	30.8	29.9	28.4	30.8	29.3	29.9	29.50	1.25
L2A	27.6	29.4	25.2	28.6	28	26.9	27.5	27.60	1.33

A partir de los valores promedios de contenido de ferrita y valores de desviación estándar muestrales, se determinó que existe mayor contenido de la fase mencionada, en los recubrimientos de dos capas. No obstante, se destaca, en primer lugar, la similitud que existe entre la muestra L1A y L2A y, en segundo lugar, la mayor dispersión de valores registrados, correspondiente a la muestra L1M.

En la figura 59, se observa la relación que existe entre la cantidad de ferrita FN y el calor aportado, para los recubrimientos de una y dos capas.

Se presentaron tendencias diferentes. Para los recubrimientos de 2 capas se evidencia que, a mayor calor aportado, existe menor cantidad de ferrita delta. Esto puede asociarse al hecho de que mayor calor aportado, produce menor velocidad de enfriamiento y mayor tiempo de transformación en estado sólido de ferrita a austenita, obteniendo menor contenido de ferrita resultante. A diferencia de esta tendencia, en los recubrimientos de 1 capa, la ferrita delta aumenta, en la medida que aumenta el nivel del calor aportado. Esto puede justificarse en base a los valores obtenidos de dilución, geométrica y química, en relación al nivel de calor aportado, en secciones anteriores. A mayor calor aportado, existe menor dilución de elementos aleantes gammágeno, entre ellos el C y el Mn, por lo cual se obtienen menores contenidos de austenita y mayores contenidos de ferrita. Por lo tanto, una posible fundamentación radica en la ausencia de elementos gammágeno, principalmente el carbono, el cual es determinante en el balance microestructural, ante altos niveles de HI.

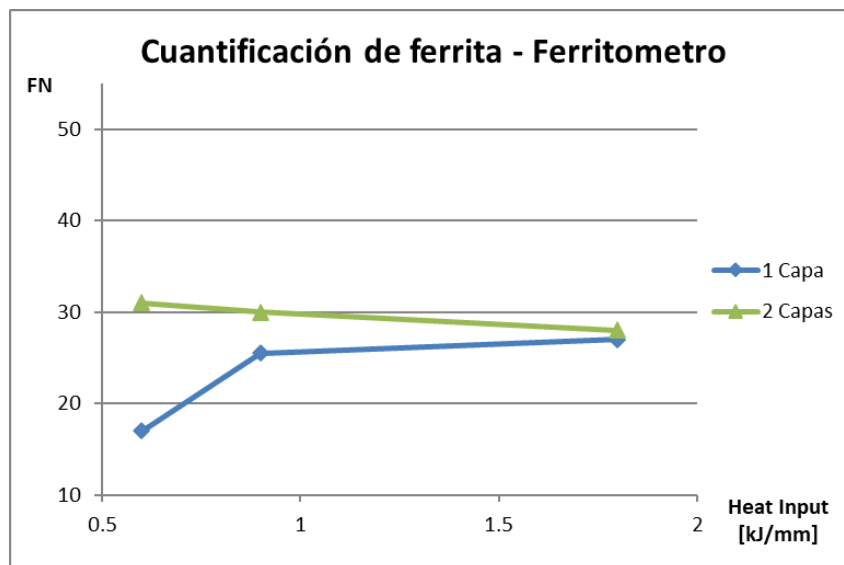


Figura 59. Cuantificación de ferrita mediante Ferritómetro.

### 5.1.8 Cuantificación de fases mediante metalografía óptica.

Se realizó la cuantificación de fases mediante metalografía óptica. En la tabla 16 se muestran los resultados obtenidos.

La cuantificación de ferrita mediante procesamiento digital de imágenes se realizó de acuerdo a la metodología detallada en la [sección 4.3.8](#). A fin de obtener valores comparables se correlaciono los registros de valores de porcentaje de ferrita a FN, véase [anexo 4](#).

Se determinó una diferencia considerando el balance microestructural y nivel de dilución, en los recubrimientos de doble capa. Asimismo, para las tres muestras, se observó mayor contenido de ferrita en la segunda capa. Esto probablemente es debido a que la segunda capa posee contenidos de dilución menores que los de la primera capa.

Tabla 16. Valores de medición de ferrita mediante metalografía óptica.

Cupon / Cordón	I [%]	II [%]	III [%]	IV [%]	V [%]	Promedio Capa 1 [%]	Desviación estandar	VI [%]	VII [%]	VIII [%]	IX [%]	Promedio Capa 2 [%]	Desviación estandar
L1B	26.25	23.72	31.93	24.93	23.93	<b>26.15</b>	3.38	-	-	-	-	-	-
L1M	39.03	30.47	32.84	27.20	32.91	<b>32.49</b>	4.33	-	-	-	-	-	-
L1A	33.47	39.94	39.04	43.52	41.52	<b>39.50</b>	3.77	-	-	-	-	-	-
L2B	27.25	28.64	28.59	25.90	28.16	<b>27.71</b>	1.15	37.80	41.41	41.59	40.78	<b>40.39</b>	1.77
L2M	25.22	28.73	27.61	26.52	27.20	<b>27.06</b>	1.30	45.91	47.73	44.65	47.28	<b>46.39</b>	1.40
L2A	35.51	37.27	35.83	32.55	29.14	<b>34.06</b>	3.24	38.82	40.89	40.32	39.73	<b>39.94</b>	0.88

Cupon / Cordón	I [FN]	II [FN]	III [FN]	IV [FN]	V [FN]	Promedio Capa 1 [FN]	Desviación estandar	VI [FN]	VII [FN]	VIII [FN]	IX [FN]	Promedio Capa 2 [FN]	Desviación estandar
L1B	28.00	23.00	36.50	25.00	23.50	<b>27.20</b>	5.55	-	-	-	-	-	-
L1M	50.00	34.00	36.50	29.00	37.00	<b>37.30</b>	7.77	-	-	-	-	-	-
L1A	39.00	50.00	49.00	56.00	54.00	<b>49.60</b>	6.58	-	-	-	-	-	-
L2B	29.00	30.00	31.00	27.00	30.00	<b>29.40</b>	1.52	47.00	52.00	52.00	50.50	<b>50.38</b>	2.36
L2M	27.00	30.00	29.00	28.00	29.00	<b>28.60</b>	1.14	58.00	60.00	57.00	61.00	<b>59.00</b>	1.83
L2A	42.00	45.00	43.00	37.00	32.00	<b>39.80</b>	5.26	49.00	50.50	50.50	50.00	<b>50.00</b>	0.71

En la figura 60, se observa la relación que existe en la cantidad de ferrita FN y el calor aportado, para los recubrimientos de una y dos capas. Por tratarse de recargues resistentes a la corrosión, los valores FN graficados corresponden al promedio total de contenido de ferrita de la capa próxima a la superficie.

Se observó una tendencia similar en el contenido de ferrita en función del calor aportado. Para ambos recubrimientos, existe un aumento de cantidad de ferrita a medida que aumenta el calor aportado. Nuevamente, esta tendencia puede estar fundamentada en el efecto de la dilución. Se debe notar que, para 1 capa, donde existe mayores valores de dilución, la tasa de aumento de ferrita con respecto a la variación del calor aportado, es mayor que para 2 capas. Los recubrimientos de 1 capa arrojaron valores de ferrita que oscilan entre 27.2 y 49.6 FN, mientras que los depósitos de 2 capas arrojaron valores comprendidos en el rango de 50 y 59 FN. Se determinó que las muestras L1A, L2B y L2A se encuentran balanceada microestructural mente, es decir poseen 50% de ferrita y 50% de austenita, lo cual está asociado a condiciones óptimas en cuanto a las propiedades de resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas. Sin embargo, se determinó mayor dispersión de los valores asociados a los recargues de una capa, lo cual evidencia diferentes niveles de confiabilidad en cuanto a la representatividad de los datos.

Otro aspecto interesante a notar radica en la existencia de una diferencia de valores de FN del 15% aproximadamente, entre los dos métodos de cuantificación. Esto se debe a que los valores tomados con el Ferritómetro son distorsionados por la textura cristalográfica de la superficie del metal. Debido a esto la cuantificación metalográfica arroja valores más representativos.

Por un lado, aumentar el calor aportado, disminuye el contenido de ferrita debido a que existe menor velocidad de enfriamiento lo cual genera mayor tiempo para que ocurra la transformación sólida de ferrita a austenita, generando de este modo, un menor contenido final de ferrita. Por otro lado, al aumentar el calor aportado se produce, una disminución en la dilución. Teóricamente, esto genera, un aumento en el contenido de ferrita, asociado probablemente, a una disminución del efecto gammageno del carbono. Es decir, deberá existir un balance entre estos dos fenómenos de forma tal que se garantice la microestructura deseada.

