



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE  
SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE DOCTORADO EN CIENCIAS EN  
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES

COMPORTAMIENTO MECÁNICO Y ELECTROQUÍMICO DE UNA SOLDADURA  
DISÍMIL 2205/316L OPTIMIZADA.

Tesis que para obtener el Grado de  
Doctor en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales presenta:

TERESITA DEL NIÑO JESÚS SÁNCHEZ CRUZ

Director de Tesis

DR. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

Co-Director de tesis

DR. JORGE ANTONIO GONZÁLEZ SÁNCHEZ

Morelia, Michoacán marzo de 2025



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES  
Of. Núm.IIMM-051-2025

Morelia Michoacán 10 de febrero de 2025

**M.C TERESITA DEL NIÑO JESÚS SÁNCHEZ CRUZ  
PRESENTE**

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de **Doctorado** en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada "**Comportamiento Mecánico y Electroquímico de una Soldadura Disímil 2205/316L Optimizada**", le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

05002699	Dr. Víctor Hugo López Morelos	Presidente
10900758	Dr. Jorge Antonio González Sánchez	Co-Asesor
10003991	Dr. Francisco Fernando Curiel López	Vocal
97003948	Dr. Alberto Ruiz Marín	Vocal
CONV1162	Dra. Ventura Lilia Cruz Hernández	Vocal
02000334	Dr. Ariosto Medina Flores	Suplente

Agradeciendo de antemano las atenciones que se sirva prestar a la presente, aprovecho para enviarle un cordial saludo.

UMSNH  
ATENTAMENTE



Dr. Ariosto Medina Flores  
Director  
Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales  
INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA  
Y MATERIALES DE LA UMSNH

C.c. p.- Archivo/AMF/iag

#HumanistaPorSiempre

## ÍNDICE

Dedicatoria.....	iv
Agradecimientos.....	v
Índice de Figuras .....	vi
Índice de tablas .....	x
RESUMEN .....	xi
ABSTRACT .....	xii
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN.....	13
1.1 Introducción.....	13
1.2 Justificación .....	14
1.3 Objetivos.....	16
1.3.1 Objetivo general .....	16
1.3.2 Objetivos particulares.....	16
1.4 Hipótesis .....	17
CAPÍTULO 2 REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.....	18
2.1 Generalidades .....	18
2.2 Antecedentes.....	19
2.3 Aceros inoxidables.....	21
2.4 Efecto de los elementos de aleación.....	22
2.4.1 Cromo.....	22
2.4.2 Molibdeno.....	23
2.4.3 Níquel.....	23
2.4.4 Nitrógeno.....	23
2.5 Microestructura de los aceros dúplex y aceros inoxidables austeníticos.....	24

2.6 Precipitación de fases secundarias.....	27
2.7 Soldabilidad de los aceros inoxidable.....	30
2.8 Corrosión localizada en aceros inoxidable.....	33
2.9 Agrietamiento por corrosión y esfuerzo. ....	35
CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	37
3.1 Caracterización microestructural de los materiales base.....	37
3.2 Diseño de experimentos por el método Taguchi.....	37
3.2.1 Preparación de soldadura.....	37
3.2.2 Análisis macroestructural .....	40
3.2.3 Aporte térmico .....	40
3.2.4 Análisis relación señal/ ruido.....	42
3.2.5 Análisis de la varianza. ....	42
3.3 Validación de parámetros óptimos para el proceso GMAW-P.....	43
3.4 Caracterización microestructural por la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) 43	
3.5 Medición del contenido de ferrita.....	43
3.6 Perfiles de dureza.....	44
3.7 Ensayo de tensión. ....	44
3.9 Comportamiento electroquímico .....	46
3.9.1 Polarización potenciodinámica.....	46
3.9.2 Reactivación potenciocinética de doble ciclo.....	47
3.9.3 Espectroscopía de impedancia electroquímica .....	47
3.10 Ensayo de agrietamiento por corrosión y esfuerzo.....	47
CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN .....	50
4.1 Caracterización de los materiales base. ....	50

4.2 Optimización de las variables de soldadura .....	50
4.2.1 Análisis por medio de la metodología Taguchi .....	50
4.2.2 Análisis señal/ ruido .....	55
4.2.3 Análisis de la varianza (ANOVA) .....	58
4.2.4 Verificación de la predicción de los parámetros óptimos .....	60
4.3 Caracterización microestructural de las juntas soldadas .....	62
4.3.1 Comparativa entre los modos de transferencia por arco pulsado y por rocío.....	62
4.3.2 Caracterización microestructural por EBSD .....	71
4.3.3 Porcentaje de ferrita.....	79
4.4 Caracterización mecánica .....	80
4.4.1 Dureza.....	80
4.4.2 Tensión.....	82
4.5 Comportamiento electroquímico .....	85
4.5.1 Polarización potenciodinámica.....	85
4.5.2 Reactivación potenciocinética de doble ciclo.....	86
4.8.3 Espectroscopía de impedancia electroquímica.....	88
4.6 Agrietamiento por corrosión y esfuerzo .....	92
CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES .....	99
Bibliografía.....	101

## **Dedicatoria**

*A mis padres y hermanos por todo el apoyo incondicional brindado a lo largo de este camino.*

*A mis sobrinos Valentín y Flor por todo su amor y cariño.*

*A mi compañero de vida, que siempre me ha apoyado y a quien amo y admiro.*

## **Agradecimientos**

Agradezco a mis padres, hermanos, cuñada y mis sobrinos Valentín y Flor por todo el apoyo y amor incondicional brindado a lo largo de todo este camino.

A Heriberto Granados, por todo su tiempo depositado en este proyecto, su ánimo, su cariño y su apoyo que día con día me brindo.

A la SECIHTI, por la beca brindada para la realización de este proyecto.

Agradezco de manera especial al Dr. Víctor Hugo López Morelos, por todo su apoyo, consejos, recomendaciones, impulso y demás brindados a lo largo de mis estudios de doctorado.

Al Dr. Francisco Fernando Curiel López por siempre creer en mí, brindarme oportunidades para desarrollarme profesionalmente e impulsarme a mejorar cada día.

Al Dr. Jorge Antonio Gonzáles Sánchez por su gran disposición de ayudarme en las dudas que surgieron en el desarrollo y culminación de este proyecto.

A mis sinodales revisores de Tesis, el Dr. Alberto Ruiz Marines, la Dra. Lilia Ventura Cruz Hernández y al Dr. Ariosto Medina Flores.

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIM-UMSNH), a su personal académico y personal técnico, en especial a los técnicos Giovanni Candelario Justo y José Antonio Rodríguez Torres.

Al Instituto Mexicano del Petróleo, en especial al Dr. Antonio Contreras, por las facilidades brindadas para la realización de las pruebas de agrietamiento por corrosión y esfuerzo.

Finalmente agradezco a todos mis amigos en el IIMM, por todo su apoyo, compañía, motivación e inspiración para culminar mis estudios.

## Índice de Figuras

<b>Figura 2.1</b> Microestructura de un acero dúplex 2205 [21]. .....	24
<b>Figura 2.2</b> Diagrama de fases pseudobinario Fe-Cr-Ni con 68% de Fe [31]. .....	25
<b>Figura 2.3</b> Microestructura AIA 316L [21]. .....	26
<b>Figura 2.4</b> Microestructura en la ZAT en una unión AID 2205 y AIA 316L mediante el proceso GTAW [32]. .....	27
<b>Figura 2.5</b> Diagramas TTT de posibles precipitaciones en aceros inoxidable dúplex [40]. .....	30
<b>Figura 2.6</b> Micrografía de la ZAT para una junta de AID 2205 [47]. .....	32
<b>Figura 3.1</b> Dimensiones para la preparación de la junta, cotas en mm. ....	39
<b>Figura 3.2</b> Esquema de áreas utilizadas para el porcentaje de dilución. ....	40
<b>Figura 3.3</b> Representación esquemática de un diagrama corriente-tiempo durante la soldadura de potencia pulsada. ....	41
<b>Figura 3.4</b> Dibujo esquemático del área de medición del contenido de $\delta$ en los perfiles transversales de las juntas soldadas. ....	43
<b>Figura 3.5</b> Perfiles de microdureza $HV_{100}$ realizado a las diferentes soldaduras. ....	44
<b>Figura 3.6</b> Dimensiones para las probetas para los ensayos de tensión, cotas en mm. ....	45
<b>Figura 3.7</b> Arreglo de la celda electroquímica. ....	46
<b>Figura 3.8</b> Dimensiones para las probetas de agrietamiento por corrosión y esfuerzo, cotas en mm. ....	48
<b>Figura 4.1</b> Microestructura de los materiales base en la dirección de laminación; a) 316L y b) 2205. ....	50
<b>Figura 4.2</b> Macrografías de las secciones transversales de las diferentes uniones soldadas disímiles. ....	51
<b>Figura 4.3</b> Macroestructura del arreglo ortogonal de Taguchi de la ZAT del AID 2205. ....	53
<b>Figura 4.4</b> Resultados extraídos de los ensayos de soldadura realizados según la matriz experimental $L_9$ . a) Variación del % de dilución en función del aporte térmico y b) variación del tamaño de la ZAT en el MB 2205 en función del aporte térmico. ....	55
<b>Figura 4.5</b> Gráfica de efectos principales de las relaciones S/N. a) 316L % dilución, b) 2205 % dilución y c) % dilución total. ....	57

<b>Figura 4.6</b> Gráfica de efectos principales para la relación S/N del área de la ZAT del AID 2205. .....	58
<b>Figura 4.7</b> Macrografías de las diferentes juntas soldadas; a) proceso GMAW con material de aporte ER-309L, b) proceso GMAW-P con material de aporte ER-309L, c) proceso GMAW con material de aporte ER-316L-Si y d) proceso GMAW-P con material de aporte ER-316L-Si.....	63
<b>Figura 4.8</b> Interfaz metal de soldadura- material base 316L de las diferentes juntas soldadas. a) Proceso GMAW con material de aporte ER-309L, b) proceso GMAW-P con material de aporte ER-309L, c) proceso GMAW con material de aporte ER-316L-Si y d) proceso GMAW-P con material de aporte ER-316L-Si.....	64
<b>Figura 4.9</b> Metal de soldadura para las diferentes condiciones. a) Proceso GMAW con material de aporte ER-309L, b) proceso GMAW-P con material de aporte ER-309L, c) proceso GMAW con material de aporte ER-316L-Si, d) proceso GMAW-P con material de aporte ER-316L-Si, e) esqueletos de $\delta$ observadas en la condición GMAWP-ER309L y f) $\delta$ tipo listón observadas en la condición GMAWP-ER16l-Si.....	66
<b>Figura 4.10</b> Interfaz metal de soldadura- material base 2205 de las diferentes juntas soldadas. a) Proceso GMAW con material de aporte ER-309L, b) proceso GMAW-P con material de aporte ER-309L, c) proceso GMAW con material de aporte ER-316L-Si y d) proceso GMAW-P con material de aporte ER-316L-Si.....	67
<b>Figura 4.11</b> Características microestructurales de la ZAT para las diferentes condiciones.....	68
<b>Figura 4.12</b> Barrido lineal EDS en las interfaces de condición de soldadura GMAW-ER309L. a), b) Interfaz MB 316L- MS y c), d) interfaz MS-MB 2205.....	69
<b>Figura 4.13</b> Barrido lineal EDS en las interfaces de condición de soldadura GMAWP-ER309L. a) b) Interfaz MB 316L- MS y c), d) interfaz MS-MB 2205.....	70
<b>Figura 4.14</b> Barrido lineal EDS en las interfaces de condición de soldadura GMAW-ER316L-Si. a), b) Interfaz MB 316L- MS y c), d) interfaz MS-MB 2205. ....	70
<b>Figura 4.15</b> Barrido lineal EDS en las interfaces de condición de soldadura GMAP-ER316L-Si. a) b) Interfaz MB 316L- MS y c), d) interfaz MS-MB 2205.....	71
<b>Figura 4.16</b> Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para el AID 2205. ....	72
<b>Figura 4.17</b> Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para el AIA 316L. ....	72

<b>Figura 4.18</b> Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interfaz AID 2205-MS GMAW-309L.....	73
<b>Figura 4.19</b> Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interfaz MS-AIA 316L GMAW-309L.....	74
<b>Figura 4.20</b> Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interfaz AID 2205-MS GMAW-P-309L.....	75
<b>Figura 4.21</b> Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interface MS-AIA316L GMAW-P-309L.....	75
<b>Figura 4.22</b> Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interface AID 2205-MS GMAW-316L-Si.....	76
<b>Figura 4.23</b> Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interface MS-AI316L GMAW-316L-Si.....	77
<b>Figura 4. 24</b> Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interfaz AID 2205-MS GMAW-P-316L-Si.....	78
<b>Figura 4.25</b> Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interfaz MS-AIA-316L GMAW-P-316L-Si.....	78
<b>Figura 4.26</b> Mapas del contenido de ferrita a través de las diferentes juntas soldadas. a) GMAW-P-309L, b) GMAW-309L, c) GMAW-P-316L-Si y d) GMAW-316L-Si.....	80
<b>Figura 4.27</b> Perfiles de microdureza para las diferentes juntas soldadas.....	81
<b>Figura 4.28</b> a) Curvas $\sigma$ vs. $\epsilon$ y ajuste del modelo Hollomon, b) análisis Hollomon con el uso de dos y tres pendientes.....	83
<b>Figura 4.29</b> Características de la fractura. a) y b) GMAW-P y c) y d) GMAW ambas con material de aporte ER-309L [96].....	84
<b>Figura 4.30</b> Curvas de polarización potenciodinámica. a) Materiales base, b) juntas soldadas. .	86
<b>Figura 4.31</b> Curvas de reactivación potenciocinética a) Materiales base, para las diferentes juntas soldadas evaluadas en: b) la ZAT del metal base 316L, c) en el metal de soldadura y d) la ZAT del metal base 2205.....	87
<b>Figura 4.32</b> a) Circuito eléctrico equivalente, diagrama de Nyquist y Bode de los materiales base b), c) AID 2205 y d), e) AIA 316L, respectivamente.....	89
<b>Figura 4.33</b> Diagrama de Nyquist y Bode de las juntas soldadas. a) y b) GMAW-P-ER309L, c) y d) GMAW-ER309L, e) y f) GMAW-P-ER316L-Si y g) y h) GMAW-ER316L-Si.....	91

<b>Figura 4.34</b> Resultado de SSRT para las soldaduras con materiales de aporte a) ER-316L-Si y b) ER-309L. ....	93
<b>Figura 4.35</b> Macrografías de las zonas de fractura con material de aporte; a) ER-316L en solución a 25°C, b) ER-309L en solución a 25°C, c) ER-316L en solución a 80°C y d) ) ER-309L en solución a 80°C. ....	94
<b>Figura 4.36</b> Fracturas después del ensayo de SSRT; a) y b) en aire, c) y d) en solución de MgCl <sub>2</sub> a 25°C y e) y f) en solución de MgCl <sub>2</sub> a 80°C. ....	96
<b>Figura 4.37</b> Detalles de la fractura después del ensayo de SSRT a) y b) en aire, c) y d) en solución de MgCl <sub>2</sub> a 25°C y e) y f) en solución de MgCl <sub>2</sub> a 80°C. ....	97
<b>Figura 4.38</b> Resultados del análisis EDS en la zona de fractura. ....	98