En conclusión, analizando los datos registrados por ambos métodos de cuantificación, es necesario dejar en claro el efecto opuesto en la determinación de la microestructura que posee la dilución y el calor aportado.

1. Mayor calor aportado → Menor velocidad de enfriamiento → Mayor tiempo de transformación de ferrita en austenita → Menor contenido de ferrita.

2. Mayor calor aportado → Menor dilución del metal de aporte con el metal base → Mayor contenido de ferrita.

El primer efecto mencionado es teórico y justifica el hecho de la disminución de contenido de ferrita ante aumentos de calor aportado, mientras que el segundo es empírico, es decir se determinó a partir del presente trabajo. La justificación del aumento de ferrita en función del calor aportado se encuentra basado en la disminución de dilución, geométrica y química, que existe, ante aumentos de calor aportado.

Para recubrimientos de 1 capa, es evidente que la dilución tiene una mayor influencia sobre el contenido de ferrita respecto a la velocidad de enfriamiento ya que en las cuantificaciones de ferrita realizadas mediante Ferritómetro y mediante análisis de imágenes, el contenido de ferrita aumento al aumentar el calor aportado. Mientras que, para los recubrimientos de 2 capas, pareciera que existe un mayor balance entre estos dos efectos determinantes en el equilibrio microestructural del recargue.

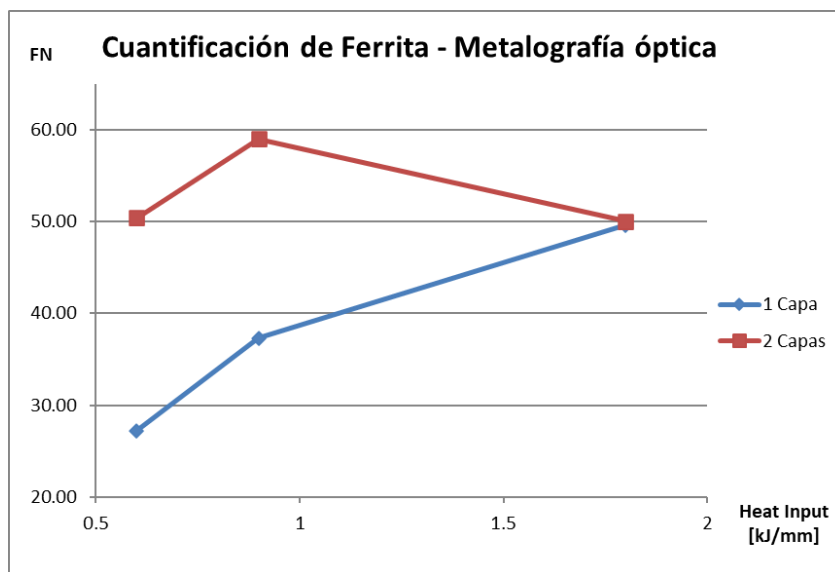


Figura 60. Cuantificación de ferrita mediante análisis de imágenes.

### 5.1.9 Barrido de micro dureza Vickers.

En la tabla 17 se observa el promedio de los valores del barrido transversal de dureza Vickers HV 0.5. Los valores obtenidos corresponden a las improntas de dureza realizadas en la actividad de la [sección 4.3.8](#). Se obtuvo un valor promedio de dureza de cada barrido transversal, de cada capa, véase [anexo 9](#).

Tabla 17. Valores promedios del barrido transversal de dureza Vickers.

Muestra	1 Capa	Desviación estándar	2 Capa	Desviación estándar
L1B	229.60	9.36	-	-
L1M	231.93	7.95	-	-
L1A	233.00	6.53	-	-
L2B	233.33	11.52	240.17	5.59
L2M	237.20	7.67	237.25	6.74
L2A	230.07	5.98	235.42	6.99

En la figura 61 se graficaron los diferentes niveles de dureza promedio, para cada tipo de revestimiento, en función del nivel de calor aportado. Por tratarse de recargues resistentes a la corrosión, se analizó el valor de dureza de la única capa para los recubrimientos de una capa y se analizó el valor de dureza de la segunda capa para los recubrimientos de dos capas.

Los resultados obtenidos determinaron que no existen variaciones en el valor de dureza Vickers HV0.5, para todos los recargues con metal de aporte LDSS.

En la figura 62 y 63 se graficaron los barridos HV (Hardness Vickers) en la dirección normal, para los tres tipos de nivel de calor aportado, de los recubrimientos de una y dos capas, respectivamente. En el eje de las abscisas se representa el milímetro como unidad de longitud, equivalente a la altura y la penetración del depósito de soldadura. El valor cero equivale al centro del metal base. El primer valor de dureza corresponde a la zona afectada por el calor del metal base, el segundo valor corresponde a la interfaz entre metal de soldadura y el metal base. Se realizaron improntas cada 0.5 mm en el interior del recubrimiento. Los análisis de datos corresponden a los valores promedio de los barridos HV, véase [anexo 10](#).

A partir de la figura 61, se observó que los revestimientos de 2 capas poseen una dureza mayor que aquellos de 1 capa en los casos en que se compara bajo y medio HI. Esto puede estar justificado en base a los menores niveles de dilución de los recubrimientos de dos capas. Para el caso de comparación de las muestras con alto calor aportado, se observa que arrojaron valores de dureza similares.

En segundo lugar, se determinaron tendencias diferentes en los valores de dureza en función de HI. Para los depósitos de una capa, se registró mayor dureza a mayor calor aportado. Los valores obtenidos, en orden creciente de HI, fueron 229.5 HV, 232 HV y 233 HV. Esta primera tendencia puede ser atribuible a dos factores que se relacionan entre sí. El primero está asociado a la mayor dureza que posee la ferrita, en comparación con la fase austenita. (WESTIN, 2010). El segundo factor se basa en conclusiones obtenidas en la [sección 5.1.7](#) y [5.1.8](#) dado que se registró un aumento de contenido de ferrita, a medida que se aumentó el calor aportado, para los recubrimientos de 1 capa. Por otra parte, los recubrimientos de dos capas, arrojaron valores similares para alto y medio calor aportado. Es decir, se registró un aumento de 236.8 HV a 237.2 HV y luego una caída a 232.8 HV. Esta disminución de dureza para la muestra de alto calor aportado puede ser atribuible a la velocidad de enfriamiento y consecuente evolución microestructural de fases. Un mayor calor aportado determina una menor velocidad de enfriamiento y por lo tanto mayor tiempo para transformación de fase de ferrita a austenita, la cual es caracterizada durezas menores.

Sin embargo, no es claro el efecto de la microestructura en la determinación de la dureza. Existen investigadores que determinaron que la dureza de soldaduras de DSS no tiene relación con el contenido de fases ya que encontraron durezas similares en cordones de soldadura con diferentes contenidos de ferrita. Otros autores, en cambio, lograron determinar que la dureza de la austenita secundaria es mayor que la de la ferrita y de la austenita primaria. (MUTHUPANDI, et al., 2003).

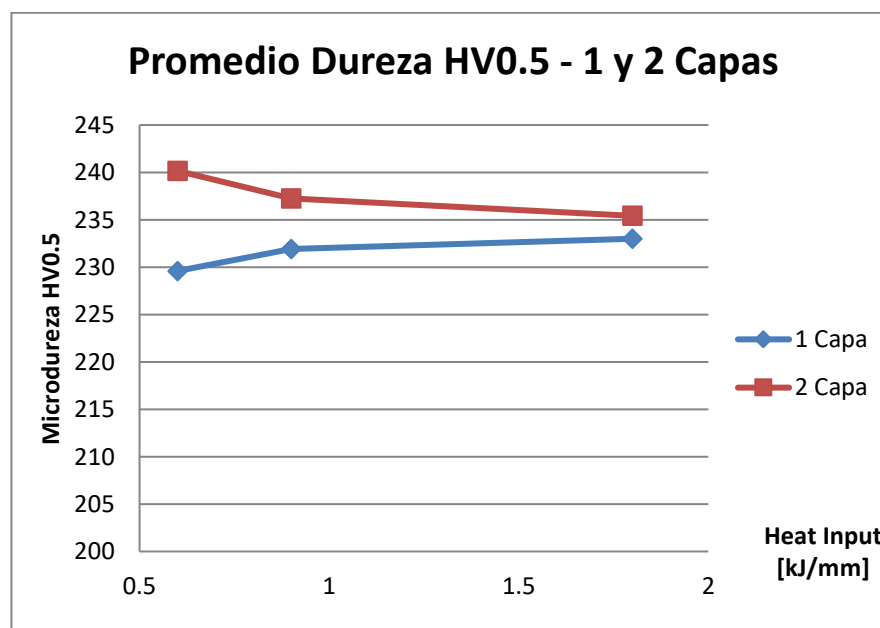


Figura 61. Valor promedio del barrido transversal de dureza Vickers de los recubrimientos LDSS, de 1 y 2 capas, para nivel de calor aportado alto (1.8), medio (0.9) y bajo (0.6).