## Índice de tablas

<b>Tabla 2.1</b> Estructura cristalina y composición de fases secundarias en AIA [12,34,37] .	29
<b>Tabla 3.1</b> Composición química de los materiales base (% peso)	37
<b>Tabla 3.2</b> Factores de soldadura y sus niveles.	38
<b>Tabla 3.3</b> Arreglo ortogonal $L_9$ .	38
<b>Tabla 3.4</b> Composición química de los diferentes materiales de aporte (% peso).	39
<b>Tabla 3.5</b> Parámetros de soldadura.	39
<b>Tabla 4.1</b> Resultados del % de dilución y área de la ZAT obtenidos para las juntas soldadas disímiles 316L/2205.	54
<b>Tabla 4.2</b> Relación S/N (dB) para el % dilución y área de la ZAT del AID 2205.	56
<b>Tabla 4.3</b> Relación S/N (dB) para la variable de respuesta, área de la ZAT del AID 2205.	58
<b>Tabla 4.4</b> Variables seleccionadas para cada variable de respuesta.	59
<b>Tabla 4.5</b> ANOVA para % de dilución.	59
<b>Tabla 4.6</b> ANOVA para el área del AID 2205.	60
<b>Tabla 4.7</b> Parámetros de soldadura óptimos de acuerdo con la predicción del análisis Taguchi.	60
<b>Tabla 4.8</b> Resultados de validación para el % de dilución del AIA 316L.	61
<b>Tabla 4.9</b> Resultados de validación para el % de dilución del AID 2205.	61
<b>Tabla 4.10</b> Resultados de validación % de dilución total de las juntas disímiles 2205/316L.	61
<b>Tabla 4.11</b> Resultados de validación para el área de la ZAT del AID 2205.	62
<b>Tabla 4.12</b> Resultados de las características macroestructurales para las diferentes juntas soldadas.	64
<b>Tabla 4.13</b> Resultados $HV_{100}$ para las diferentes uniones soldadas.	82
<b>Tabla 4.14</b> Resultado de los valores de $K$ y $n$ .	83
<b>Tabla 4.15</b> Resultados de $E_{corr}$ , $E_{pit}$ y $\Delta E$ para cada una de las condiciones de soldadura.	86
<b>Tabla 4.16</b> Grado de sensibilización para las juntas soldadas en sus diferentes zonas.	88
<b>Tabla 4.17.</b> Resultados para cada uno de los elementos del circuito equivalente.	92
<b>Tabla 4.18</b> Tabla de resultados de propiedades mecánicas para los ensayos de SSRT	95
<b>Tabla 4.19</b> Índices de susceptibilidad al agrietamiento por corrosión y esfuerzo para las juntas soldadas.	95

## RESUMEN

En el presente trabajo de investigación se utilizó la metodología Taguchi y el análisis de la varianza (ANOVA) para optimizar las variables de respuesta en la soldadura disímil de acero inoxidable dúplex AISI 2205 (AID 2205) con acero inoxidable austenítico AISI 316L (AIA 316L) por medio del proceso soldadura por arco metálico pulsado y gas protector (GMAW-P) con material de aporte ER-316L-Si. Los parámetros de soldadura; corriente de pico ( $I_p$ ), corriente de fondo ( $I_b$ ) y tiempo de pico de pulso ( $t_p$ ) se utilizaron en un arreglo ortogonal,  $L_9$ , con el fin de minimizar la magnitud de las variables de respuesta como el porcentaje de dilución de los materiales base (MB) y la extensión de la zona afectada térmicamente (ZAT) del AID 2205. El diseño de experimentos reveló que un cambio mínimo afecta la geometría del cordón de soldadura, la microestructura del metal de soldadura, de la ZAT y las características microestructurales en ambas interfaces de la junta soldada. Posteriormente con el uso del material ER-309L y el uso de los modos de transferencia por rocío y pulsado, se realizó una comparación entre soldaduras. Mediante la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD por sus siglas en inglés), se determinaron las direcciones cristalográficas preferenciales que impactan directamente en el comportamiento mecánico y de resistencia de la resistencia a la corrosión, además del porcentaje de ferrita presente en cada una de las condiciones soldadas. Por otro lado, se determinó que el uso del modo de transferencia con arco pulsado induce la mayor resistencia a la corrosión, pues se obtienen valores menores a 8% en el metal de soldadura (MS) así como un balance adecuado en el lado del MB AID 2205 y AIA 316L. También se utilizó la ecuación de Hollomon para modelar el comportamiento tensión-deformación plástica y se obtuvo un buen ajuste entre el modelo y los datos experimentales con un coeficiente de correlación aproximadamente de 0.99 únicamente para el material de aporte ER-309L. Por otro lado, técnicas como polarización potenciodinámica, polarización potenciocinética de doble ciclo, espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS por sus siglas en inglés) y ruido electroquímico fueron utilizadas para determinar la susceptibilidad a la corrosión localizada, mostrando que el uso del modo de transferencia pulsado induce mayor resistencia respecto al modo de transferencia por rocío además del uso de material de aporte ER-309L. Finalmente, mediante ensayos de agrietamiento por corrosión y esfuerzo se determinaron los índices de susceptibilidad al agrietamiento, los cuales mostraron que la susceptibilidad es mínima para ambos materiales de aporte aún bajo el mismo modo de transferencia.

**Palabras claves:** Soldadura, GMAW, GMAW-P, Aceros inoxidables, Optimización.

## ABSTRACT

In present research work, Taguchi methodology and analysis of variance (ANOVA) were used to optimize the response variables in the dissimilar welding of AISI 2205 duplex stainless steel (AID 2205) with AISI 316L austenitic stainless steel (AIA 316L) by means of pulsed metal arc shielded gas arc welding (GMAW-P) process with ER-316L-Si as filler material. The welding parameters: peak current ( $I_p$ ), background current ( $I_b$ ) and pulse peak time ( $t_p$ ) were used in an orthogonal array,  $L_9$ , to minimize the magnitude of the response variables such as the percentage dilution of the base materials (BM) and the extent of the heat affected zone (HAZ) of AID 2205. The design of experiments revealed that minimal change affected the weld bead geometry, weld metal microstructure, HAZ and microstructural characteristics at both interfaces of the welded joint. Subsequently, with the use of the ER-309L material and the use of spray and pulsed transfer modes, a comparison between welds was made. Using the electron backscattered diffraction (EBSD) technique, the preferential crystallographic directions that directly impact the mechanical and corrosion resistance behaviour were determined, in addition to the percentage of ferrite present in each of the welded conditions. On the other hand, with the use of the pulsed arc transfer mode causes the highest corrosion resistance, since values lower than 8% are obtained in the weld metal (MS) as well as an adequate balance on the side of the MB AID 2205 and AIA 316L. The Hollomon equation was also used to model plastic stress-strain behaviour and a good fit between the model and the experimental data was obtained only for the filler material ER-309L. On the other hand, techniques such as potentiodynamic polarization, double loop electrochemical potentiokinetic reactivation, electrochemical impedance spectroscopy and electrochemical noise were used to determine the susceptibility to localized corrosion, showing that the use of the pulsed transfer mode shows higher resistance with respect to the spray transfer mode in addition to the use of the ER-309L filler material. Finally, stress corrosion cracking tests were used to determine the cracking susceptibility indices, which show that susceptibility is minimal for both filler materials even under the same mode transfer.

# CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

## 1.1 Introducción

A menudo, ciertas secciones de una estructura o un componente de uso en ingeniería pueden estar sujetas a combinaciones de requerimientos mecánicos, térmicos y químicos; donde en la etapa de diseño se buscan los materiales adecuados para cada uno.

En los últimos años, la unión de metales disímiles se ha incorporado cada vez más a muchos sectores industriales, por ejemplo en la generación de energía, la petroquímica, la energía nuclear y la construcción naval, principalmente por la flexibilidad de los costos de las reparaciones [1].

Unir materiales distintos suele ser más difícil que unir el mismo material o aleaciones con pequeñas diferencias de composición; sin embargo, muchos materiales distintos pueden unirse con éxito con el proceso de unión adecuado [2].

Tal es el caso de la unión disímil del acero inoxidable dúplex AID 2205 con acero inoxidable austenítico AIA 316L.

El AID 2205 suele utilizarse en aplicaciones donde se requiere una alta resistencia a la corrosión en entornos agresivos, por su baja susceptibilidad a la corrosión localizada, por ejemplo en intercambiadores de calor y los reactores químicos utilizados en la industria química y petroquímica [3].

Se sabe que su resistencia a la corrosión depende de su composición química (Cr, Mo, N y Ni) y del equilibrio adecuado entre las fases de ferrita  $\delta$  y austenita  $\gamma$  [4], posee 1,5 veces mayor resistencia mecánica que los aceros inoxidables austeníticos comunes como consecuencia de este equilibrio de fases [5].

Por otro lado, el acero inoxidable austenítico 316L es usado en mayor grado debido a su relación costo/rendimiento [1], también se utiliza ampliamente en un gran número de aplicaciones porque tiene una buena resistencia a la fluencia y a la fatiga, lo que lo convierte en un candidato adecuado como material estructural con buena resistencia a la corrosión, además como es un acero inoxidable con bajo contenido de carbono, se prolonga el tiempo disponible antes de que comience la precipitación del carburo de cromo durante el enfriamiento en procesos de soldadura, pero esto no

significa que el 316L sea inmune a la sensibilización durante la exposición a largo plazo en el rango de temperaturas críticas de 500-800 °C [5,6].

A pesar de que las uniones disímiles representan un desafío técnico y científico; se sabe que la selección adecuada de las condiciones de soldadura, la velocidad de enfriamiento, material de aporte, entre otros parámetros permiten obtener una junta con las propiedades requeridas para ciertas aplicaciones.

Recientemente se han llevado a cabo investigaciones donde se han utilizado métodos de optimización mediante el desarrollo de modelos matemáticos para especificar la relación entre los parámetros de entrada y la geometría del cordón; a través de diseño de experimentos (DE) [7].

El DE y las técnicas estadísticas se utilizan ampliamente para optimizar los parámetros en procesos de soldadura. El método Taguchi es una poderosa herramienta para mejorar la productividad en los procesos de soldadura. Este método permite desarrollar productos de alta calidad a bajo costo y corto plazo. De manera complementaria el método estadístico ANOVA, se emplea para identificar si los resultados de una prueba son significativos.

## **1.2 Justificación**

La necesidad de unir materiales disímiles surge a menudo en las aplicaciones industriales debido a la demanda de una amplia variedad de materiales para unir bajo diferentes condiciones ya sea de carga o de resistencia a la corrosión, aunque pueden ser ambas.

El proceso de soldadura por arco eléctrico con protección gaseosa (GMAW por sus siglas en inglés) en sus variantes de gas inerte/activo (MIG/MAG por sus siglas en inglés), es ampliamente utilizado en la industria automotriz, petrolera, química, entre otras; debido a que tiene una alta productividad. Una variante de este proceso es el arco pulsado, que permite obtener una penetración total en la junta con un aporte térmico menor durante el proceso. Esto representa una gran ventaja, ya que se reduce la afectación térmica en los materiales base y por consecuencia también en características como la susceptibilidad a la corrosión, el agrietamiento en caliente, las salpicaduras y la distorsión. Además, como consecuencia de la naturaleza pulsante de la corriente se genera un refinamiento de grano en el metal de soldadura y menor daño microestructural, comparado con métodos de transferencia convencional [8,9].

Aunque como otros procesos de unión, una junta óptima depende en gran medida de la selección correcta de los parámetros del proceso y material de aporte ya que impactan directamente en la

microestructura de la junta soldada. Se sabe que durante el proceso de soldadura existen ciclos térmicos, los cuales provocan cambios microestructurales como transformaciones de fase, discontinuidades físicas debidas a una solidificación excesivamente rápida, microestructuras adversas debidas a un enfriamiento inadecuado, tensiones residuales y distorsiones. Estos efectos se acentúan en mayor o menor grado dependiendo del proceso de soldadura [10]. Recientemente [11] se han llevado a cabo investigaciones en las que se estudia la influencia de parámetros como la selección adecuada del material de aporte, con la finalidad de producir una unión sana que ofrezca un rendimiento satisfactorio en servicio. También se han valorado otras variables importantes como los gases de protección y el aporte térmico, así como la configuración de la junta; con el fin de maximizar las propiedades de la junta soldada y con ello lograr extrapolar los resultados a una aplicación en la industria. El presente proyecto se enfoca en la obtención de una junta soldada por el proceso de soldadura por arco metálico pulsado y gas protector inerte (GMAW-P ó GMAW-P por sus siglas en inglés) y sus beneficios en el comportamiento mecánico y de resistencia a la corrosión de un AID 2205 y AIA 316L, con diferentes materiales de aporte, como el ER-316L-Si y ER-309L, con la finalidad de proporcionar información científica y tecnológica sobre la aplicación de esta junta disímil en diversos sectores de la industria.

## **1.3 Objetivos**

### ***1.3.1 Objetivo general***

Con referencia a las características microestructurales, rendimiento mecánico y electroquímico de la unión disímil AID 2205 / AIA 316L, determinar el mejor modo de transferencia (GMAW pulsado vs GMAW por rocío) para soldar estos materiales y establecer el mejor material de aporte (ER-316L -Si ó ER-309L).

### ***1.3.2 Objetivos particulares***

- Desarrollar un diseño de experimentos para conocer el efecto e influencia de los parámetros de soldadura del proceso GMAW pulsado en una unión disímil de acero 2205 y 316L con electrodo ER-316L-Si.
- Comparar GMAW-P optimizado contra GMAW por rocío con el uso de los electrodos ER-316L-Si ó ER-309L.
- Determinar los efectos del proceso GMAW pulsado en la microestructura y propiedades mecánicas como microdureza y resistencia a la tensión para las diferentes juntas soldadas.
- Caracterizar el comportamiento electroquímico de las diferentes uniones disímiles con los modos de transferencia, por rocío y pulsado, mediante la técnica de polarización potenciodinámica y la técnica de reactivación potenciocinética de doble ciclo, así como espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS por sus siglas en inglés) y ruido electroquímico.
- Evaluar la resistencia al agrietamiento por corrosión y esfuerzo de las diferentes uniones soldadas con modo de transferencia pulsado con los diferentes materiales de aporte ER-316L-Si ó ER-309L.

#### **1.4 Hipótesis**

Los procesos de soldadura de bajo aporte térmico como lo es el proceso GMAW y sus variantes, proporcionan diversas características microestructurales que influyen en el desempeño de una unión. Por lo tanto el proceso de soldadura GMAW con arco pulsado en una unión disímil de acero inoxidable dúplex AID 2205 y acero inoxidable austenítico AIA 316L brindará como resultado características microestructurales, propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión superiores a las obtenidas por el proceso de soldadura GMAW convencional transferencia por rocío para una mejor calidad y desempeño de esta unión soldada, como consecuencia de una menor afectación térmica de los materiales base, del refinamiento de grano en el metal de soldadura así como la disminución de la zona afectada térmicamente (ZAT).

## CAPÍTULO 2 REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

### 2.1 Generalidades

Los procesos de soldadura implican diversos fenómenos tales como eléctricos, térmicos, químicos y mecánicos; diversas investigaciones se han desarrollado con la finalidad de entender el comportamiento de las uniones soldadas bajo diversas condiciones mecánicas, térmicas, químicas, etc. Al llevarse a cabo procesos de unión por soldadura por fusión deben considerarse los factores metalúrgicos que influyen en la soldabilidad de los diferentes aceros inoxidable. En particular, especialmente en este proyecto de investigación se aborda sobre los aceros inoxidable dúplex (AID) y aceros inoxidable austeníticos (AIA).

Los procesos de soldadura por fusión tienen un impacto directo en la microestructura. Por ejemplo, los AIA presentan cuatro modos de solidificación; con estos es posible establecer una relación entre la cantidad y morfología de la ferrita  $\delta$  y las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión de las uniones [12,13].

Los modos de solidificación se dividen en tipo A donde la transformación es completamente austenítica, tipo AF donde la transformación se da inicialmente como austenita y posteriormente comienza la transformación ferrítica obteniendo una estructura de ferrita  $\delta$  interdendrítica. En el tipo FA la solidificación inicia como ferrita  $\delta$  y posteriormente la austenita consume a la ferrita  $\delta$  por medio de una reacción de difusión limitada. Este tipo es el más común para los AIA y produce morfologías de ferrita  $\delta$  vermicular o de listones. Finalmente, está el tipo F caracterizado por una solidificación completa como ferrita  $\delta$  y una posterior transformación ferrita  $\delta$  -austenita en estado sólido. Este modo de solidificación es característico de los aceros inoxidable dúplex y presenta morfologías de ferrita  $\delta$  acicular o globular [13].

Comprender la naturaleza de las interfaces presentes en la soldadura de los aceros inoxidable es importante, ya que muchos de los defectos asociados a la zona de unión, tanto en la fabricación como en servicio, están asociados a estas [13]; por ejemplo la zona afectada térmicamente (ZAT). En esta zona, el metal ha experimentado temperaturas menores a su punto de fusión, aunque lo suficientemente altas para producir cambios microestructurales en el estado sólido. Investigaciones realizadas sugieren que la tenacidad al impacto de las soldaduras en los AID disminuye considerablemente con el aumento de ferrita en la ZAT [14].