En la figura 62 y 63 se observan tendencias similares en los barridos de HV en la dirección normal de las muestras. El primer valor corresponde a la ZAC del metal base, la cual arroja valores desde 140 a 180 HV, notablemente inferior a los valores de dureza obtenidos de los recubrimientos LDSS. Luego, se observó un gran aumento de HV, determinando un pico en el relevamiento de dureza, en ambos gráficos. El fundamento radica en el desarrollo de una estructura martensítica en la interfaz entre el metal base y el metal de soldadura, llamada zona de transición, tal como se mencionó en la [sección 3.8](#).

En la figura 62 se observó que los recubrimientos de una capa no arrojaron grandes variaciones a lo largo de la altura de los recubrimientos. Sin embargo, los valores promedio de los tres barridos de dureza Vickers fueron 222, 233 y 224, para bajo, medio y alto nivel de HI. A pesar que el barrido se realizó en una dirección diferente, se evidencio que no existe coincidencia con los resultados graficados en la figura 52.

A partir de la figura 63 es interesante notar, para los recubrimientos de dos capas, que no se determinaron grandes variaciones de dureza entre los depósitos de soldadura de la primer y segunda capa. Por otra parte, comparativamente, se establecieron similitudes entre los valores HV obtenidos con los barridos en dirección transversal en los recubrimientos de dos capas, de la figura 61. El promedio de los valores obtenido de cada barrido en la dirección normal, arrojaron valores HV de 236, 240 y 230, para nivel de HI bajo, medio y alto, respectivamente. Esta relación entre dureza y nivel de HI coincide para ambos barridos HV.

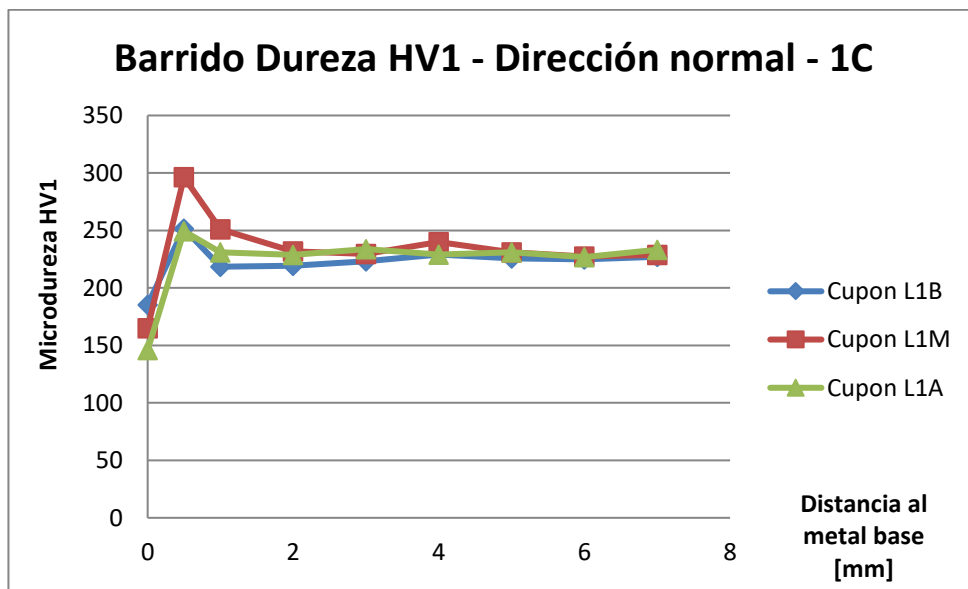


Figura 62. Barrido de dureza Vickers en dirección normal de los recubrimientos LDSS de 1 capa.

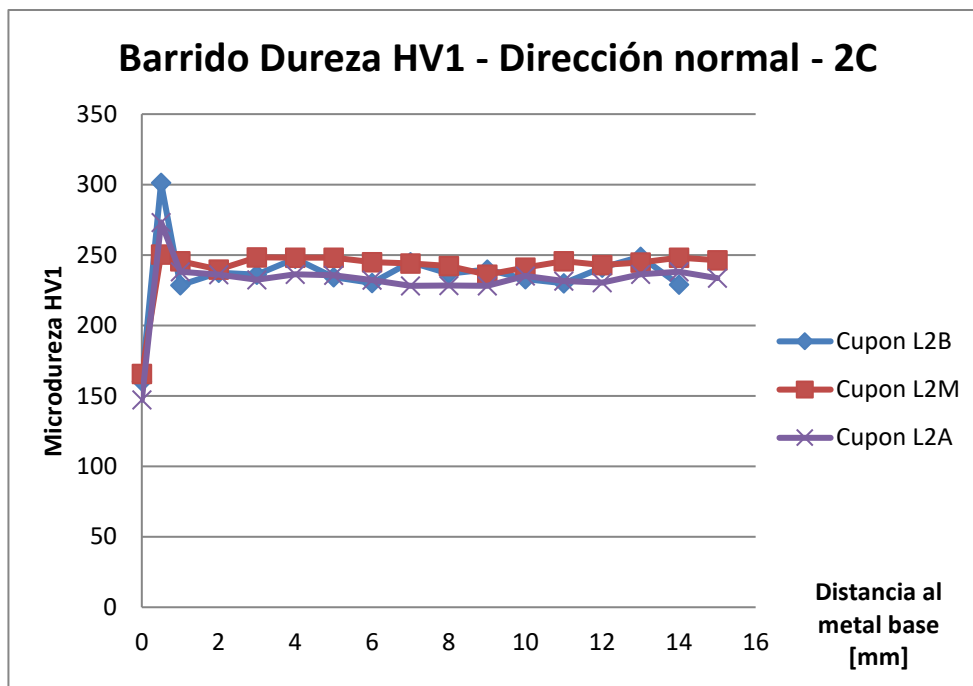


Figura 63. Barrido de dureza Vickers en dirección normal de los recubrimientos LDSS de 2 capas.

#### 5.1.10 Ensayos de corrosión.

En la tabla 18 se observan los resultados obtenidos del ensayo de corrosión de pérdida de peso realizado de acuerdo a la Norma ASTM A923-14 Método C, sobre 6 muestras de soldaduras de acero inoxidable lean duplex.

Tabla 18. Valores obtenidos del ensayo de corrosión – Norma ASTM A923-14 Método C.

Muestra	Peso inicial [g]	Peso final [g]	Perdida de peso [mg]	Superficie expuesta [dm <sup>2</sup> ]	Tiempo [días]	Velocidad de corrosión [mdd]
L1B	6,5124	6,1689	343,5	0,10760	1	3192,38
L1M	3,4118	3,246	165,8	0,10670	1	1553,89
L1A	5,1593	4,9551	204,2	0,10540	1	1937,38
L2B	4,6904	4,479	211,4	0,08910	1	2372,62
L2M	7,1259	7,055	70,9	0,11270	1	629,10
L2A	5,1655	5,057	108,5	0,10770	1	1007,43

Teniendo en cuenta el criterio de aceptación que fija la norma se determinó que el ensayo no fue aceptado para los recubrimientos LDSS ya que todas las muestras superaron ampliamente, el valor umbral de 10 mdd, mg de pérdida de peso por unidad de decímetro cuadrado y por día. Probablemente, esto se debe a que el ensayo fue llevado a cabo a una temperatura de 24°C y la temperatura crítica de picado es de 25°C (ZAPPA, 2014). Si bien el ensayo permite evaluar la resistencia a la corrosión generalizada, se debe aclarar que el mecanismo de corrosión predominante que se observó estuvo principalmente asociado al pitting. Es decir, la gran pérdida de peso, de todas las muestras, estuvo asociado a la corrosión localizada.

En la figura 64 se observa las muestras post ensayo. Tal como lo menciona la norma de referencia, el mecanismo de corrosión predominante fue el pitting. Si bien el mecanismo que se pretende analizar es la corrosión generalizada o uniforme, la norma tiene en cuenta esta tendencia predominante y normaliza el ensayo a partir del tamaño y forma de muestras permitidas. No obstante, se observó una ligera relación entre el PREN calculado en la [sección](#)



[5.1.3](#) y la velocidad de corrosión del ensayo. Se determinó que un mayor valor de PREN, corresponde a una menor velocidad de corrosión uniforme.

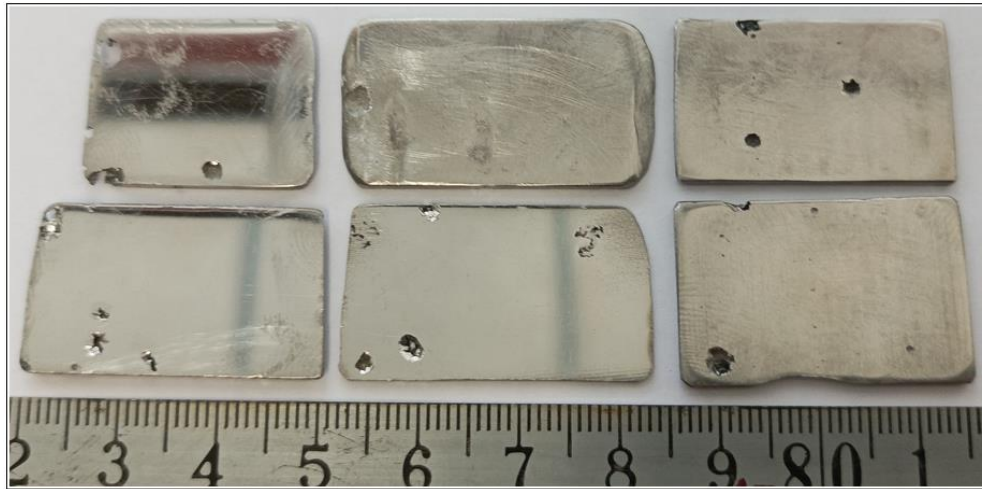


Figura 64. Imagen de muestras post ensayo de corrosión.

En la figura 65 se observa los resultados de la relación entre el nivel de calor aportado y la velocidad de corrosión para los recubrimientos de 1 y 2 capas.

Se registró la misma tendencia de velocidad de corrosión en función del nivel de calor aportado para los recubrimientos de 1 y 2 capas. Esta variable disminuyó desde 0.6 a 0.9 kJ/mm y aumento de 0.9 a 1.8 kJ/mm. No obstante, se debe diferenciar a los depósitos de dos capas que registraron valores de velocidad de corrosión generalizada menores que aquellos de una capa. Esta tendencia se puede explicar a través de los menores valores de dilución registrados por los depósitos de dos capas.

La muestra con menor resistencia a la corrosión fue L1B, esto podría deberse a la presencia de escoria atrapada observada durante la inspección visual. La muestra con mayor resistencia a la corrosión fue L2M.

Algunos autores coinciden en que la ferrita es la microestructura que posee mayor tendencia a funcionar como sitio preferencial de los daños localizados o pits. Este comportamiento se analizó interpretando el efecto alfégeno del Cr y el Mo, el efecto gammageno del N y la mayor tasa de difusividad que posee este último aleante en la austenita. Los mecanismos de difusión en la microestructura permiten que la austenita adquiera mayor resistencia a la corrosión que la ferrita. Esto es debido a que el N es un elemento intersticial gammageno y posee mayor potencial de difusividad que el Cr y el Mo. Por un lado, el balance resultante es austenita enriquecida en N y ferrita empobrecida de N, y por el otro lado, austenita empobrecida de Cr y Mo, a expensas del enriquecimiento por parte de la ferrita. El efecto del N adquiere mayor importancia en la austenita, en comparación con la reducción de Cr y Mo que sufre esta misma fase. Cuando existen grandes cantidades de austenita secundaria, mayor es la diferencia de resistencia de corrosión ya que esta estructura crece a partir de un mecanismo de crecimientos cooperativo por el cual extrae N de la ferrita. (RIVAS, 2014). Esto podría justificar el aumento de velocidad de corrosión que se registró desde 0.9 a 1.8 kJ/mm de calor aportado dado que en la evaluación de cuantificación metalográfica de ferrita de la [sección 5.1.8](#), se determinó aumento de la fase  $\alpha$ , en el rango correspondiente, para los recubrimientos de 1 y 2 capas. Sin embargo, otros autores sostienen que la austenita secundaria produce una notable pérdida de resistencia al pitting debido a los valores de PREN menores, con respecto a la ferrita y la austenita primaria. (ZHIQIANG ZHANG, 2017). Esta tendencia fue registrada en los análisis de composición química de la  $\gamma_2$  con el SEM, ya que la fase mencionada registró una notable disminución de porcentaje de Cr.

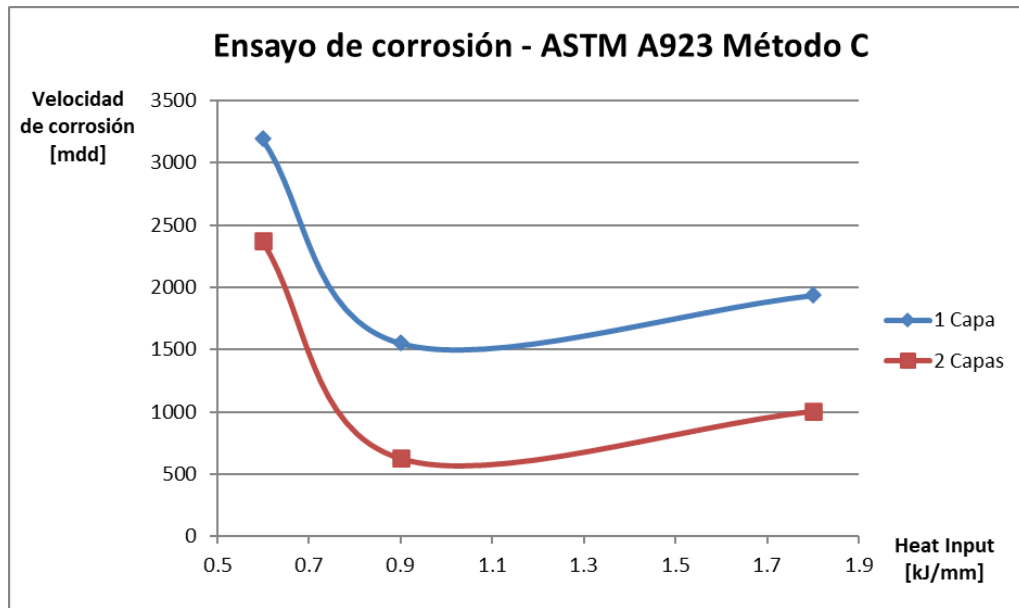


Figura 65. Relación entre velocidad de corrosión, calor aportado y cantidad de capas.

## 6 CONCLUSIONES

La evaluación del efecto del calor aportado y de la cantidad de capas sobre la evolución microestructural en recubrimientos de aceros inoxidable lean duplex (LDSS) realizados mediante el proceso de soldadura GMAW-C, determinó las siguientes conclusiones.

- El aumento del calor aportado, generó un aumento en el volumen del material depositado (ancho, alto y penetración) dando como resultado una disminución de la dilución para los cupones soldados con una y dos capas. Las condiciones de soldaduras con menor dilución geométrica fueron las correspondientes a la muestra L2A, en la cual se determinó un valor de 11% de dilución. Mientras que la probeta L1B presentó el valor con mayor dilución geométrica, un 21%.
- Las condiciones de soldaduras con menor dilución química promedio fueron las correspondientes a L1A y L2A, en las cuales se determinó un 17% de dilución, en ambas muestras. Mientras que la probeta L1B presentó el valor con mayor dilución química, un 31%. En líneas generales, los recubrimientos de dos capas presentaron menores valores de dilución, para ambos métodos de cálculo.
- Mediante ensayos de difracción de rayos X se determinó que la microestructura de los recubrimientos LDSS está conformada por austenita y ferrita. No se caracterización precipitados perjudiciales.
- Mediante ensayos de SEM-EDS se calcularon valores de dilución química local, en todas las muestras transversales, en dirección normal, a lo largo del barrido de dureza. Los resultados de menor dilución química fueron los correspondientes a la muestra L1A.
- Mediante ensayos de SEM-EDS se realizó la caracterización de austenita secundaria en los recubrimientos LDSS. Visualmente se observaron mayor contenido de  $\gamma_2$  en las muestras de dos capas (L2M y L2A), con ubicación predominante en los cordones de la primera capa.
- Mediante cuantificación metalográfica de ferrita, las mejores condiciones de soldaduras, en referencia a equilibrio microestructural resistente a la corrosión, corresponden a las muestras L1A, L2A y L2B, en las cuales se determinó un valor promedio, de 49.6 FN, 50.0 FN y 50.38 FN, respectivamente.
- Mediante cuantificación por Ferritómetro de ferrita, las mejores condiciones de soldaduras, en referencia a equilibrio microestructural, corresponden a la muestra L2B, en la cual se determinó un valor de 30.54 FN promedio.
- Mediante ambos métodos de cuantificación se determinó que las peores condiciones de soldaduras, en referencia a equilibrio microestructural, corresponden a la muestra L1B. Entre ambos métodos de medición de contenido de ferrita se encontraron diferencias en el orden del 15%.
- Mediante los barridos de microdureza, se determinó que las condiciones de soldaduras, en todas las muestras presentaron valores de microdureza uniformes. Para los barridos en dirección transversal, los valores obtenidos arrojaron valores de microdureza HV0.5, entre 230 y 237. Para los barridos en dirección normal, los valores obtenidos arrojaron valores de microdureza HV1 entre 233 y 240. No obstante, la zona afectada por el calor del metal base arrojó valores de microdureza HV1 entre 145 y 160, y la zona de transición entre el metal base y el metal de soldadura arrojó valores de microdureza HV1, entre 250 y 300.
- Para todas las muestras, el ensayo de corrosión de pérdida de peso de acuerdo a la norma ASTM A923 – Método C, no fue aceptado. Las condiciones de soldaduras que determinaron mayor resistencia a la corrosión generalizada fue la correspondiente a la muestra L2M. El mecanismo de corrosión predominante fue el pitting.