Las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión de las soldaduras de AID son fuertemente dependientes de la microestructura la cual está directamente relacionada con el tipo de proceso de unión. El AID 2205 puede unirse utilizando todos los tipos de procesos de soldadura por fusión con arco eléctrico, como soldadura por arco de tungsteno con gas (GTAW por sus siglas en inglés), soldadura por arco metálico con gas (GMAW por sus siglas en inglés), soldadura por arco metálico protegido (SMAW por sus siglas en inglés), soldadura por arco con electrodo tubular (FCAW por sus siglas en inglés), soldadura por arco de plasma (PAW por sus siglas en inglés) y la soldadura por arco sumergido (SAW por sus siglas en inglés). Sin embargo, cada uno de estos procesos tienen sus ventajas y limitaciones [14].

Considerando lo anterior, la elección del método de soldadura se rige por varios factores, pero en general el objetivo es producir una soldadura con propiedades deseadas y con el mayor rendimiento posible; para el caso del AID 2205 se considera como principal objetivo mantener el porcentaje de fases 50/50 y minimizar la aparición de fases nocivas [14,15].

## **2.2 Antecedentes**

Verma y col. [16] realizaron una unión disímil de acero inoxidable 2205 y 316L utilizando como material de aporte el electrodo ER2209; el objetivo fue evaluar la resistencia a la corrosión intergranular y las características de las picaduras de la soldadura. Las uniones se realizaron con polaridad corriente directa, electrodo negativo (DCEN por sus siglas en inglés) a dos corrientes diferentes; baja (70 A) y alta (120 A). Con 70 A se observó falta de penetración en las placas, además los resultados mostraron que en el metal de soldadura se presenta una diferencia significativa de elementos de como el Cr y Mo en la fase de ferrita y austenita para ambas condiciones como consecuencia de los efectos térmicos.

Para determinar la resistencia a la corrosión, las muestras fueron sometidas en un medio de  $MgCl_2$  al 26%, a  $100^\circ C$  durante 24 horas, esta solución de cloruros es hasta ahora la más agresiva encontrada. Los resultados mostraron que posterior a esta inmersión seguida de ensayos de tensión, las muestras fracturaron en el lado del metal base (BM) del acero 316L. Un estudio más detallado mediante fractotografías mostró una reducción drástica de la plasticidad, lo que indica la transición de la fractura dúctil a frágil, debido a la exposición continua en el electrolito [16].

Jebaraj y col. [17] revelaron la importancia de la microestructura presente en uniones disímiles en ambientes altamente corrosivos con alto contenido de cloruros. Utilizaron una unión disímil AID

2205 y 316L, con material de aporte ER 2209; y soldando con el proceso GTAW. En las soldaduras midieron una mayor dureza en la región del metal de soldadura en comparación con la región del metal base 2205, esto debido a la formación de fases secundarias de austenita. En la sección del 316L la dureza fue menor, encontrando como el principal factor que influye, la composición química.

En el caso de los ensayos de tensión, la soldadura disímil presentó límite elástico 9% superior al del metal base de 316L. Un patrón a lo largo de sus ensayos es que siempre la fractura ocurre en el lado del metal base 316L, en ningún momento en el metal de soldadura.

En los ensayos de corrosión, reportaron un mejor comportamiento para el 316L. Los resultados de las de curvas potenciodinámicas, revelaron un potencial de corrosión más noble, así como una menor salida de corriente. Esto permite considerar un comportamiento más estable en ambientes corrosivos, además de considerar la fase austenita electroquímicamente más estable que la fase de ferrita en la microestructura dúplex. Finalmente, el ensayo de corrosión bajo esfuerzo ( SCC por sus siglas en inglés) indicó mayor resistencia al SCC para una soldadura disímil en un ambiente con alto contenido de cloruros a elevadas temperaturas [17].

Hernández y col. [18], investigaron la relación entre la microestructura y el comportamiento a la fatiga de la soldadura disímil 2205/316L con placas con configuración en V simple utilizando el proceso de soldadura GMAW y como material de aporte el alambre ER-2209. En el estudio reportaron diferencias en la dilución de ambos metales, como consecuencia de las propiedades termo físicas de cada uno de ellos. En los ensayos de tensión se mostraron resultados consistentes indicando una unión soldada sana, pues el modo de falla fue dúctil además de presentarse en el lado del MB AIA 316L. También, se observó una notable reducción de la ductilidad de las muestras soldadas, con un alargamiento cercano al del AID 2205. La precipitación de bandas de ferrita como resultado del ciclo térmico de soldadura se produjo en todo el espesor, pero principalmente en la altura media en la ZAT de la placa del AIA 316L, aumentando la resistencia mecánica en cierta medida, en el caso de los ensayos de fatiga [18,19].

Actualmente, los AID son soldables por métodos de fusión convencionales, pero son susceptibles a cambios microestructurales profundos en función de los parámetros de soldadura empleados. Es decir, con un proceso de soldadura por arco eléctrico, con valores de voltaje o corriente inadecuados se puede inducir un elevado calor de aporte y generar la pérdida del balance de fases (austenita y

ferrita) y la precipitación de fases perjudiciales disminuyendo las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión [20,21].

En la actualidad, se han desarrollado procesos de soldadura semiautomáticos en los cuales se manipula el control de una corriente pulsada, ya sea con un único ciclo GMAW-P o con un doble ciclo GMAW-PP. En GMAW-P, la corriente es alternada entre una corriente y tiempo base (la cual no es suficiente para fundir el metal base, pero es suficiente para mantener el arco estable) y una corriente y tiempo pico (la cual puede fundir una pequeña región del metal base) con una frecuencia determinada [20,21] lo cual es beneficioso para la junta, principalmente en la microestructura, ya que se reduce el calor aportado a la junta.

### **2.3 Aceros inoxidables**

Los aceros inoxidables constituyen un grupo de aceros de alta aleación basados en sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C y Fe-Cr-Ni. Para ser considerado un acero inoxidable, debe contener al menos un 10.5% en peso de Cr, ya que esto permite la formación de una película pasiva [21].

Según su estructura metalúrgica, los aceros inoxidables se dividen en tres grupos, austeníticos  $\gamma$  cúbicos centrados en la cara (FCC), ferríticos cúbicos centrados en el cuerpo (BCC), y martensítico (tetragonal o cúbico centrado en el cuerpo). Existe otra aleación de acero inoxidable, el dúplex que posee una microestructura bifásica con cantidades aproximadamente iguales de austenita  $\gamma$  y ferrita  $\delta$  [21,22].

Una aleación dúplex se define como aquella que contiene una estructura bifásica y es más a menudo una descripción de una aleación donde ambas fases están presentes en cantidades significativas [23]. Tienen una composición alrededor de 22% de Cr, 5% de Ni y 3% de Mo. Suelen ser utilizados en medios agresivos, donde se exige alta resistencia mecánica y tenacidad, presentando características superiores a las de los aceros inoxidables austeníticos o ferríticos, ya que el límite elástico y la resistencia a la tracción final de AID 2205 son 2-3 veces mayores que los grados comerciales de AIA como el 304L y el 316L [23].

Los aceros inoxidables dúplex tienen un contenido aproximadamente igual de fases ferrita-BCC ( $\delta$ ), austenita-FCC ( $\gamma$ ), por lo cual tienen muy buena resistencia a la corrosión, así como buenas propiedades mecánicas [10,16,24]. En algunas ocasiones es ligeramente mayor el porcentaje de  $\gamma$  para mejorar la tenacidad. Para conseguir una microestructura dúplex durante el proceso de fabricación, se debe cuidar el porcentaje de los elementos aleantes como el cromo, molibdeno,

níquel y nitrógeno [19]. Este material es atractivo para la industria porque contiene menor porcentaje de níquel, lo que puede ahorrar entre 70 y 210 kg de níquel por tonelada de acero [19]. El comportamiento que presenta en la susceptibilidad a la corrosión localizada depende del comportamiento de cada fase, donde incluso las películas pasivas para cada fase son de diferente grosor. La disolución selectiva de uno de los dos componentes es también viable, aunque poco probable en condiciones de potencial de circuito abierto, ya que las reacciones anódicas y catódicas tienen lugar simultáneamente en sitios de capa pasiva débil o ausente y en la superficie pasiva de cualquier fase respectivamente. La ferrita suele ser más susceptible al ataque localizado con un comportamiento electroquímico más activo y como consecuencia disminuye drásticamente la resistencia a la corrosión de la aleación [22].

El acero 316L es un tipo de acero inoxidable austenítico de cromo-níquel, con bajo contenido de carbono que es utilizado en una gran variedad de aplicaciones debido a su excelente resistencia a la corrosión generalizada, a la corrosión por picaduras y a la corrosión intergranular, además de sus adecuadas propiedades mecánicas a alta temperatura [24], su buena capacidad de fabricación y su buena soldabilidad [25] y sobre todo por sus bajos costos de adquisición y su disponibilidad en el mercado.

Pertenece a la familia de aceros inoxidables austeníticos, que es la más utilizada a nivel mundial; se basa en un contenido mínimo de 18% de cromo y 8% de níquel, además de contener también Mo [26]. El níquel se utiliza para crear la estructura austenítica y es responsable de su gran tenacidad y resistencia a altas y bajas temperaturas, la letra L indica bajo contenido en carbono que es inferior del 0.03%, su mayor ventaja es que se reduce mucho la precipitación de carburos de Cr durante los ciclos térmico de los procesos en procesos de soldadura [27]. Su mayor debilidad es el agrietamiento por corrosión y esfuerzo por iones cloruros (SCC), siendo susceptible a temperaturas superiores a 55°C [26].

## **2.4 Efecto de los elementos de aleación.**

### **2.4.1 Cromo.**

Es un estabilizador de la ferrita, en el caso de la soldadura mediante la adición progresiva de cromo a través de la composición del material de aporte, la dureza de la soldadura se incrementa. Además, provoca una mejora significativa en la resistencia a la tracción de los AID [28,29]. Sin embargo,

se observó una reducción de la resistencia al impacto especialmente a baja temperatura, debido a la formación en exceso de ferrita en la soldadura [17,23]. En adición un alto contenido de cromo favorece la formación de fases intermetálicas [18]. El cromo también aumenta la resistencia a la oxidación a altas temperaturas. Este efecto es importante debido a su influencia en la formación y eliminación de la capa de óxido resultante después de un tratamiento térmico o por soldadura [18].

#### ***2.4.2 Molibdeno.***

El molibdeno es un formador de ferrita ( $\delta$ ) y también aumenta la tendencia de los AIA a formar fases intermetálicas perjudiciales. Debido a esto, el contenido de molibdeno es menor de 7.5% en los AIA y del 4% en los AID [23,29]. Este elemento también brinda una reducción significativa de la fase de austenita y promueve la estructura de ferrita [28].

#### ***2.4.3 Níquel.***

El níquel es necesario para conseguir una microestructura equilibrada en la soldadura de los AID, es un estabilizador de la austenita. Promueve el cambio de la estructura cristalina de BCC a FCC. La adición de níquel suprime la formación de fases intermetálicas como las fases sigma ( $\sigma$ ) y chi ( $\chi$ ). La adición de 9% de níquel en el metal de aporte promueve un mayor contenido de austenita en la zona de fusión. Además, el níquel desempeña un papel importante en la mejora de la resistencia a la corrosión de los AID. El límite elástico y las propiedades de impacto de la soldadura se incrementan en gran medida al aumentar el contenido de níquel. En el caso de su influencia en la resistencia a la corrosión, el potencial de picado se incrementa con el contenido de níquel en la soldadura. La tasa de propagación de grietas del AID en el agua de mar también se reduce cuando el porcentaje de níquel aumenta [28].

#### ***2.4.4 Nitrógeno.***

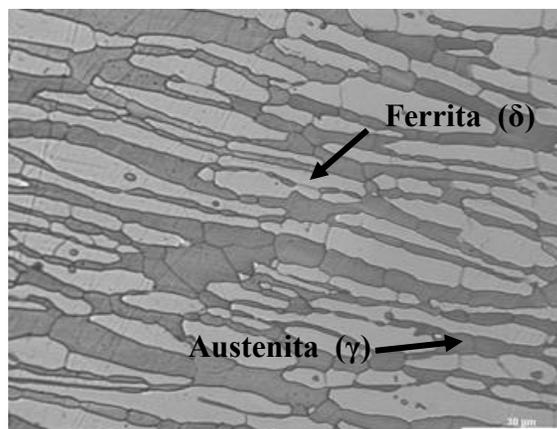
Es un elemento de aleación de bajo costo que aumenta sustancialmente la resistencia mecánica por solución sólida. La mayor tenacidad de los AID se debe a que el nitrógeno promueve la fase  $\gamma$  [23]. El nitrógeno también aumenta la micro dureza de las fases de austenita y ferrita. Promueve la precipitación de la fase austenita a alta temperatura durante el ciclo de enfriamiento de la soldadura y también retrasa la formación de fases intermetálicas [23]. El nitrógeno tiene un efecto múltiple en los aceros inoxidable, ya que aumenta la resistencia a la corrosión localizada.

La ferrita, presente en aceros inoxidable dúplex a temperaturas inferiores a 1000°C, presenta menor solubilidad del nitrógeno, por lo que cuando se exponen a temperaturas de recocido elevadas

y posteriormente se enfrían rápidamente, la formación de CrN se hace presente en esta fase, un ejemplo es su presencia en la zona afectada térmicamente de soldaduras de este tipo de materiales [30]. La formación de CrN, se debe principalmente a que aumento de temperatura se asocia con la reducción en la relación ferrita/austenita, donde la austenita se disuelve y parte del nitrógeno se difunde a la austenita restante y el resto de nitrógeno permanece en la ferrita [30].

## 2.5 Microestructura de los aceros dúplex y aceros inoxidable austeníticos.

Los aceros inoxidable dúplex están basados principalmente en el sistema ternario Fe-Cr-Ni. Las composiciones químicas de estos aceros se han ajustado de forma que la microestructura consiste nominalmente en un 50% de ferrita y un 50% de austenita, de ahí el término dúplex. En la Figura 2.1 se muestra la microestructura correspondiente a un acero dúplex 2205, donde se observa fases de austenita ( $\gamma$ ) alargadas dentro de la matriz de ferrita ( $\delta$ ) en la dirección de laminación del material.



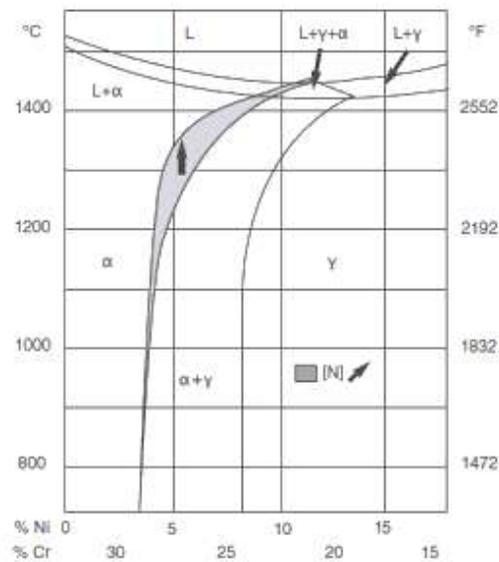
**Figura 2.1** Microestructura de un acero dúplex 2205 [22].

En el proceso de solidificación y enfriamiento, todos los aceros inoxidable dúplex se solidifican en un 100% de ferrita y dependen de la transformación parcial en estado sólido a austenita para esta microestructura equilibrada [21,23,31]. Debido tanto a los mayores contenidos de aleación como, al meticuloso y difícil procesamiento termomecánico de los productos forjados, los aceros inoxidable dúplex son más costosos de producir que los aceros inoxidable austeníticos [13].

La Figura 2.2 muestra el diagrama de fases pseudobinario hierro-cromo-níquel, donde se observa el comportamiento metalúrgico de los AID. Dependiendo de la composición de la aleación y conforme baja la temperatura, estas aleaciones solidifican como  $\delta$ , transformándose parcialmente en  $\gamma$ . A temperaturas más bajas se producen pocos cambios adicionales en el equilibrio  $\delta - \gamma$ .

También se muestra el efecto del aumento del nitrógeno [19]. El nitrógeno suele añadirse como elemento de aleación para acelerar la formación de la fase austenita y estabilizarla, también para mejorar la resistencia a la corrosión por picadura, así como mejorar tenacidad al impacto y las propiedades de tracción [28], se sabe que la adición de otros elementos como el molibdeno, el tungsteno y/o el cobre mejoran la resistencia a la corrosión [21].

Las cantidades relativas de ferrita y austenita en el material producido o fabricado dependen de la composición y del historial térmico del acero. Pequeños cambios en la composición pueden tener un gran efecto sobre la fracción de volumen relativa de estas dos fases, tal como muestra el diagrama de fases [32].

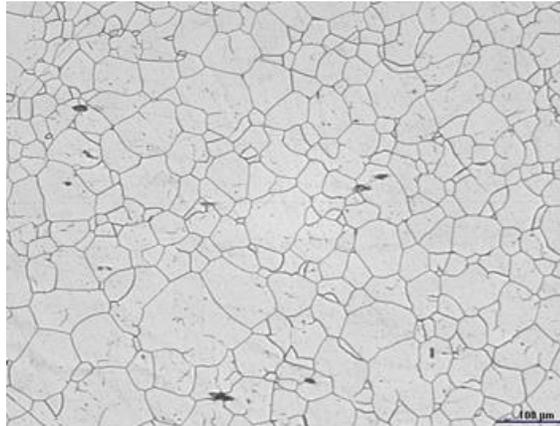


**Figura 2.2** Diagrama de fases pseudobinario Fe-Cr-Ni con 68% de Fe [32].

Se sabe que la fase ferrita fragiliza el metal de soldadura y deteriora las propiedades de corrosión, sin embargo, Khatak y col. [28] informaron recientemente que la fragilidad de un metal de soldadura de acero inoxidable austenítico no se debía a la presencia de una mayor cantidad de ferrita, sino a la presencia de trabajo en frío en el metal de soldadura.

El acero 316L es un tipo de acero inoxidable de austenita de cromo-níquel, que se utiliza ampliamente en la industria, por ejemplo, en la producción de productos químicos, la fabricación de barcos de vapor, pernos de alta temperatura y reactores nucleares debido a su excelente resistencia a la corrosión generalizada y a la corrosión del agua de mar y a la corrosión

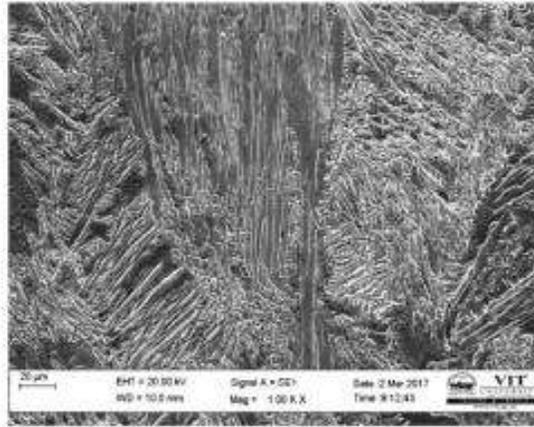
intergranular. La Figura 2.3 muestra la microestructura típica de un acero 316L, donde se observa una matriz totalmente austenítica con granos equiaxiados bien definidos.



**Figura 2.3** Microestructura AIA 316L [22].

Se han realizado diversas investigaciones donde evalúan la unión de un AID 2205 con AIA 316L utilizando como material de aporte un AID 2209. Esto como una opción viable a la resistencia a SCC. Vinoth y col. evaluaron [33] una junta soldada de AID 2205 con material de aporte ER-2209 mediante el proceso GTAW. La microestructura que obtuvieron tiene la presencia de fases de ferrita ( $\delta$ ) y austenita ( $\gamma$ ). Además, observaron diferentes fases de austenita encontradas en la región de la soldadura, una austenita en los límites de grano, una estructura de austenita Widmanstätten alargada y una fase de austenita intragranular.

La solidificación en la soldadura condujo a la formación de una matriz de ferrita inmediatamente después de la solidificación y la nucleación de fases de austenita tras un nuevo ciclo de enfriamiento, donde atribuyen estas diferencias principalmente a los sistemas de aleación y a la velocidad de enfriamiento en el proceso de soldadura. La ZAT mostró la presencia de ferrita más burda. Esto se debió principalmente a la temperatura cercana al punto de fusión alcanzada en esta región, (aproximadamente 1450 °C); la rápida acción de enfriamiento experimentada en esta región condujo a la ausencia de una reformación suficiente de los granos de austenita, como se observa en la Figura 2.4.



**Figura 2.4** Microestructura en la ZAT en una unión AID 2205 y AIA 316L mediante el proceso GTAW [33].

Hernández y col. [34] mediante la aplicación de campos electromagnéticos durante la unión de un AID 2205 Y AIA 316L, mediante el proceso GMAW, mostraron una ligera reducción en la ZAT de alta temperatura (ZATAT) del AID 2205 que va desde 6.77 mm<sup>2</sup> hasta 6.33 mm<sup>2</sup>. Esto puede deberse a que la agitación electromagnética arranque mayor cantidad de material parcialmente fundido y la mezcla dentro de la ZF. Estos cambios son críticos en términos de resistencia a la corrosión y cambios en las propiedades mecánicas, en comparación con la microestructura de las placas en condición de llegada del AID 2205.

## **2.6 Precipitación de fases secundarias.**

Durante los ciclos térmicos asociados a los procesos de soldadura por fusión, ocurren diferentes modificaciones estructurales en los AID. La mayoría de estas transformaciones ocurren en la fase ferrita, ya que debido a su estructura BCC es mucho más fácil que la difusión se lleve a cabo, además de que esta fase es más rica en Cr y Mo y estos elementos tienen una alta tendencia a promover la formación de compuestos intermetálicos [35,36].

Existen transformaciones de fase entre 300 y 1000 °C que pueden presentarse y que modifican las propiedades mecánicas y electroquímicas en forma perjudicial. Estas fases generalmente no deseadas se forman dependiendo de la composición química de la aleación y el tratamiento térmico y/o termomecánico al que se someta el acero dúplex. Fases como sigma ( $\sigma$ ), chi ( $\chi$ ) y Laves ( $\eta$ ) junto con los carburos y nitruros de cromo que tienden a formarse en los límites de grano, reducen la resistencia a la corrosión. Estas fases se llaman compuestos intermetálicos porque son más como un compuesto químico que una aleación [34]. Las fases perjudiciales como  $\sigma$ ,  $\alpha'$ , carburos y nitruros

pueden formarse en minutos en el rango de 300 a 1050 °C [37]. En los tratamientos térmicos es necesario en el procesamiento y la fabricación, así como los ciclos de servicio, tener en cuenta la cinética de reacción de la formación de estas fases para asegurar la obtención de las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión deseada [34].

La Figura 2.5 muestra el diagrama TTT, donde se muestran la formación de fases secundarias, las más comunes en este tipo de acero se describen a continuación:

**Fase Sigma;** puede precipitar en el rango de temperaturas de 700 a 1000°C. Su formación es favorecida por el contenido de Mo y Cr. El principal efecto de la fase sigma es la disminución de la resistencia a la corrosión por picadura, debido a la formación de una zona empobrecida de cromo preferentemente en límites de grano de ferrita y ferrita austenita [35,38]. Además aumenta la fragilidad, la dureza, mientras que la elongación y la reducción del área en ensayos de tracción a temperatura ambiente disminuyen [39].

La formación de ferrita  $\delta$  puede transformar a una fase frágil ( $\sigma$ ) por efecto de la temperatura y esta se forma por la segregación de sus propios elementos estabilizadores. El AIA 316L durante la solidificación del metal de soldadura presenta pequeñas cantidades de ferrita; aunque los AIA son susceptibles a formar la fase sigma cuando el contenido de Cr equivalente es >17-18 % peso [40]. La Tabla 2.1 muestra las características de las fases secundarias presentes en los AIA.

**Nitruros;** pueden precipitar en el rango de temperaturas de 600°C a 900°C. También pueden precipitar en la ZAT y en el metal de soldadura, especialmente si el contenido de ferrita cercana a la línea de fusión es demasiado alto, lo que lleva a la formación de carburos de cromo al enfriarse. Se sabe que la presencia de este tipo de precipitados promueve la pérdida de tenacidad y deteriora la resistencia a la corrosión en una junta soldada [38].

**Alfa prima;** puede formarse en la fase de ferrita en el rango de 350 a 550°C y puede disminuir las propiedades de tenacidad del material.

El tiempo acumulado en estos rangos de temperatura debido a la operación de soldadura puede conducir a la formación de estas fases. Puede evitarse siguiendo las recomendaciones de soldadura como el control de la velocidad de enfriamiento, el aporte de calor y la temperatura entre pasadas.

$\gamma^2$ : Se forma a partir de ferrita metaestable a una baja temperatura, principalmente durante soldadura de pasadas múltiples, principalmente en la ZAT. La nucleación y el crecimiento de la fase  $\gamma^2$  suele producirse por transformación difusiva ( $\gamma+\alpha \rightarrow \gamma+\alpha+\gamma^2$ ) en los límites de grano de la fase ferrita-austenita y en el interior de los de ferrita. La presencia de  $\gamma^2$  provoca una pérdida de

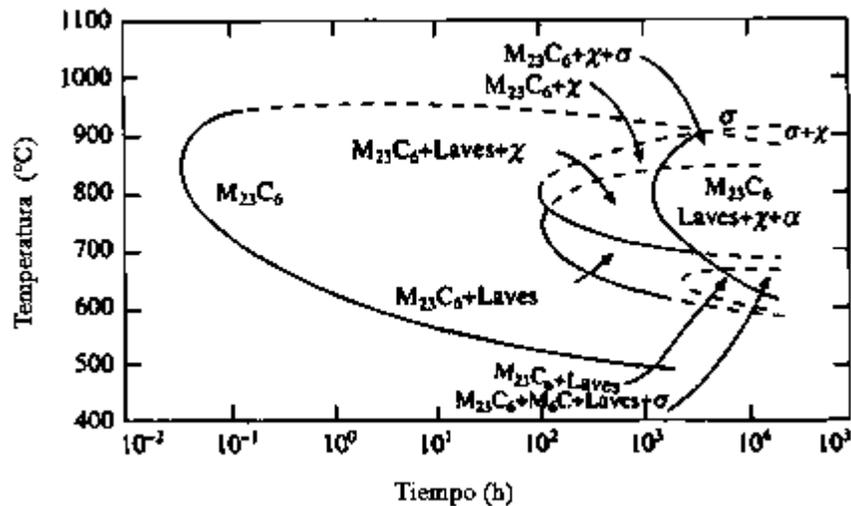
equilibrio químico entre la ferrita y la austenita primaria, lo que conduce a ataque por picadura en las regiones susceptibles [38].

**Tabla 2.1** Estructura cristalina y composición de fases secundarias en AIA [13,35,38] .

Fase	Estructura	Parámetro reticular (nm)	Rango de temperatura (°C)	Composición
Austenita	FCC	a= 0.598		
<b>Carburos</b>				
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	FCC	a=1.057	600-950	(Cr <sub>16</sub> Fe <sub>5</sub> Mo <sub>2</sub> )C <sub>6</sub> ; (FeCr) <sub>23</sub> C <sub>6</sub> ; (Cr <sub>17</sub> Fe <sub>4.5</sub> Mo <sub>1.5</sub> )C <sub>6</sub>
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	HC	a=0.692 c=0.454	950-1050	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> ; (FeCr) <sub>7</sub> C <sub>3</sub> ; (Fe <sub>0.6</sub> Cr <sub>0.4</sub> ) <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
NbC	FCC	a=0.447	-	NbC
TiC	FCC	a=0.433	-	TiC
<b>Nitruros</b>				
M <sub>3</sub> N	HC	a=0.478 c=0.444	-	β-Cr <sub>2</sub> N
NbN	BCC	a=0.440	-	NbN
TiN	BCC	a 0.424	-	TiN
CrN	SC	a=0.413 c=0.447	900-1000	CrN
<b>Intermetálicos</b>				
Sigma σ	Tetragonal	a=0.870 c=0.454	600-1000	(FeNi) <sub>x</sub> (CrMo) <sub>y</sub> FeCr; (FeNi) <sub>x</sub> (CrMo) <sub>y</sub>
Laves η	Hexagonal	a=0.473 c=0.772	-	Fe <sub>2</sub> Mo; Fe <sub>2</sub> Ti; Fe <sub>2</sub> Nb
Chi χ	BCC	a=0.880	700-900	(FeNi) <sub>63</sub> Cr <sub>18</sub> Mo <sub>4</sub> ; Cr <sub>16</sub> Fe <sub>18</sub> Mo <sub>5</sub> ; Fe <sub>36</sub> Cr <sub>12</sub> Mo <sub>16</sub>
<b>Impurezas menores</b>				
Sulfuros MS	FCC	a=0.524	-	MnS
Carburo de silicio	Hexagonal	a=0.307 c=0.504	-	SiC

**Carburos** M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>; son precipitados de estructura cúbica centrada en las caras, la precipitación de carburos suele preceder a la formación de fases intermetálicas. A medida que estas se forman, los carburos se disuelven debido a consideraciones termodinámicas, para reponer la matriz en Cr, Mo, C y N. Durante este período, la tasa de precipitación de las fases intermetálicas disminuye, tras lo cual se observa de nuevo un aumento, como se muestra en la Figura 2.5, la precipitación de estos carburos en los límites del grano es conocida por perjudicar la propiedad de impacto más que

cualquier otra propiedad mecánica, además su precipitación es extremadamente perjudicial para el comportamiento de corrosión localizada de los aceros inoxidable austeníticos [41].



**Figura 2.5** Diagramas TTT de posibles precipitaciones en aceros inoxidable dúplex [41].

## 2.7 Soldabilidad de los aceros inoxidables.

La soldabilidad de un acero dúplex requiere considerar aspectos en la obtención de una adecuada calidad, tales como la composición química, preparación de bordes de la unión o del procedimiento de corte y soldadura [42]. Los AID pueden soldarse a otros AID, AIA y aceros al carbono de baja aleación utilizando en la mayoría de los casos metales de aporte AID con mayor contenido de níquel que el metal base. El alto contenido de níquel en el metal de aporte asegura la formación de un nivel adecuado de  $\gamma$  en la soldadura durante el enfriamiento [36].

El ciclo de calentamiento en los procesos de soldadura afecta significativamente las propiedades de estos materiales alrededor de las juntas soldadas. Durante el calentamiento si se alcanzan temperaturas de 1350°C, la fase austenita de la estructura dúplex se disuelven en la matriz de ferrita, y los granos de ferrita se vuelven burdos. Durante la etapa de enfriamiento de 1350 a 800 °C, la austenita vuelve a precipitarse alrededor de los límites de los granos de ferrita. La estructura final depende de los parámetros de los ciclos térmicos como el tiempo de permanencia a elevada temperatura, la temperatura máxima y la velocidad de enfriamiento de 1350 a 800 °C. La velocidad de enfriamiento es la más significativa, una tasa de enfriamiento elevada da lugar a granos de ferrita excepcionalmente gruesos, lo cual es perjudicial para las propiedades mecánicas y de corrosión [35,43].

La exposición extrema en el rango de 700-955°C tiende a generar compuestos de hierro, molibdeno y cromo. Estos compuestos son perjudiciales para la tenacidad y la resistencia a la corrosión. La velocidad de formación de estos compuestos es muy rápida y se encuentra entre 815 y 870°C [35,43].

Como se ha mencionado antes, el principal objetivo es mantener proporciones similares de las fases de austenita y ferrita las cuales proporcionan características óptimas de este material.

Se ha demostrado que las microestructuras en la soldadura y en la ZAT depende de la velocidad de enfriamiento desde la temperatura máxima. Por lo tanto, se requiere una regulación adecuada de los constituyentes del metal de soldadura y de los parámetros de soldadura durante el proceso, en consecuencia se espera que el equilibrio ferrita/austenita en la zona de fusión se vea afectado por el tipo de proceso de soldadura [35,43].

En el caso del AIA 316L, como se ha mencionado anteriormente, presenta estructura austenítica, sin embargo, en procesos de soldadura se han observado pequeñas cantidades de ferrita ( $\delta$ ) en la microestructura de la soldadura a temperatura ambiente, su presencia reduce la tendencia al agrietamiento en caliente [44]. Si el primer sólido es FCC el modo de solidificación primario es la austenita. Si el primer sólido es BCC, el modo de solidificación primario es la ferrita. El modo primario de solidificación en la soldadura de aceros inoxidable austeníticos es importante para asegurar la integridad de la soldadura, especialmente desde la perspectiva del agrietamiento en caliente [44].