El equilibrio microestructural está controlado, mayoritariamente, por el efecto de la dilución en los recubrimientos de una capa, y levemente por el nivel de calor aportado para los recubrimientos de dos capas.

La economía de los recargues, realizados por medio de soldadura por arco eléctrico, depende principalmente de la velocidad de soldadura y de la cantidad de capas. En función de esto es posible afirmar que se determinaron las condiciones de soldadura de la muestra L1A como la mejor opción en relación a características metalúrgicas, economía de material y de tiempo empleado en el proceso de soldadura. La misma presentó una dilución geométrica y química baja, una fracción de ferrita de 49% y un PREN de 25. Si bien las muestras L2A y L2M presentaron un comportamiento mejor frente a la corrosión localizada (PREN) y corrosión uniforme, la muestra L1A conjuga aspectos técnicos y económicos, en referencia a recargues LDSS con menor volumen de soldadura depositada.

En cuanto a las conclusiones personales, he tenido la oportunidad de realizar la preparación metalográfica y ensayos de las muestras en el Laboratorio de Metalografía y Soldadura, lo cual considero una experiencia de formación para la vida profesional. Adicionalmente, el desarrollo del proyecto final me permitió conocer y aprender acerca de los trabajos realizados para la industria y las diferentes líneas de investigación que desarrolla el LMTyS.

### 6.1 Tareas a futuro.

- Realizar recubrimientos de LDX-2101 sobre acero al carbono, con niveles de calor aportado entre el rango 0.9 y 1.5 kJ/mm. Determinar relaciones entre nivel de calor aportado, dilución química y contenido de ferrita.
- Implementar el uso de la técnica de caracterización para medir nitrógeno (N) debido al rol importante que posee en el equilibrio microestructural.
- Realizar ensayo de corrosión ASTM-G48 Método A con el objetivo de evaluar la resistencia a la corrosión localizada (pitting).

## 7 REFERENCIAS

- ABBAS Eghlimi, M. S. K. R., 2014. *Effect of current type on microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steel claddings produced by the gas tungsten arc welding*. s.l.:s.n.
- ADELI, M. G. M. A. a. R. K., 2010. *Pitting corrosion of SAF2205 duplex stainless steel in acetic acid containing bromide and chloride*. s.l.:Chemical Engineering.
- ALLEN, J., 2013. *Effects of overlap and deposition technique on weld-bead shape*. s.l.:Metals Technology.
- ASM, I., 2006. *Chapter. Basic understanding of weld corrosion. Corrosion of Weldments..* s.l.:s.n.
- ASTM, 2011. *ASTM E3. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. s.l.:s.n.
- ASTM, s.f. s.l.:s.n.
- AWS WELDING HANDBOOK 9.4, 2011. *AWS Welding Handbook - Materials and Applications, Part 1 Vol 4, p399..* Miami: American Welding Society.
- AWS, 1995. *American Welding Society A5.22. Specification for Stainless Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding and Stainless Steel Flux Cored Rods for Gas Tungsten Arc Welding*. s.l.:s.n.
- B. CHAKRABARTI, H. D. S. D. T. K. P., 2013. *Effect of Process Parameters on Clad Quality of Duplex Stainless Steel Using GMAW Process*. India: Indian Institute of Metals.
- BALAZS, V., TIMOTHY, P. & MAJLINGER, K., 2018. *Development and Comparison of Quantitative Phase Analysis for Duplex Stainless Steel Weld*. s.l.:s.n.
- BISWAJIT KHARA, M. S., 2016. *Weld Cladding with Austenitic Stainless Steel for Imparting Corrosion Resistance*. India: Indian Welding Journal.
- IRAM-IAS, s.f. *Acindar. Tablas y Equivalencias. Productos y servicios para la construcción civil..* s.l.:s.n.
- KANNAN & MURUGAN., 2006. *Prediction of Ferrite Number of Duplex Stainless Steel Clad Metals Using RSM*, Tamil Nadu, India: Welding Journal, American Welding Society.
- KANNAN, T. a. M. N., 2006. *Prediction of Ferrite Number of duplex stainless steel clad metals using RSM. Welding Journal..* s.l.:s.n.
- KING, 1992. s.l.:s.n.
- KOTECKI & SIEWERT, 1992. *WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram*. Cleveland, Ohio: WELDING RESEARCH SUPPLEMENT.
- LILJAS, M., Johansso, P., Liu, H.-P. & Olsson, C.-O. A., 2008. *Development of a Lean Duplex Stainless Steel*. Sweden: Materials Technology.
- LIPPOLD, J. C., 2015. *Welding Metallurgy and Weldability*. Ohio State University: WILEY.
- LIPPOLD, J. C. K. D. J., 2005. *WELDING METALLURGY AND WELDABILITY OF STAINLESS STEEL*. EE UU, New Jersey - Canada.: JOHN WILEY AND SONS, Publication..
- MAGALHAESA, C. H. X. M. G. L. d. F. L. E., 2017. *Characterization of the Austenite Reformation Mechanisms as a Function of the Initial Ferritic State in a UNS S32304 Duplex Stainless Steel*. Brazil: aEscola de Minas-DEMET-LTM, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, MG, Brazil..
- MANAS KUMAR SAHA, .. D., 2018. *Gas Metal Arc Weld Cladding and its Anti-Corrosive Performance- A Brief Review*. India: Athens Journal of Technology and Engineering - Volume 5, Issue 2 – Pages 155-174.
- MARTINEZ, J., ZAPPA, S., BERARDO, L. & SVOBODA, H., 2020. *Caracterización metalúrgica en recargues de aceros inoxidables superdúplex*. Buenos Aires, Argentina.: s.n.
- Mats Liljas, P. J. H.-P. L. C.-O. A. O., 2008. *Development of a Lean Duplex Stainless Steel*. Sweden,: Outokumpu Stainless, Avesta Research Centre.

MONDAL, A. S. M. K. H. R. a. D. S., 2016. *Influence of heat input on weld bead geometry using duplex stainless steel wire electrode on low alloy steel specimens.* s.l.:Journal of Cogent Engineering.

MONTGOMERY, C. D., 1984. *Design and Analysis of Experiments.* New York: John Wiley & Sons, Inc..

MUTHUPANDI, V., Srinivasan, P. B. & Seshadri., S., 2003. *Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of.* s.l.:Materials Science and Engineering.

NAIMA, y otros, 2019. *Effect of Heat Input on Microstructure, Residual Stress, and Corrosion Resistance of UNS 2101 Lean Duplex Stainless Steel Weld Joints.* s.l.:s.n.

NAIMA, O., 2019. *Effect of Heat Input on Microstructure, Residual Stress, and Corrosion Resistance of UNS 2101 Lean Duplex Stainless Steel Weld Joints.* s.l.:s.n.

NOWACKI Jerzy, A. Ł., 2006. *Microstructural transformations of heat affected zones in duplex steel welded joints.* Szczecin, Poland: Szczecin University of Technology, Institute of Materials Science and Engineering.

RAHMANI, A. E. a. M. S., 2014. *Evaluation of Microstructure and Mechanical Properties in Dissimilar Austenitic/Super Duplex Stainless Steel Joint.* s.l.:ASM International - Journal of Materials Engineering and Performance.

RIVAS, N., 2014. *Caracterización de soldaduras circunferenciales de aceros inoxidable dúplex con consumibles de última generación.* Neuquén: Tesis de grado.

SENTHIKUMAR, B. B. P. a. K. T., 2014. *Modelling and simulation of austenite stainless steel claddings deposition by gmaw.* s.l.:International Journal of Scientific & Engineering Research.

SHAHI, A. S. a. P. S., 2008. *Effect of auxiliary preheating of the filler wire on quality of gas metal arc stainless steel claddings.* s.l.:Journal of Materials Engineering and Performance.

TASALLOTTI, K. P. a. M. J., 2014. *Effects of welding wire and torch weaving on GMAW of S355MC and AISI 304L dissimilar welds.* s.l.:International Journal of Advance Manufacturing Technology,.

VERMA, A. K. B. B. C. R. P. D. S. S. S. a. D. S., 2014. *On The Effectiveness of Duplex Stainless Steel Cladding Deposited by Gas Metal Arc Welding.* Seoul, Korea: e-Proceedings of the International Conference (IIWIC 2014), 67th Annual Assembly of the International Institute of Welding.

WALKER, 1991. *CRC Handbook of Metal Etchants,* s.l.: Tarn WH, editors.

Wang, H.-S., 2005. *Effect of Welding Variables on Cooling Rate and Pitting Corrosion Resistance,* Dawan RD, Yunkang, Tainan, Taiwan, R.O. China: Department of Industrial Engineering and Management.

WELDING HANDBOOK, 2011. *WS Welding Handbook Committe - Materials and Applications.Part 1. Volumen 4.* 550 N.W. LeJeune Road. Miami, FL 33126.: Annette O'Brien-Ninth Edition.

WESTIN, E. M., 2010. *Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101,* Stockholm, Sweden: Doctoral Thesis.

WESTIN, E. M., 2010. *Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101.,* Stockholm, Sweden.: Doctoral Thesis.

ZAPPA, E. S. N. R. M. Z., 2014. *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 inoxidable dúplex,* San Pablo, Brasil: I CONGRESSO PAN-AMERICANO DE SOLDAGEM.

ZAPPA, S., MARTINEZ, J. & SVOBODA, H., 2019. *Efecto del calor aportado y la cantidad de capas sobre la evolución microestructural en recargues de acero inoxidable dúplex.* s.l.:s.n.

ZAPPA, S., PEREZ, H., SVOBODA, H. & SURIAN, E., 2017a. *Caracterización del comportamiento frente a la corrosión en soldaduras de recargue de aceros inoxidable superdúplex.* s.l.:s.n.

ZAPPA, S., ZALAZAR, M. & SURIAN, E., 2017b. *Efecto de la composición química del metal de aporte y del calor aportado sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de juntas soldadas de aceros inoxidable dúplex. Soldagem e Inspeção. s.l.:s.n.*

ZHIQIANG ZHANG, H. J. L. X., 2017. *Effects of nitrogen in shielding gas on microstructure evolution and localized corrosion behavior of duplex stainless steel welding joint. Tianjin, China: School of Materials Science and Engineering.*

## 8 ANEXOS

Anexo 1. Composición química y parámetros de soldaduras de las mediciones de ferrita delta en función del calor aportado, (KANNAN, 2006).

Chemical Composition of Filler and Base Metals												
Material	Elements, %											FN
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ni	N <sub>2</sub>	Cu	
IS: 2062	0.150	0.160	0.870	0.015	0.016	0.031	—	—	—	—	—	—
E2209T1-4/1	0.023	0.760	1.030	0.024	0.002	—	23.14	3.05	9.22	0.13	0.09	47

Heat Input and Corresponding Values of Dilution and FN										
S. No.	Trial No.	I	S	N	T	V (Volts)	Heat Input (kJ/mm)	Dilution (%)	Calculated FN	Measured FN
1	17	200	40	26	80	32	0.96	05.86	34	47
2	07	225	50	28	75	38	1.00	09.69	29	37
3	28	250	40	26	80	40	1.50	11.71	28	33
4	02	275	30	30	75	43	2.37	12.10	27	31

Percentage dilution (D) = [B / (A + B)] x 100

Anexo 2. Composición química y parámetros de soldaduras de las mediciones de ferrita delta en función del calor aportado, (ZAPPA, et al., 2019).

Composición química del material base y consumible utilizado.							
Material	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	N (%)
Material base	0,10	0,2	0,58	-	-	-	-
Consumible DSS	0,03	0,8	0,90	22,7	9,1	3,2	0,13

Nota: Valores expresados en porcentaje en peso.

Identificación y parámetros de soldadura.				
Cupón	Tensión (V)	Corriente (A)	Velocidad de soldadura (mm/s)	Calor aportado (kJ/mm)
D1B	28	196	9,7	0,6
D1M	28	195	6,4	0,9
D1A	28	200	3,1	1,8
D2B	28	195	9,7	0,6
D2M	28	195	6,4	0,9
D2A	28	200	3,1	1,8

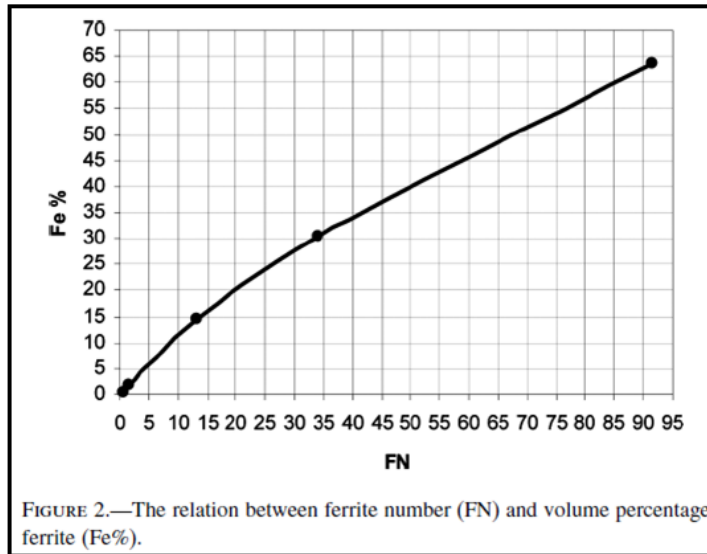
Nota:  $Q = (T \times C) / V_s$ ; Q = calor aportado; T = Tensión; C = Corriente;  $V_s$  = Velocidad de soldadura.

Anexo 3. Tabla con valores de composición química y relación WRC-1992.

Muestra	C [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	N [%]	Nb [%]	Cu [%]	Creq	Ni eq	Relación Cr.eq/Ni.eq
L1B	0.077	1.030	19	7.540	0.268	0.102	0.044	0.042	19.298	12.284	1.57
L1M	0.052	1.040	20.8	7.860	0.284	0.105	0.044	0.033	21.115	11.767	1.79
L1A	0.046	1.010	22.3	8.870	0.304	0.109	0.052	0.087	22.641	12.666	1.79
L2B	0.052	1.090	22.2	8.560	0.324	0.111	0.053	0.036	22.561	12.598	1.79
L2M	0.056	1.070	22.9	8.720	0.315	0.112	0.050	0.035	23.250	12.911	1.80
L2A	0.042	1.040	22.9	9.030	0.318	0.115	0.056	0.092	23.257	12.830	1.81



Anexo 4. Relación entre FN y porcentaje de volumen de ferrita



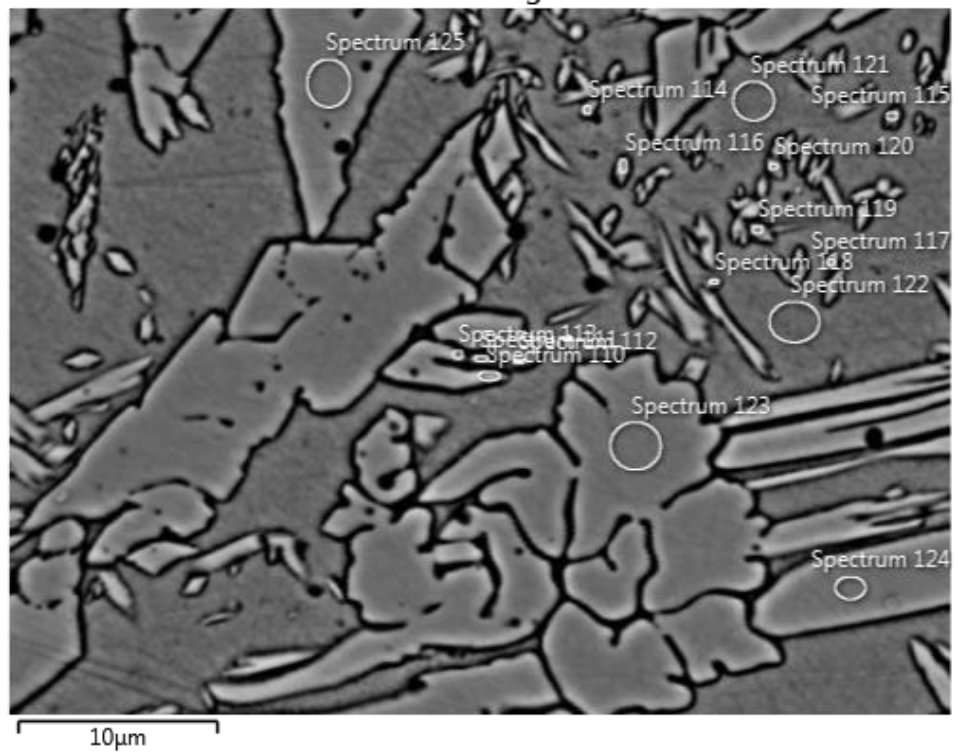
Anexo 5. Valores de composición química en los barridos, realizados con SEM, de 4 muestras.