Una manera de obtener cuantitativamente este modo primario de solidificación es mediante la relación

$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}}$ , la cual lo predice para procesos por arco (fusión) de los aceros inoxidable de la serie 300, se

sabe que una pequeña pero finita cantidad de ferrita (3-4 vol. %) está presente en las soldaduras al final. Además de considerar el modo de solidificación de la serie 300 de acero inoxidable para la susceptibilidad al agrietamiento, se debe considerar también los efectos del azufre y el fósforo en la penetración de la soldadura y su posible agrietamiento. Los aceros con contenido excesivo de azufre pueden experimentar agrietamiento de la ZAT o en la línea central de soldadura, especialmente en aleaciones ricas con estabilizadores de austenita. El efecto del fósforo es importante para evitar el agrietamiento de la zona de fusión, pero tiene poco efecto sobre el control del metal de soldadura o los efectos de la penetración [44].

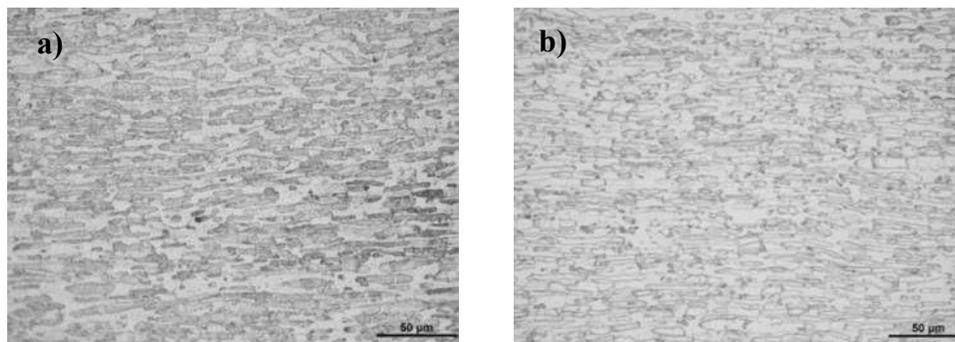
Los aceros con contenido excesivo de azufre pueden experimentar agrietamiento de la ZAT o de la línea central de soldadura, especialmente en aleaciones ricas en estabilizadores de austenita.

Se sabe que el cromo, el cual está presente en los aceros inoxidable y su variación en el metal base afecta a la relación final de la fase ferrita-austenita en la zona del metal de soldadura además

afecta directamente su comportamiento en la susceptibilidad a corrosión por picaduras [45]. Investigaciones previas han demostrado que una mayor cantidad de ferrita en el metal de soldadura es más susceptible a sufrir ataque por corrosión localizada [46].

Yilmaz y Uzun [47] compararon los resultados obtenidos de ensayos mecánicos para uniones soldadas de AISI 304L y AISI 316L de 5 mm de espesor unidas mediante el proceso de soldadura GMAW y GTAW. Para el proceso GMAW se utilizó material de aporte ER-316 L y para GTAW ER-308L y ER-316L. Los resultados mostraron el esfuerzo de cedencia y último, así como los valores de impacto y energía para las juntas 304L y 316L por GTAW, fueron mayores que respecto a las juntas por GMAW.

Hu y Xue [48] llevaron a cabo el proceso de soldadura con gas inerte de fusión de doble pulso en acero inoxidable dúplex 2205 y evaluaron los efectos del número de pulsos, así como la velocidad de soldadura. Los investigadores observaron como resultado un menor impacto para la velocidad, por otro lado, el impacto de los pulsos fue significativo debido a que contribuyeron en el nulo crecimiento del tamaño de grano de la ZAT además de que se preserva la típica morfología de austenita y ferrita como se observa en la Figura 2.6b) en comparativa con la microestructura del metal base de la Figura 2.6a).



**Figura 2.6** Micrografía de la ZAT para una junta de AID 2205 [48].

Allum y Quintino [49] investigaron los efectos de la alteración de la corriente media y la velocidad de soldadura en los parámetros de soldadura GMAW pulsada y encontraron que la dilución se maximizaba (hasta el 50%) para corrientes y velocidades de soldadura elevadas. Por el contrario, se minimizaba si se utilizaban corrientes y velocidades bajas, como se requiere en las aplicaciones de revestimiento. Ghosh y Gupta [49,50] demostraron que el uso de parámetros que comprenden una corriente media y una frecuencia de pulso comparativamente altas con una duración de pulso

baja dan lugar a una microestructura más fina con una menor dilución, lo que se busca en uniones de materiales disímiles.

## **2.8 Corrosión localizada en aceros inoxidables.**

En los aceros inoxidables dúplex, las picaduras se inician en el límite de fase ferrita/austenita ( $\gamma$  y  $\delta$ ) [51]. Investigaciones realizadas en el comportamiento de la resistencia a la corrosión en AID 2205 han mostrado que el contenido de nitrógeno en la aleación dúplex es el factor que controla la dirección de la propagación de las picaduras. Cuando la concentración de nitrógeno está en el rango de 0,01 a 0,02%, el Cr y Mo de la fase de ferrita hace que la ferrita sea más resistente a las picaduras, con la consiguiente propagación de la picadura y el ataque selectivo de la fase de la fase austenita. Por el contrario, en el caso de los AID con un contenido significativo de nitrógeno (por ejemplo, 0,14 %), se encontró el efecto contrario [28,51].

Para soldar aceros inoxidables dúplex, es esencial utilizar materiales de aporte que puedan crear un 5%-10% de ferrita delta en la microestructura soldada, lo que se requiere para evitar el agrietamiento en caliente. Aunque no existe un límite específicamente definido para el contenido de ferrita en el metal de soldadura y en la ZAT, esta debe estar en el rango de 25%-75% para obtener propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión óptimas [52].

Las aleaciones dúplex son susceptibles a la formación de fases adicionales que pueden influir en sus propiedades mecánicas y de corrosión. Estas fases pueden formarse durante la solidificación, tratamiento térmico o el envejecimiento durante la vida útil, y pueden tener un efecto significativo sobre la productividad y la vida útil de los aceros inoxidables dúplex. Una de estas fases que puede formarse es la fase ( $\sigma$ ), una fase intermetálica dura y frágil cuya composición suele ser hierro, cromo y molibdeno, y se forma en la ferrita. Aunque la fase  $\sigma$  se considera generalmente muy perjudicial para la resistencia a la corrosión de las aleaciones dúplex, debe profundizarse sobre el alcance y la magnitud de sus efectos [53].

La resistencia a la corrosión de los AID se basa en la presencia de una capa superficial pasiva. Las características de protección de esta capa pasiva están determinadas principalmente por la composición química del metal subyacente. La composición de la capa pasiva es muy diferente de la del sustrato metálico, como consecuencia de los diversos procesos que pueden tener lugar cuando la aleación está en contacto con un ambiente agresivo.

La interacción con el entorno puede producir un enriquecimiento en elementos como el cromo, el níquel, el molibdeno, el silicio y el cobre, o la disolución selectiva de otras especies como el hierro. Se ha demostrado que la precipitación de compuestos intermetálicos en la ferrita induce un comportamiento electroquímico más activo y como consecuencia disminuye drásticamente la resistencia a la corrosión de la aleación [51]. Se ha detectado corrosión selectiva sobre todo en las regiones donde se han llevado a cabo procesos de soldadura en plantas de reprocesamiento de combustible nuclear, en las industrias de la pulpa y el papel y en las plantas de urea [41].

Los AID muestran otro modo de corrosión localizada con respecto a la de los aceros austeníticos. El comportamiento ante las picaduras de los aceros inoxidable dúplex depende de su estructura, y el hecho de que el sulfuro de manganeso resida en los límites de grano cuando está presente, hace que el proceso sea muy complicado. Existen otros fenómenos que influyen en la disminución de la resistencia a la corrosión, como es el caso de la sensibilización, el cual se define como el empobrecimiento de cromo en los límites del grano y precipitación de carburo de cromo cerca o en los límites de grano, el cual puede presentarse en los procesos de soldadura de los AIA.

La sensibilización conduce a la degradación de la resistencia a la corrosión y las propiedades mecánicas. Existen investigaciones sobre el efecto del aporte térmico en la evolución microestructural de los AIA, pero el proceso de soldadura y las condiciones utilizadas son diferentes en cada caso. La microestructura y la resistencia a la corrosión de las uniones soldadas disímiles entre AID 2205 y AISI 316L con placas de 8 mm de espesor fueron estudiadas utilizando tres tipos diferentes de materiales de aporte como ER-347, ER-316L y ER-309L, empleando el proceso GTAW [38]. Sus resultados mostraron que el comportamiento de los tres electrodos era diferente debido a su diferente composición. En el ER-347 se observó mayor presencia de carburo y fases debido a un mayor contenido de carbono en la composición, lo que aceleró aún más la corrosión en la zona de fusión en un entorno de cloruro, 3.5% de NaCl respecto a los electrodos ER-316L y el ER-309L. Por otro lado, el ER-309L mostró más ferrita en la zona de fusión debido a su mayor contenido de carbono y mostró una mayor resistencia a la corrosión que los otros dos electrodos mencionados. Finalmente, se concluyó que el ER-309L es una mejor opción para las uniones disímiles de AID 2205 y AIA 316L debido a sus mayores propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión [38].

El metal de soldadura de componentes austeníticos soldados presenta una pequeña cantidad de ferrita necesaria para evitar el problema del agrietamiento en caliente durante la soldadura.

Respecto a este, muchas investigaciones mostraron que la disolución selectiva en la ferrita provocaba fallas relacionados con la corrosión en la soldadura. La ZAT adyacente a la soldadura puede ser atacada preferentemente como resultado de cambios metalúrgicos causados por los ciclos de calentamiento-enfriamiento [54,55].

## **2.9 Agrietamiento por corrosión y esfuerzo.**

El agrietamiento por corrosión y esfuerzo es un término utilizado para describir el fallo de los materiales de ingeniería que tiene lugar por la propagación de grietas inducidas por el medio ambiente. Esto ocurre principalmente en metales y aleaciones que están protegidos contra la corrosión uniforme por la formación de películas pasivas. En estos materiales, la ruptura localizada de la capa pasiva por medios mecánicos (tensiones presentes en el material) puede conducir a un ataque acelerado en una región muy estrecha, permaneciendo el resto de la zona protegida [45,56]. Una definición general del fenómeno SCC es la fractura de un material por la acción simultánea de un esfuerzo de tracción y un entorno corrosivo. Es un proceso sinérgico en el sentido de que el tiempo transcurre hasta la fractura, la disminución de la capacidad de carga, y otros efectos que se manifiestan, son diferentes de los efectos similares por la tensión o la corrosión que actúan por sí solas [41].

El fenómeno tiene una gran importancia industrial, ya que invariablemente se inducen tensiones durante la fabricación de componentes y estructuras de la planta y no es posible siempre eliminar esas tensiones o realizar mediciones fiables de las mismas en las estructuras de ingeniería [41].

La composición de la aleación, incluyendo la concentración de impurezas y trazas de elementos influyen en las propiedades de SCC. Las condiciones metalúrgicas, que incluyen la precipitación las segundas fases presentes en la matriz y los límites de grano, la composición de las fases, la segregación de los límites de grano, todos estos factores también afectan el comportamiento de SCC.

El AID 2205 exhibe una alta resistencia al agrietamiento por corrosión y esfuerzo, debido a la presencia de una matriz ferrítica de alta resistencia en su microestructura. Sin embargo, existen algunos medios tales como las soluciones cáusticas que pueden favorecer un ataque de SCC en los AID, especialmente en el metal de soldadura.

La unión disímil AID 2205 y AIA 316L se estudió en diferentes entornos para valorar la susceptibilidad al agrietamiento por corrosión y esfuerzo en un entorno de cloruro de magnesio

(MgCl<sub>2</sub>) y en un entorno inerte (glicerina). La zona del metal de soldadura mostró una menor susceptibilidad al agrietamiento por corrosión y esfuerzo en un entorno de MgCl<sub>2</sub> que los materiales base, fallando preferencialmente en la ZAT. Mientras que las muestras ensayadas en un entorno inerte fallaron en el lado del AIA 316L. Las grietas de corrosión se propagaron principalmente a través de la ferrita, pasando por los granos aciculares de austenita [38].

Beavers y col. [54] encontraron una correlación empírica válida entre la tensión residual y la incidencia al agrietamiento por corrosión y esfuerzo. Estudios recientes sobre la corrosión han revelado que hay dos condiciones específicas que conducen a SCC a baja temperatura. En primer lugar, las soluciones con concentraciones de cloruro de 0.5 M a 5 M y un pH cercano a 1 para los aceros inoxidable austeníticos a temperaturas inferiores a 60°C [57].

En segundo lugar, se observó en entornos con altas concentraciones superficiales de cloruro superiores al 20 % en peso. Estas soluciones pueden formarse en una superficie metálica en presencia de sales con suficiente solubilidad, como cloruros de calcio o magnesio expuestos al aire con una humedad relativa cercana al punto de deliquesencia [57].

Prosek y col. [56] concluyeron que la tendencia de los aceros inoxidable austeníticos a SCC y a las picaduras disminuye con el aumento del índice de resistencia a la corrosión (PREN por sus siglas en inglés).

En el caso de sus ensayos con aceros inoxidable dúplex fueron resistentes a SCC, el daño ocurre preferencialmente como corrosión selectiva de la fase ferrítica. Aunque el ataque por corrosión era a menudo sólo superficial, en determinadas circunstancias los materiales se corroían hasta 200 µm de profundidad, es decir, el 14% de la sección transversal del material.

Se ha realizado un extenso trabajo para investigar el comportamiento SCC del AID 2205 bajo una variedad de condiciones ambientales. Por ejemplo, se estudió el agrietamiento por hidrógeno y SCC en la solución estándar NACE TM-0177 o en condiciones de servicio simuladas, donde Tsai y Chen [56] demostraron que el AID 2205 era inmune a SCC en una solución concentrada de NaCl hasta una concentración del 26% en peso en una condición de pH casi neutro. Sin embargo, sufre agrietamiento por hidrógeno en condiciones de polarización catódica o en presencia de sulfuro de hidrógeno. Además, Luu y Owczarek [56,58] informaron que la fase ferrítica del 2205 es más susceptible al agrietamiento inducido por hidrógeno. Yazgi y Hardie encontraron que el SCC de los aceros inoxidable dúplex y superdúplex ocurre en un amplio rango de temperaturas en ambiente ácidos [56,58].

## CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL

### 3.1 Caracterización microestructural de los materiales base.

En este trabajo de investigación se utilizaron placas de 6.57 mm de espesor de AID 2205 y AIA 316L, su composición química se muestra en la Tabla 3.1.

Se cortaron piezas de cada material base y posteriormente cada uno de los materiales base fue caracterizado microestructuralmente; se realizó la preparación de probetas utilizando técnicas de metalografía estándar, es decir, desbaste con lijas de papel de carburo de silicio de granulometría variable y un pulido a espejo utilizando pastas de diamante de 6 y 3  $\mu\text{m}$ , para revelar la microestructura de los materiales base (MB), se utilizó un ataque electroquímico con una solución de 40%  $\text{HNO}_3$  con 2 V en un tiempo de 8 segundos. Las muestras se observaron y se digitalizaron imágenes por microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Este mismo procedimiento se realizó para la caracterización de las diferentes uniones soldadas con los diferentes modos de transferencia.

**Tabla 3.1** Composición química de los materiales base (% peso)

Material	C	Ni	Cr	Mn	Si	S	Mo	Cu	Al	N	Nb	Ti	Fe
AIA 316L	0.022	9.349	17.19	1.184	0.541	0.009	1.853	0.486	0.003	0.011	0.034	0.007	68.84
AID 2205	0.008	5.452	22.84	1.812	0.524	0.078	2.767	0.205	0.025	0.121	0.019	0.004	65.91

### 3.2 Diseño de experimentos por el método Taguchi

#### 3.2.1 Preparación de soldadura

Se utilizó un diseño de experimentos (DOE por sus siglas en inglés) basado en la metodología Taguchi, el cual fue un arreglo ortogonal Taguchi  $L_9$ , llevándose a cabo para tres factores diferentes, corriente pico ( $I_p$ ), corriente de fondo ( $I_b$ ) y tiempo de pulso ( $t_p$ ), para tres niveles; el diseño experimental se presenta en la Tabla 3.2.