Barrido L2M	Si [%]	Cr [%]	Mn [%]	Fe [%]	Ni [%]	Mo [%]	Cu [%]
1	0.64	23.14	1.16	59.11	7.88	0.56	
2	0.62	22.73	1.12	57.93	7.77	0.61	
3	0.6	22.44	1.1	57.86	7.62	0.61	
4	0.58	22.49	1.13	58.59	7.87	0.68	
5	0.59	22.05	1.16	58.16	7.83	0.65	
6	0.61	22.61	1.14	59.4	8.06	0.67	
7	0.6	21.88	1.09	57.84	7.78	0.62	
8	0.59	21.44	1.16	58.24	7.8	0.65	
9	0.53	19.19	1.06	60.9	6.81	0.61	0.32
10	0.53	18.93	1.06	60.99	6.68	0.59	0.31
11	0.53	19.27	1.07	60.28	6.62	0.48	0.31
12	0.51	18.89	1.13	60.29	6.7	0.53	0.29
13	0.52	19.27	1.08	59.77	6.76	0.56	0.38
14	0.51	19.03	1.05	59.77	6.77	0.55	0.41
15	0.51	18.62	1.01	60.34	6.4	0.55	0.37

<b>Barrido L2A</b>	<b>Si [%]</b>	<b>Cr [%]</b>	<b>Mn [%]</b>	<b>Fe [%]</b>	<b>Ni [%]</b>	<b>Cu [%]</b>	<b>Mo [%]</b>
1	0.47	20.94	1.01	53	7.84	0.5	1.24
2	0.48	20.69	1.03	52.46	7.9	0.53	1.43
3	0.48	21.18	1.07	54.01	8.1	0.49	0.95
4	0.52	21.87	1.16	56.68	8.49	0.56	0.96
5	0.51	21.24	1.11	55.05	8.21	0.53	0.91
6	0.52	21.48	1.06	55.19	8.17	0.48	0.82
7	0.52	21.31	1.09	55.13	8.07	0.5	0.73
8	0.52	21.66	1.06	55.55	8.07	0.49	0.8
9	0.52	21.34	1.09	56	7.79	0.48	0.77
10	0.53	21.24	1.05	56	7.83	0.44	0.75
11	0.53	21.08	1.11	56.1	7.83	0.42	0.78
12	0.52	20.77	1.05	56.04	7.8	0.47	0.75
13	0.51	20.56	1.07	57.02	7.66	0.4	0.76
14	0.51	20.32	1.09	56.96	7.77	0.45	0.73
15	0.52	20.39	1.07	56.94	7.68	0.36	0.73
16	0.5	19.86	0.99	58.57	7.21	0.35	0.71
<b>Barrido L1M</b>	<b>Si [%]</b>	<b>Cr [%]</b>	<b>Mn [%]</b>	<b>Fe [%]</b>	<b>Ni [%]</b>	<b>Cu [%]</b>	<b>Mo [%]</b>
1	0.49	19.71	1.07	54.89	8.01	0.43	3.03
2	0.49	19.71	1.07	54.89	8.01	0.43	3.03
3	0.5	20.27	1.07	55.88	8.11	0.34	1.41
4	0.5	20.23	1.13	58.14	8.4	0.34	
5	0.48	20.03	1.12	59.29	8.12		
6	0.46	19.13	1.04	59.39	7.28		1.73
7	0.48	18.99	1.14	59.27	7.49	0.3	1.08
8	0.51	19.45	1.12	60.54	7.64	0.25	
9	0.5	19.35	1.13	60.7	7.65		
10	0.49	18.57	1.16	63.06	7.31		
11	0.48	18.1	1.07	61.15	7.31		
12	0.46	18	0.97	55.24	6.67		1
<b>Barrido L1A</b>	<b>Si [%]</b>	<b>Cr [%]</b>	<b>Mn [%]</b>	<b>Fe [%]</b>	<b>Ni [%]</b>	<b>Cu [%]</b>	<b>Mo [%]</b>
1	0.5	19.96	1.06	54.56	8.19	0.36	2.13
2	0.52	20.73	1.1	57.11	8.45	0.29	
3	0.51	20.32	1.09	55.38	8.25	0.3	1.97
4	0.52	20.96	1.07	57.32	8.53	0.36	
5	0.52	20.64	1.1	56.68	8.34		0.96
6	0.52	20.85	1.13	58.01	8.47	0.4	
7	0.53	20.94	1.02	56.28	7.83	0.34	1.47
8	0.5	20.43	1	57.17	7.6	0.25	1.25

Anexo 6. Caracterización microestructural de austenita secundaria en interfaz de capas, de la muestra L2M.

Electron Image 67

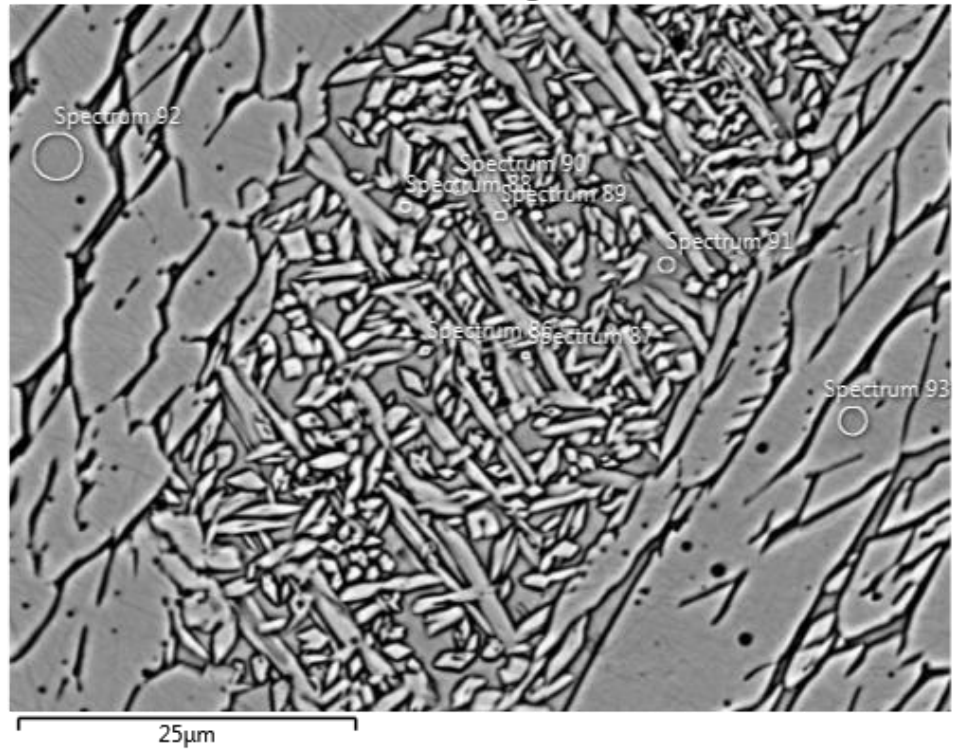


Medición	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Caracterización
110	0.69	21.01	0.58	57.18	8.14	0.62	Aus. Secundaria
114	0.62	22.3	1.29	58.52	8.65	0.32	Aus. Secundaria
115	0.69	21.82	1.07	57.57	9.06	0.75	Aus. Secundaria
116	0.71	21.84	1.29	57.78	7.94	0.58	Aus. Secundaria
119	0.75	21.35	1.12	57.21	9.61	0.69	Aus. Secundaria
120	0.63	21.2	1.42	57.98	8.82	0.38	Aus. Secundaria
118	0.68	23.72	0.71	57.87	7.17	0.52	Ferrita
121	0.7	23.55	0.9	58.18	7.68	0.88	Ferrita
122	0.87	25.57	0.84	64.4	7.79	0.53	Ferrita
123	0.62	23.67	1.06	59.91	7.76	0.27	Aus. Primaria
124	0.3	22.73	1.14	59.36	8.6	0.53	Aus. Primaria
125	0.62	23.37	1.22	59.45	7.57	0.35	Aus. Primaria

Caracterización	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]
<b>Ferrita</b>	24.28	7.55	0.65
<b>Aus. Primaria</b>	23.26	7.98	0.38
<b>Aus. Secundaria</b>	21.59	8.70	0.56

Anexo 7. Caracterización microestructural de austenita secundaria en la primera capa, de la muestra L2M.

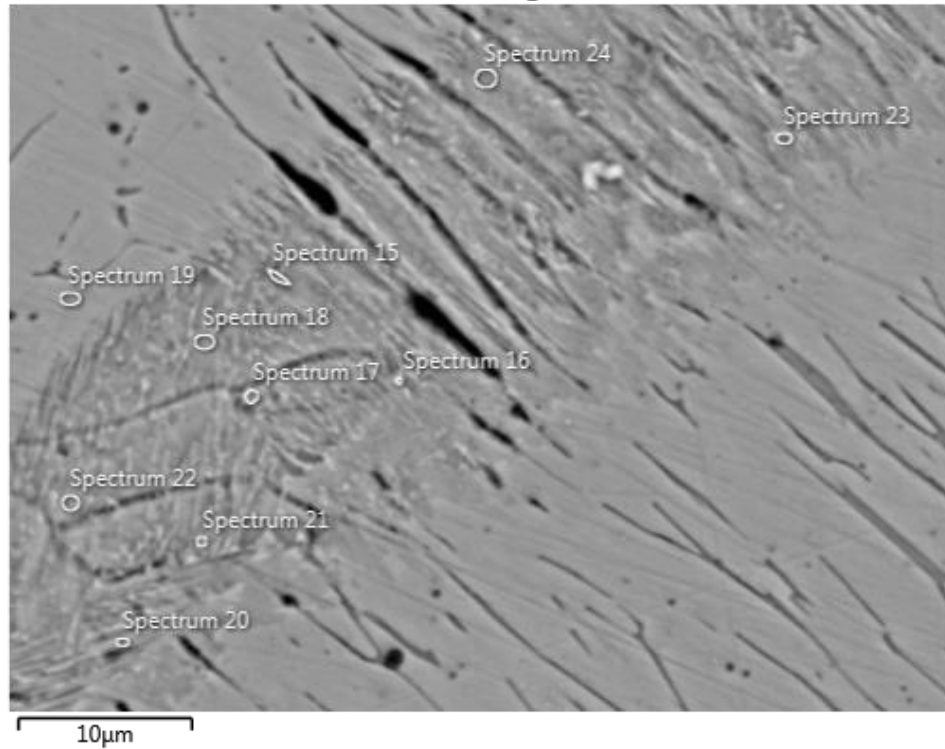
Electron Image 64



Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Caracterización
0.52	18.74	0.71	59.63	7.52	0.68	Aus. Secundaria
0.61	19.56	1.12	62.11	8.07	0.61	Aus. Secundaria
0.65	19	1.2	61.48	7.8	0.85	Aus. Secundaria
0.66	22.36	1.13	67.56	8.12	0.16	Aus. Secundaria
0.74	24.28	1.3	66.68	6.86	0.83	Ferrita
0.47	20.12	1.18	61.58	7.62	0.71	Aus. Primaria
0.8	23.95	1.59	60.38	9.36	0.82	Aus. Primaria
<b>Caracterización</b>						
<b>Cr [%]</b>		<b>Ni [%]</b>		<b>Mo [%]</b>		
<b>Ferrita</b>		24.28		6.86		0.83
<b>Aus. Primaria</b>		22.04		8.49		0.77
<b>Aus. Secundaria</b>		19.92		7.88		0.58

Anexo 8. Búsqueda y caracterización de precipitados perniciosos, en la muestra L1B.

**Electron Image 11**



Medicion	Si [%]	Cr [%]	Mn [%]	Fe [%]	Ni [%]	Mo [%]
15	0.36	11.8	1	68.92	3.93	1.05
16	0.56	13.5	1.23	65.15	5.24	0.41
17	0.36	11.84	0.89	70.34	3.98	0.58
20	0.31	14.63	1.02	67.97	3.92	0.4
21	0.22	13.71	1.05	66	3.72	0.82
22	0.55	12.27	0.7	71.24	3.62	0.51
23	0.76	13.95	1.2	59.3	5.32	0.73
24	0.32	11.83	1.02	71.94	3.42	0.41
Promedio	0.43	12.94125	1.01375	67.6075	4.14375	0.61375

Anexo 9. Valores del barrido transversal de dureza HV, para recubrimientos de 1 y 2 capas.

Dureza	L1B	Numero de impronta			Promedio
	Numero de cordon	a	b	c	
1er capa	1			226	
	2	220	230	224	
	3			228	
	4		220	233	
	5	225	240	250	229,6
Dureza	L1M	Numero de impronta			Promedio
Numero de cordon	a	b	c		
1er capa	1	225	218	217	
	2	238	229	236	
	3	241	242	236	
	4	241	231	237	
	5	231	225	232	231,93333
Dureza	L1A	Numero de impronta			Promedio
Numero de cordon	a	b	c		
1er capa	1	236	222		
	2	233	233	235	
	3	239	231	221	
	4	239	227	236	
	5	242	228	240	233
Dureza	L2B	Numero de impronta			Promedio
Numero de cordon	a	b	c		
1er capa	1	213	230	231	
	2	240	252	255	
	3	245	228	232	
	4	233	220	240	
	5	231	221	229	233,3333
2da capa	1	232	239	238	
	2	242	242	245	
	3	236	238	241	
	4	251	232	246	240,1667
Dureza	L2M	Numero de impronta			Promedio
Numero de cordon	a	b	c		
1er capa	1	243	240	232	
	2	243	244	242	
	3	244	241	224	
	4	244	233	240	
	5	234	219	235	237,2
2da capa	1	249	239	234	
	2	237	240	249	
	3	237	235	238	
	4	233	226	230	237,25
Dureza	L2A	Numero de impronta			Promedio
Numero de cordon	a	b	c		
1er capa	1	231	220	223	
	2	243	231	230	
	3	235	233	230	
	4	226	226	234	
	5	223	237	229	230,06667
2da capa	1	229	236	232	
	2	233	230	235	
	3	241	230	240	
	4	231	234	254	235,41667

Anexo 10. Valores de barrido normal de dureza HV para recubrimientos de 1 y 2 capas.

<b>Cupon L1B</b>	<b>Medio</b>	<b>IZQ</b>	<b>DER</b>	<b>Promedio</b>
Metal base	171,80	195,3	189	185,37
Interfaz	281,7	242,61	230,5	251,60
1	224,40	224,7	205,9	218,33
2	225,20	218,1	214,2	219,17
3	222,00	219,4	228,1	223,17
4	234,70	221,3	231,1	229,03
5	219,30	227,9	230,2	225,80
6	231,30	229,3	213,9	224,83
7	230,00	224,2	226,7	226,97
<b>Cupon L1M</b>	<b>Medio</b>	<b>IZQ</b>	<b>DER</b>	<b>Promedio</b>
Metal base		160	170	165
Interfaz		280,7	311,9	296,3
1		253,1	249	251,05
2		238,4	225,2	231,8
3		226,1	233	229,55
4		240,7	239,2	239,95
5		243	219	231
6		233,9	221,1	227,5
7		227,7	229,7	228,7
<b>Cupon L1A</b>	<b>Medio</b>	<b>IZQ</b>	<b>DER</b>	<b>Promedio</b>
Metal base		146		146
Interfaz	242,2	244,3	261,8	249,43333
1		234,9	226,8	230,85
2	240,50	217,6	227,8	228,63333
3		238,1	229,4	233,75
4	235,00	223,9	227,8	228,9
5	239,00	230	224,2	231,06667
6	230,00	240	210,5	226,83333
7	235,00	232,9	232	233,30
8	250	225,1	240	238,36667

Cupon L2B	Medio	IZQ	DER	Promedio
Metal base	146,20	160	175	160,40
Interfaz	244	329,9	330	301,30
1	227,60	229,4		228,50
2	235,10	239,6		237,35
3	230,10	241,9		236,00
4	235,70	252,3	254,7	247,57
5	235,80	232,7		234,25
6	225,60	234,9		230,25
7	231,80	253,8	249	244,87
8	242,00	243,7	224,8	236,83
9	237,80	241,7		239,75
10	238,90	227,9	232,2	233,00
11	230,10	230		230,05
12	232,10	245,8	245,2	241,03
13		248,8		248,80
14		229,1		229,10
Cupon L2M	Medio	IZQ	DER	Promedio
Metal base	156,00	172,8	168,5	165,77
Interfaz	243,6	249,5	258,1	250,40
1	235,20	253,7	248,3	245,73
2	244,30	239,2	235,7	239,73
3	254,80	249,7	240,8	248,43
4	261,40	246,3	237	248,23
5	254,90	241,1	248,2	248,07
6	248,90	250,6	235,6	245,03
7	236,80	247	248,3	244,03
8	234,70	247	244,8	242,17
9	233,50	230,6	244,1	236,07
10	233,90	243,8	245,7	241,13
11	243,60	244,4	249,1	245,70
12	243,70	247,6	237,1	242,80
13	238,00	243,6	252,4	244,67
14	254,00	238,6	251,9	248,17
15	243,30	244,3	251,4	246,33
Cupon L2A	Medio	IZQ	DER	Promedio
Metal base		142,7	151,6	147,15
Interfaz	262,2	286,3	271,1	273,20
1	249,50		227	238,25
2	242,80		229,2	236,00
3	237,90		227,1	232,50
4	237,90		234,9	236,40
5	240,00		231,1	235,55
6	236,50		228,1	232,30
7	226,70		229,5	228,10
8	231,80		224,9	228,35
9	229,20		227,2	228,20
10	233,20		237,1	235,15
11	232,90		230	231,45
12	226,60		234,1	230,35
13	228,10		244,7	236,40
14	238,10		238	238,05
15	236,00		231	233,50