**Tabla 3.2** Factores de soldadura y sus niveles.

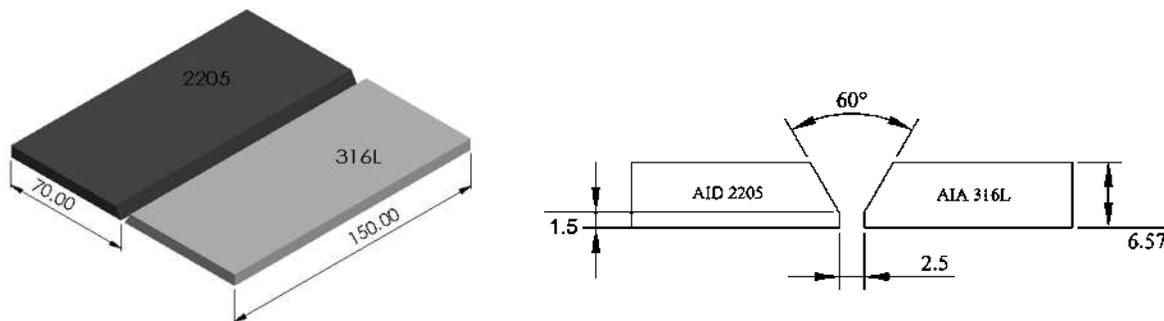
	1	2	3
$I_p$ (A)	150	152	162
$I_b$ (A)	137	147	149
$t_p$ (ms)	9.7	10	10.3

Los niveles de los factores se determinaron a partir de un depósito de soldadura realizado bajo el modo sinérgico con transferencia por arco pulsado capaz de llenar la junta soldada con un paso de soldadura. La combinación de los diferentes niveles para las pruebas experimentales se presenta en la Tabla 3.3.

**Tabla 3.3** Arreglo ortogonal  $L_9$ .

$I_p$ (A)	$I_b$ (A)	$t_p$ (ms)
150	137	9.7
150	147	10
150	149	10.3
152	137	10
152	147	10.3
152	149	9.7
162	137	10.3
162	147	9.7
162	149	10

Se cortaron placas de AID 2205 y AIA 316L de 70 x 150 mm<sup>2</sup> utilizando una sierra cinta, se prepararon en V simple con un ángulo de la ranura 60°, con un talón de 1.5 mm y una separación de 2.5 mm, con la finalidad de facilitar la penetración del material fundido y promover fusión lateral completa como se muestra en la Figura 3.1 se muestran las dimensiones de las placas, así como la configuración de la junta.



**Figura 3.1** Dimensiones para la preparación de la junta, cotas en mm.

Para la soldadura se empleó el proceso de soldadura GMAW pulsado y GMAW convencional con transferencia por rocío, con ayuda de un equipo OTC Dahien Well Bee DP400. El gas de protección utilizado fue 98% Ar +2% O<sub>2</sub>. El material de aporte utilizado para el desarrollo de los experimentos de la metodología Taguchi fue ER-316L-Si, el cual es recomendado para este tipo de uniones, su composición química se presenta en la Tabla 3.4 conforme a la norma AWS 5.9 [59].

En la Tabla 3.4 y 3.5 también se muestra la composición ER-309L utilizado durante el desarrollo de este proyecto, así como los parámetros de soldadura, respectivamente utilizados en la comparativa de los diferentes modos de transferencia.

**Tabla 3.4** Composición química de los diferentes materiales de aporte (% peso).

Material	C	Ni	Cr	Mn	Si	S	Mo	Cu	Al	N	Nb	Ti	Fe
ER-309L	0.03	12-14	23-25	1-2.5	0.3-0.65	0.03	0.75	0.75	----	----	----	----	Bal.
ER-316L-Si	0.018	12.2	18.5	1.7	0.85	<0.01	2.7	0.1	----	----	----	----	Bal.

**Tabla 3.5** Parámetros de soldadura.

Proceso	Voltaje (V)	Intensidad de corriente (A)	Flujo de gas ( $\frac{L}{min}$ )	Distancia de trabajo (mm)	Velocidad de avance ( $\frac{mm}{s}$ )	Diámetro del electrodo (mm)	Alimentación ( $\frac{mm}{s}$ )	Gas de protección (%)
GMAW	24.8	168	18.8	10	2.66	1	152.4	98 Ar 2 O <sub>2</sub>
GMAW-P	22.9	150/149	14.15	10	3.08	1	152.4	98 Ar 2 O <sub>2</sub>

### 3.2.2 Análisis macroestructural

Para obtener el grado de dilución, se prepararon probetas de la sección transversal de las diferentes juntas soldadas, utilizando técnicas de metalografía estándar, es decir, desbaste con lijas de papel de carburo de silicio de granulometría variable y un pulido a espejo utilizando pastas de diamante de 6, 3 y 1  $\mu\text{m}$ . Para revelar la macroestructura se utilizó ataque electroquímico en una solución al 10% de ácido oxálico. Los parámetros fueron 6 V en un tiempo promedio de 25 segundos. Una vez revelada la macroestructura, se digitalizaron imágenes de las juntas soldadas y por medio del software AUTOCAD se determinó el grado de dilución para cada uno de los nueve experimentos del arreglo ortogonal Taguchi, se midió el área correspondiente a la dilución para cada uno de los materiales base, así como el área total del cordón de soldadura de acuerdo con la Figura 3.2. Con ayuda de la ecuación (1) se obtuvieron los porcentajes de dilución correspondientes para cada junta soldada.

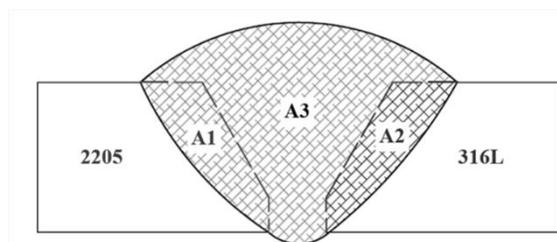
$$\% \text{ dilución} = \left( \frac{A_1 + A_2}{A_1 + A_2 + A_3} \right) \times 100\% \quad (1)$$

Donde

$A_1$ : Cantidad de metal base fundida AID 2205

$A_2$ : Cantidad de metal base fundida AIA 316L

$A_3$ : Área total del cordón



**Figura 3.2** Esquema de áreas utilizadas para el porcentaje de dilución.

### 3.2.3 Aporte térmico

El calor de aporte para el proceso GMAW-P se calculó mediante el promedio de los valores de corriente y voltaje promedio, como se muestra a continuación:

$$H = \eta \left( \frac{I_{av} V_{av}}{v} \right) \quad (2)$$

Donde

$$I_{av} = \frac{I_p t_p + I_b t_b}{t_p + t_b} \quad (3)$$

$$V_{av} = \sum_{i=1}^n \frac{V_i}{n} \quad (4)$$

Donde

$H$ : Aporte térmico (kJ/mm)

$I_{av}$ : Corriente promedio (A)

$V_{av}$ : Voltaje promedio (V)

$I_p$ : Corriente pico (A)

$I_b$ : Corriente base (A)

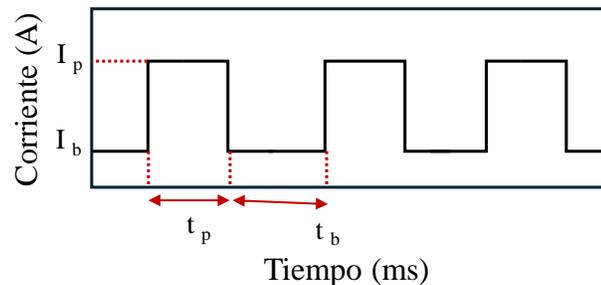
$t_p$ : tiempo de permanencia pico (ms)

$t_b$ : tiempo de permanencia base (ms)

$\eta$ : eficiencia del proceso de 85%

$v$ : velocidad de avance de la antorcha (mm/s)

Estos parámetros pueden observarse en la Figura 3.3.



**Figura 3.3** Representación esquemática de un diagrama corriente-tiempo durante la soldadura de potencia pulsada.

En el caso del aporte térmico con modo de transferencia por rocío se determinó a partir de:

$$H = \eta \left( \frac{IV}{v} \right) \quad (5)$$

Donde

$I$ : Corriente instantánea (A)

$V$ : Voltaje instantáneo (V)

$\eta$ : eficiencia del proceso de 85%

$v$ : velocidad de avance de la antorcha (mm/s)

### 3.2.4 Análisis relación señal/ ruido

La relación señal/ruido ( $S/N$  por sus siglas en inglés) indica una relación de la media (señal) a la desviación estándar (ruido) y es clasificada en tres criterios: “nominal es mejor”, “mayor es mejor” y “menor es mejor” En esta investigación se consideró realizar el análisis con el criterio **menor es mejor**; ya que para la dilución se considera importante que sea la menor posible; al igual que para el aporte térmico.

La  $S/N$  para el criterio “menor es mejor” para todas las respuestas fue calculado; para cada una de las corridas con la siguiente ecuación;

$$S / N = -10 \log_{10} \left( \sum \frac{y^2}{n} \right) \quad (6)$$

Donde

$y$  es el valor de la variable de respuesta que se requiera analizar, para este caso se considera la dilución, el aporte térmico y la ZAT del lado del AID 2005 y el  $n$  el número de experimentos realizados.

Independientemente del criterio elegido la selección del parámetro óptimo se basa en la obtención del valor máximo en las gráficas  $S/N$ .

### 3.2.5 Análisis de la varianza.

En este estudio se utilizó el análisis ANOVA (Análisis de varianza, por sus siglas en inglés) , el cual tiene como finalidad obtener el parámetro más significativo de acuerdo con un mayor valor en la contribución. Este valor se obtiene mediante la estimación de la varianza entre las variables de salida de los diferentes niveles de cada factor. Este análisis se obtuvo con ayuda del software Minitab ® con el modelo de regresión lineal.

### 3.3 Validación de parámetros óptimos para el proceso GMAW-P.

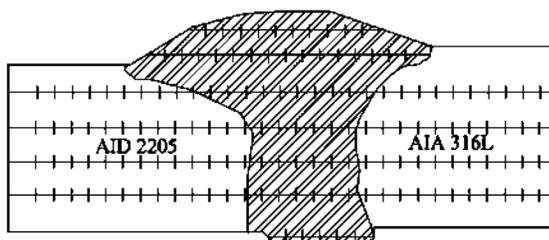
Se realizaron las mediciones correspondientes del porcentaje de dilución y el área de la ZAT del 2205 de 3 muestras por cada experimento de juntas realizadas previamente, con el fin de validar la selección de los parámetros óptimos en cuanto a la media obtenida y la desviación estándar. La preparación de la junta es la misma mostrada en la Figura 3.1.

### 3.4 Caracterización microestructural por la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD)

Para el estudio por la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD por sus siglas en inglés) se prepararon probetas de aproximadamente  $1\text{ cm}^3$ , la preparación se llevó a cabo utilizando técnicas de metalografía estándar con el desbaste con lijas de SiC de granulometría 180 a 1500, después se realizó un pulido con pastas de diamante de 3 y  $6\text{ }\mu\text{m}$ . Posteriormente, se realizó un electropulido con una solución de 25 % de  $\text{HClO}_4$  y 75 % de  $\text{CH}_3\text{COOH}$  a 6 V, en un tiempo de 25 s con agitación.

### 3.5 Medición del contenido de ferrita

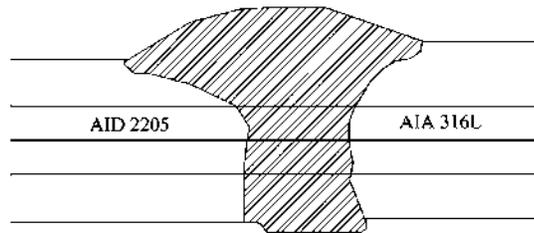
Para determinar el porcentaje de ferrita en cada una de las juntas soldadas se cortaron probetas en forma transversal a la soldadura. La preparación se llevó a cabo utilizando técnicas de metalografía estándar con el desbaste con lijas de SiC de granulometría 180 a 1500, después se realizó un pulido con pastas de diamante 3 y  $6\text{ }\mu\text{m}$ . Posteriormente se realizaron líneas guías a lo largo y ancho con un espaciamiento de 1 mm en área de  $2.70\text{ cm}^2$ , para cada una de las diferentes condiciones para determinar el punto de lectura con ayuda de un ferritoscopio Fischer modelo FMP30. La Figura 3.4 muestra un esquema de como se llevaron a cabo las mediciones.



**Figura 3.4** Dibujo esquemático del área de medición del contenido de  $\delta$  en los perfiles transversales de las juntas soldadas.

### 3.6 Perfiles de dureza

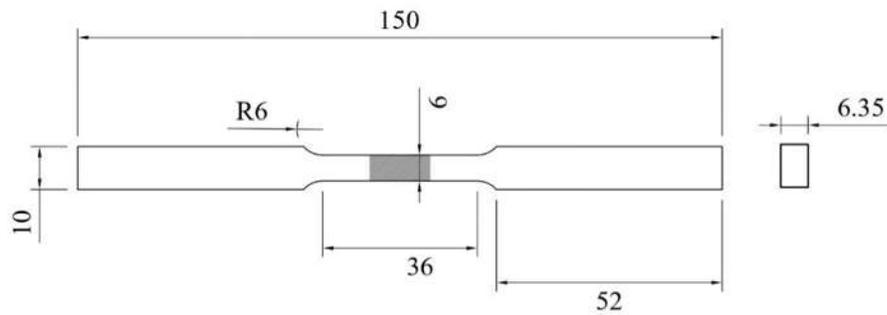
Los perfiles de microdureza se realizaron de forma transversal a las soldaduras con un indentador Vickers con el microdurómetro HM220 Mitutoyo. La preparación se llevó a cabo mediante el desbaste con lijas de SiC de diferente granulometría, posteriormente se pulieron con pastas de diamante 3 y 6  $\mu\text{m}$  y un ataque electroquímico con una solución de 40%  $\text{HNO}_3$  con 2 V en un tiempo de 8 s. Las mediciones se llevaron a cabo con una separación de 0.2 mm entre cada indentación. Realizando los perfiles de micro dureza como se muestran de manera esquemática en la Figura 3.5 utilizando una carga de 100 g durante 15 s, acorde a la norma ASTM E384 [60].



**Figura 3.5** Perfiles de microdureza  $\text{HV}_{100}$  realizado a las diferentes soldaduras.

### 3.7 Ensayo de tensión.

El ensayo de tensión fue realizado en la máquina universal de la marca Zwich/Roell modelo Z100 con una velocidad de deformación de 0.016 mm/s. Las probetas fueron maquinadas conforme a la norma ASTM E8 [61], la Figura 3.6 presenta la geometría y dimensiones de las probetas. La deformación axial se midió durante las pruebas con un extensómetro posicionando los clips a una separación de 35 mm en la sección reducida de las probetas. Para el caso de las juntas soldadas el cordón de soldadura se situó en el centro de la longitud calibrada. Las superficies mecanizadas se prepararon con papel de esmeril SiC hasta un grano de 2000 para reducir las imperfecciones superficiales, realizando por duplicado el ensayo para cada una de las condiciones dadas.



**Figura 3.6** Dimensiones para las probetas para los ensayos de tensión, cotas en mm.

Para el trazo de la curva ingenieril  $\sigma$  vs  $\epsilon$ , se utilizaron las siguientes ecuaciones:

$$\sigma = \frac{F}{A} \text{ [Pa]} \quad (7)$$

$$\epsilon = \frac{\delta}{L_0} \left[ \frac{\text{mm}}{\text{mm}} \right] \quad (8)$$

Donde

$$\delta = L_f - L_0 \text{ [mm]} \quad (9)$$

En el caso del trazo de la curva  $\sigma$  vs  $\epsilon$  verdadera se utilizaron las siguientes ecuaciones

$$\sigma_{verd} = \sigma (1 + e) \text{ [Pa]} \quad (10)$$

En el caso de la deformación

$$\epsilon_{verd} = \ln(1 + e) \left[ \frac{\text{mm}}{\text{mm}} \right] \quad (11)$$

Este estudio, se empleó la ecuación de Hollomon  $\sigma = K\epsilon_p^n$  donde  $n$  y  $k$  son constantes que permiten obtener el comportamiento en un ensayo de tensión axial, las cuales se calcularon a partir de la expresión (14):

$$\log(\sigma) = \log(K\epsilon_p^n) \quad (12)$$

$$\log(\sigma) = \log(K) + \log(\epsilon_p^n) \quad (13)$$

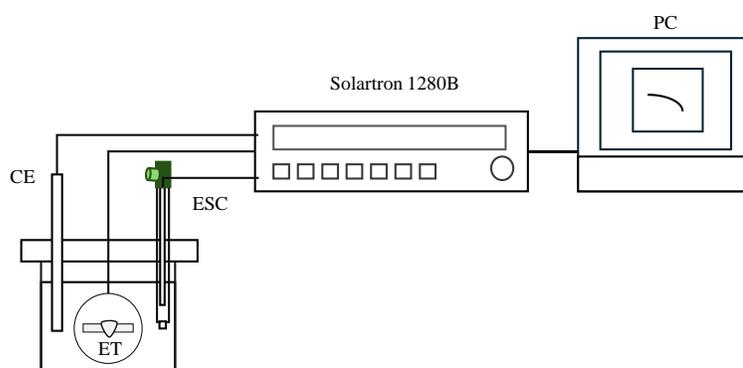
$$\log(\sigma) = \log(K) + n_p \log(\epsilon) \quad (14)$$

### 3.9 Comportamiento electroquímico

Se llevó a cabo la caracterización electroquímica mediante técnicas electroquímicas de corriente directa como polarización potenciodinámica, así como la evaluación cuantitativa del grado de sensibilización mediante la técnica de reactivación potenciocinética de doble ciclo, y de corriente alterna como la espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS por sus siglas en inglés). Estos ensayos se llevaron a cabo en los diferentes materiales base AID 2205 y 316L y en las juntas soldadas por GMAW en diferentes modos de transferencias y con los diferentes materiales de aporte.

#### 3.9.1 Polarización potenciodinámica

Para determinar el comportamiento electroquímico de los metales base y las uniones disímiles por soldadura, se realizó el ensayo de polarización potenciodinámica mediante el uso de una celda electroquímica de tres electrodos conectada a una estación electroquímica marca Solartron modelo 1280B. La celda consta de un electrodo de trabajo (ET) el cual es el material en estudio, un electrodo de referencia (ESC) de calomel saturado y un electrodo auxiliar de grafito (CE) como se muestra en la Figura 3.7. Las pruebas se llevaron a cabo en una solución 3.5% NaCl registrando como primer paso el potencial a circuito abierto (OCP por sus siglas en inglés) por 10 min. La polarización se realizó a una velocidad de 20 mV/min, aplicando un sobrepotencial catódico de 400 mV y un sobrepotencial anódico de 600 mV. Al terminar cada una de las 3 repeticiones se analizó la superficie con microscopía óptica para determinar las zonas más susceptibles al ataque localizado.



**Figura 3.7** Arreglo de la celda electroquímica.

### ***3.9.2 Reactivación potenciocinética de doble ciclo***

Para llevar a cabo la evaluación cuantitativa del grado de sensibilización de las uniones disímiles soldadas por fusión se realizaron ensayos de polarización potenciodinámica cíclica a partir del potencial de circuito abierto (OCP) de la interfase electrificada formada por el electrodo de trabajo y el electrolito hasta un valor de potencial anódico en el cual la interfase se encuentra pasiva, de ese valor de potencial el barrido de potencial se aplica en sentido contrario hasta regresar al OCP. Se utilizó la celda electroquímica convencional de 3 electrodos descrita en la sección anterior, así como la estación electroquímica. El electrolito utilizado fue una solución de 2M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> +1M HCl+0.5M NaCl para el acero dúplex, en el caso del acero austenítico se utilizó una solución de 2M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> +1M HCl. El electrodo de trabajo estuvo inmerso en la solución por 10 minutos para después someterlo a la polarización potenciodinámica cíclica en una ventana de potencial de 900 mV vs. ECS utilizando una velocidad de barrido de 100 mV/min. Cada ensayo se llevó a cabo utilizando electrolito fresco con no más de 48 h desde su preparación y a temperatura ambiente, manteniendo constante el valor de pH de la solución.

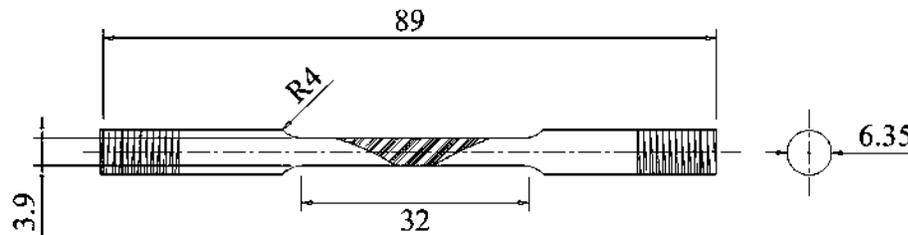
### ***3.9.3 Espectroscopía de impedancia electroquímica***

Los ensayos de EIS se realizaron a diferentes potenciales tales como 0.05, 0.150, 0.250 y 0.375 V vs. OCP, en una solución de 3.5% NaCl con la aplicación de una señal sinusoidal de potencial con amplitud de 10 mV en un rango de frecuencias de 20000 a 0.002 Hz. La celda utilizada consta de un electrodo de trabajo (ET), un electrodo auxiliar de grafito (CE) y un electrodo de referencia (ER) de calomel saturado (Hg<sub>2</sub>Cl<sub>2</sub>/Hg) como se muestra esquemáticamente en la Figura 3.7. La superficie de las muestras fue preparada con lija de granulometría 1200, posteriormente enjuagada con agua destilada. Cada una de las condiciones se realizó por triplicado

### **3.10 Ensayo de agrietamiento por corrosión y esfuerzo.**

Los ensayos de agrietamiento por corrosión y esfuerzo (SCC por sus siglas en inglés) se realizaron en una celda, con ayuda de un equipo de desplazamiento a velocidad constante (CERT por sus siglas inglés) la cual consta de una maquina universal de tensión, fatiga y compresión integrado con una unidad de monitoreo y adquisición de datos. La Figura 3.8 muestra las dimensiones de las probetas de las diferentes uniones soldadas, que fueron utilizadas para este ensayo.

Los ensayos de corrosión y esfuerzo se llevaron a cabo mediante la técnica de bajas deformaciones (SSRT por sus siglas en inglés) a una velocidad de deformación de  $1 \times 10^{-6} \text{ mms}^{-1}$ . La presencia del fenómeno de SCC depende de la presencia del esfuerzo aplicado y las condiciones acuosas, por ello las condiciones para este estudio fueron en una solución al 20 %  $\text{MgCl}_2$ , debido a que es altamente utilizado para aceros inoxidable como lo indica la norma ASTM-G36 [62] a dos temperaturas,  $25^\circ\text{C}$  y  $85^\circ\text{C}$  con un  $\text{pH}=3$ . Posteriormente se observaron las diferentes condiciones en MO y MEB.



**Figura 3.8** Dimensiones para las probetas de agrietamiento por corrosión y esfuerzo, cotas en mm.

Las ecuaciones para determinar el índice de agrietamiento por corrosión y esfuerzo se muestran a continuación, las cuales fueron tomadas de NACE TM 198 [63]:

Para el índice de reducción del tiempo de falla ( $I_{TF}$ )

$$I_{TF} = \frac{\text{Tiempo de falla de la prueba } i}{\text{Tiempo de falla de la prueba en aire}} \quad (15)$$

Para el índice de reducción de área ( $I_{RA}$ )

$$\text{Reducción de área} = \frac{A_i - A_f}{A_i} \times 100\% \quad (16)$$

Donde

$A_i$ : Área inicial

$A_f$ : Área final

$$I_{RA} = \frac{\text{Reducción de área de la prueba } i}{\text{Reducción de área de la prueba en aire}} \quad (17)$$

Para el índice de elongación plástica ( $I_{EP}$ )

$$I_{EP}(\%) = \left( \frac{E_F}{L_i} - \left( \frac{\sigma_F}{\sigma_{PL}} \right) \times \frac{E_{PL}}{L_i} \right) \times 100 \quad (18)$$

Donde:

$E_f$ : Elongación en la falla (mm)

$L_i$ : Longitud inicial (mm)

$\sigma_f$ : Esfuerzo de falla (MPa)

$\sigma_{PL}$ : Esfuerzo en el límite proporcional (punto de cedencia)

$E_{PL}$ : Elongación en el límite proporcional (Punto de cedencia) (mm)

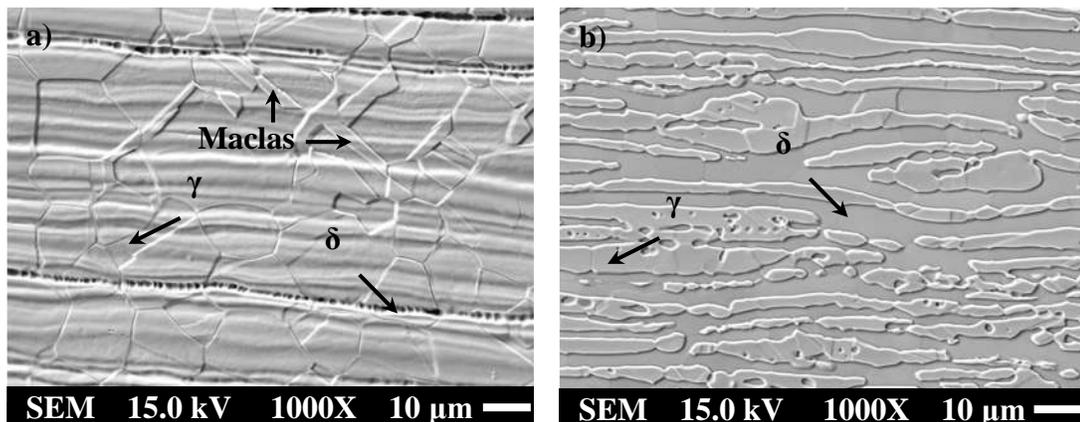
Finalmente, para el índice de agrietamiento por corrosión y esfuerzo ( $I_{SCC}$ )

$$I_{SCC} = \frac{I_{TF} + I_{RA} + I_{EP}}{3} \quad (19)$$

## CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 4.1 Caracterización de los materiales base.

La Figura 4.1 muestra las micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido, de los materiales base (MB) utilizadas en este estudio. La Figura 4.1a) muestra la microestructura del AIA 316L, en la imagen se observa una matriz austenítica con granos equiaxados y maclas producidas por los esfuerzos de corte experimentadas durante el proceso de laminación. Además, se observan bandas de ferrita alineadas en la dirección de laminación. Esta fase está presente como consecuencia de la segregación de cromo y molibdeno que promueve la formación de la fase  $\delta$  durante la solidificación y el tratamiento termomecánico, además se encuentra en rangos de 2-5% [18,64]. La Figura 4.1b), presenta la típica microestructura dúplex del acero 2205 en la dirección de laminación, y se caracteriza por la presencia de los granos alargados de austenita ( $\gamma$ ) dentro de la matriz de ferrita ( $\delta$ ) con una fracción aproximada del 57% y 43%, respectivamente.

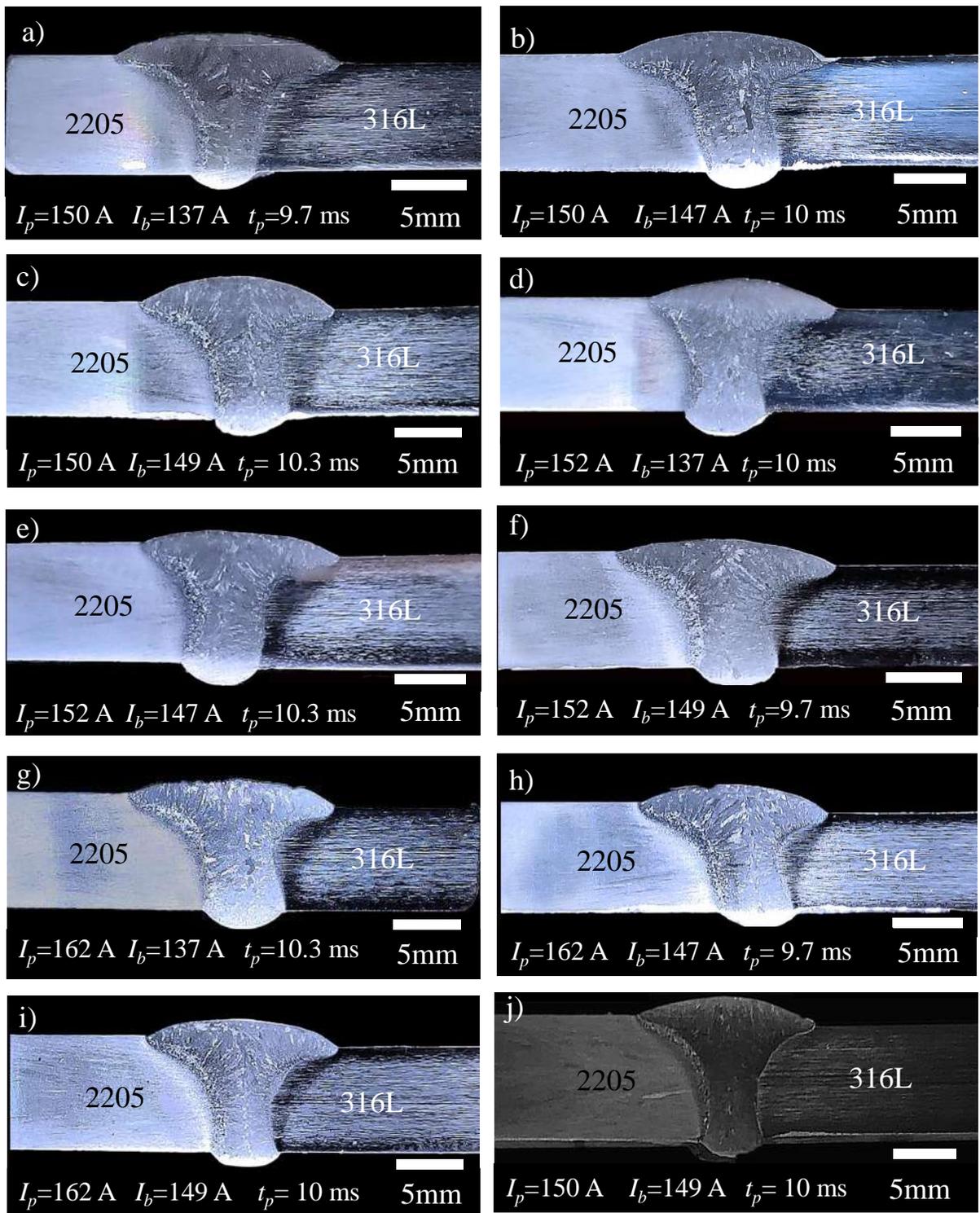


**Figura 4.1** Microestructura de los materiales base en la dirección de laminación; a) 316L y b) 2205.

### 4.2 Optimización de las variables de soldadura

#### 4.2.1 Análisis por medio de la metodología Taguchi

La Figura 4.2 muestra los perfiles macroestructurales de los 9 ensayos de soldadura realizados según la matriz ortogonal  $L_9$  del diseño de experimentos con el método Taguchi.

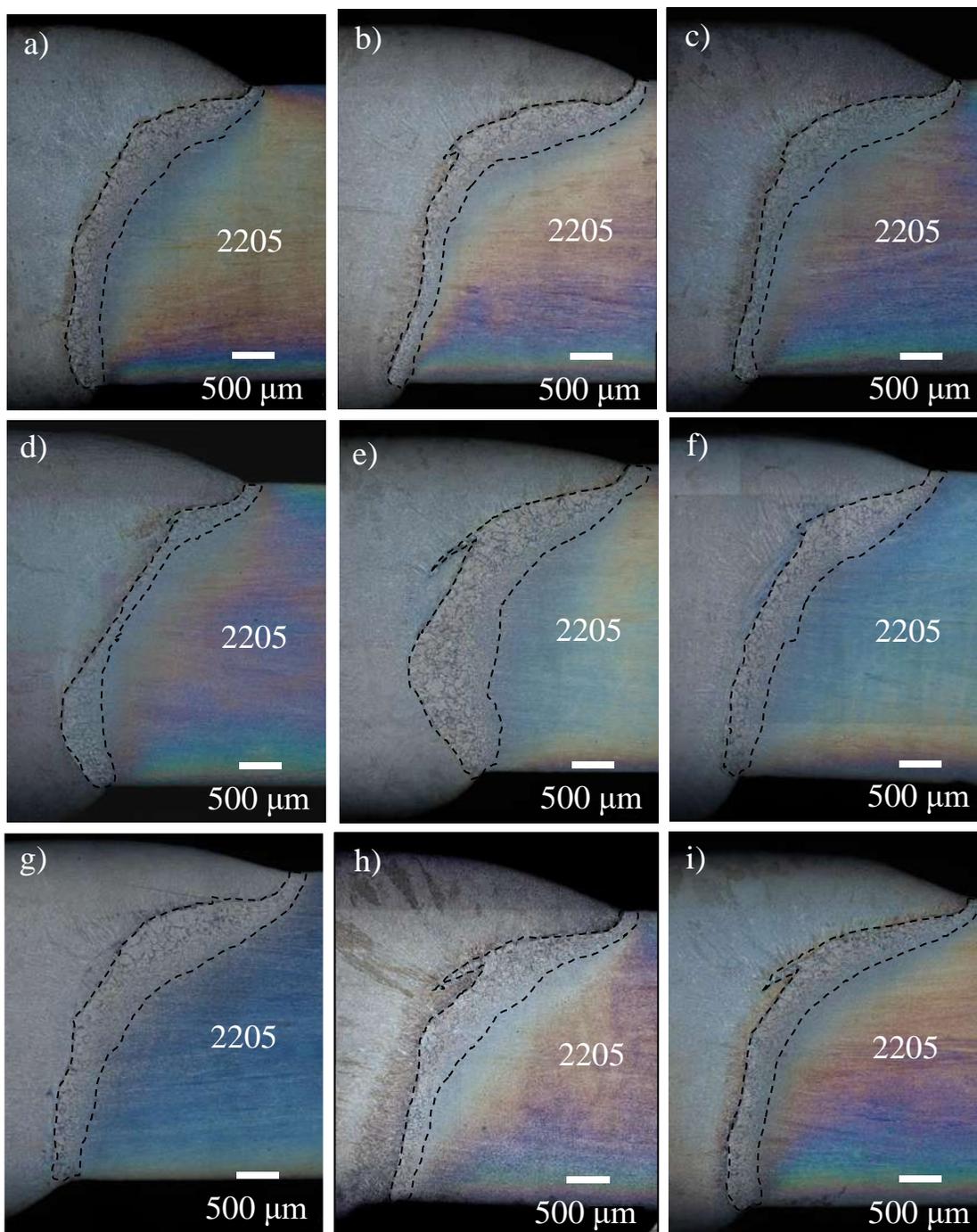


**Figura 4.2** Macrografías de las secciones transversales de las diferentes uniones soldadas disímiles.

La geometría de los distintos cordones de soldadura es notablemente diferente debido a las variaciones en los parámetros de soldadura. Además, independientemente de los parámetros de soldadura empleados, se observa una penetración completa en ambas caras de las uniones soldadas disimilares, como consecuencia los efectos de dilatación y contracción durante la soldadura es mínima, así como la distorsión. No se observaron discontinuidades como socavaduras, grietas o porosidades. A partir de estas imágenes, se calculó el % de dilución como se ha descrito anteriormente en la sección experimental.

La Figura 4.3a)-i) muestra a detalle, las características reveladas mediante el ataque electroquímico en el lado del acero dúplex 2205. En estas imágenes puede apreciarse la extensión de la zona afectada térmicamente (ZAT), indicada por las líneas discontinuas. La ZAT está formada por zonas afectadas por el calor a alta y baja temperatura (ZAT-AT y ZAT-BT, respectivamente). La zona ZATAT es la región en la que el MB alcanzó la temperatura de ferritización y, en consecuencia, la relación ferrita/austenita cambió significativamente, mientras que la ZATBT comprende la región en la que el MB experimentó una modificación parcial de la microestructura. Los efectos del aporte térmico en la afección térmica de la ZAT del 2205 son de interés en las propiedades mecánicas de la unión soldada, pero sobre todo en la resistencia a la corrosión. Las variaciones del aporte térmico afectan, en principio, a la fracción volumétrica de MB fundido y diluido con el electrodo fundido introducido en el metal de soldadura. Además, afecta a la estructura de grano en ambos; el metal de soldadura durante la solidificación del baño de soldadura y la ZAT como se puede apreciar en las imágenes mostradas en la Figura 4.3. Desde esta perspectiva, es de suma relevancia optimizar los parámetros de soldadura de forma que se induzca una baja dilución y afección térmica del AID 2205. Además, las transformaciones dependen de la velocidad de enfriamiento y de los efectos acumulativos del proceso de soldadura [7,13,65].

Un mayor aporte térmico está directamente relacionado con un mayor volumen del metal de soldadura, debido a la gran fracción volumétrica del MB fundido. Así, el efecto del tiempo de pico del pulso ( $t_p$ ) es un parámetro muy importante para el proceso GMAW-P ya que durante un tiempo corto, se reducen el tamaño y el calor de las gotas de metal de aportación transferidas y, por tanto, se minimiza el tamaño del cordón de soldadura y el tamaño de la ZAT [64].



**Figura 4.3** Macroestructura del arreglo ortogonal de Taguchi de la ZAT del AID 2205.

La Tabla 4.1 muestra los valores obtenidos para los valores de dilución de cada MB y el % de dilución total de las uniones soldadas disimiles junto con el tamaño de la ZAT en el AID 2205. Los datos se representan en los gráficos de la Figura 4.4. En los resultados se observa la correlación esperada, es decir, las soldaduras con mayor aporte de calor fueron las que presentan mayor % de

dilución. Por ejemplo, el ensayo 8 corresponde a la soldadura con mayor pico de corriente ( $I_p=162$  A), la alta corriente provoca mayor fusión de las paredes laterales de la unión. Este comportamiento también se reportó en la referencia [66]. Además, se observan diferencias para cada BM debido a las diferentes propiedades termo físicas. Por ejemplo, el AID 2205 tiene menor expansión térmica y mayor coeficiente de conductividad térmica que el AIA 316L, por lo que su dilución es menor [67].

**Tabla 4.1** Resultados del % de dilución y área de la ZAT obtenidos para las juntas soldadas disímiles 316L/2205.

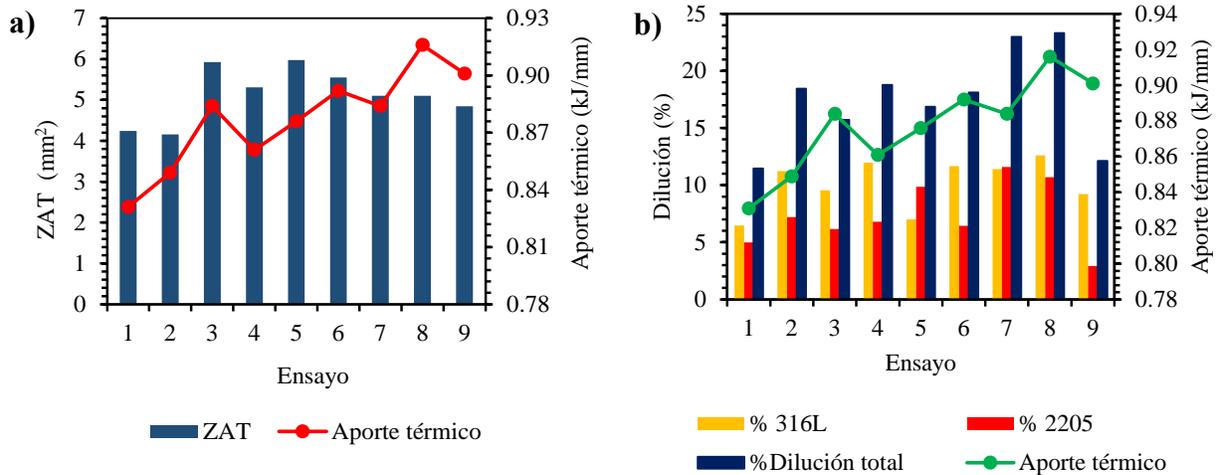
Prueba	Dilución del 316L (%)	Dilución del 2205 (%)	Dilución total (%)	Área ZAT 2205 (mm <sup>2</sup> )	Aporte térmico (kJ/mm)
1	6.48	4.99	11.46	4.24	0.831
2	11.23	7.20	18.44	4.16	0.849
3	9.56	6.16	15.72	5.93	0.884
4	11.98	6.80	18.78	5.31	0.861
5	7.01	9.85	16.86	5.98	0.876
6	11.67	6.43	18.10	5.55	0.892
7	11.40	11.58	22.99	5.1	0.884
8	12.51	10.60	23.12	5.1	0.916
9	9.21	2.912	12.12	4.85	0.901

Respecto a los valores obtenidos para el tamaño de la ZAT en el AID 2205, se observan cambios significativos de hasta un 34% para el ensayo 2 con  $I_p = 150$  A,  $I_b = 147$  A y  $t_p = 10$  ms respecto al ensayo 5 con  $I_p = 152$  A,  $I_b = 147$  A y  $t_p = 10.3$  ms debido a los ajustes del pulso.

Los mayores valores de tamaño de la ZAT se midieron para las soldaduras obtenidas en los ensayos 3 y 5 con valores alcanzados de aporte térmico de 0.884 y 0.876 kJ/mm. Estas soldaduras corresponden con los valores más altos para el mayor tiempo de permanencia del pulso. Este parámetro afecta en la energía térmica necesaria suministrada solo bajo el periodo de tiempo seleccionado permitiendo un mayor o menor enfriamiento según sea el caso, lo cual afecta significativamente en el área de la ZAT [68].

Los efectos del aporte térmico se observan en la geometría del cordón de soldadura y en el tamaño de la ZAT para las diferentes soldaduras. Los cambios en la corriente de pico y en el tiempo de pulso modifican la distribución del calor en la unión por alteraciones en las características de transferencia de las gotas fundidas dando lugar a diferencias en la geometría de los cordones de soldadura y en la microestructura en las diferentes zonas de las juntas soldadas.

Estas características repercuten en las propiedades mecánicas, así como en la ductilidad y la tenacidad, ya que éstas son función del contenido de ferrita en la ZAT y del metal de soldadura [69].



**Figura 4.4** Resultados extraídos de los ensayos de soldadura realizados según la matriz experimental L<sub>9</sub>. a) Variación del % de dilución en función del aporte térmico y b) variación del tamaño de la ZAT en el MB 2205 en función del aporte térmico.

#### 4.2.2 Análisis señal/ ruido

La Tabla 4.2 muestra los valores correspondientes al análisis señal/ruido (*S/N* por sus siglas en inglés) correspondientes a la dilución de las uniones disímiles y al tamaño de la ZAT del AID 2205. Los valores más altos de las relaciones *S/N* corresponden a los valores más bajos del porcentaje de dilución, así como del área de la ZAT. Con una correcta selección de los parámetros del pulso de soldadura,  $I_b$ ,  $I_p$  y  $t_p$  y la adecuada formación, desprendimiento y transferencia de las gotas optimizará las características de las soldaduras, ya que estos parámetros minimizan el aporte de material de soldadura sobre la superficie de los materiales base y disminuyen su fusión y dilución [70].

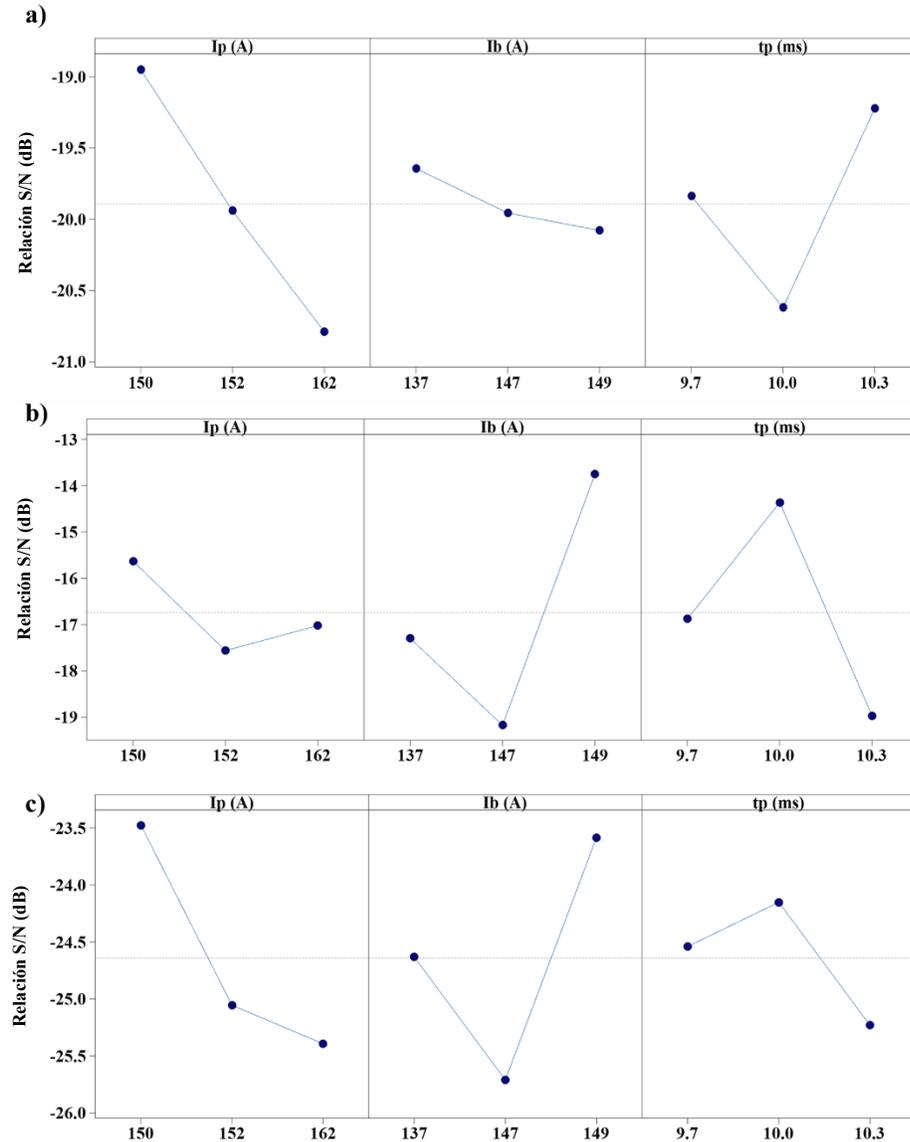
De acuerdo con los datos obtenidos, un mayor valor en la relación *S/N* permite identificar la mejor respuesta en términos del % de dilución. Por ejemplo, en el caso del ensayo 1, tiene el mejor resultado para la menor relación *S/N* mientras que una menor relación *S/N* sugiere una disminución en la calidad de las características de la soldadura por ejemplo el ensayo 8.

**Tabla 4.2** Relación S/N (dB) para el % dilución y área de la ZAT del AID 2205.

Ensayo	Dilución del 316 L	Dilución del 2205	Dilución total	Área del ZAT en 2205
1	-16.23	-13.96	-21.189	-12.54
2	-21.01	-17.15	-25.31	-12.38
3	-19.61	-15.79	-23.92	-15.46
4	-21.57	-16.65	-25.47	-14.50
5	-16.92	-19.87	-24.53	-16.23
6	-21.34	-16.17	-25.16	-14.88
7	-21.14	-21.28	-27.23	-14.15
8	-21.94	-20.51	-27.28	-14.15
9	-19.28	-9.28	-21.67	-13.71

La Tabla 4.2 muestra los resultados de la relación  $S/N$ , donde se observa la variabilidad de los factores y sus respectivos niveles. Según la metodología de Taguchi, independientemente del criterio elegido, se sabe que cuanto mayor es la relación  $S/N$ , mayor es la calidad de respuesta esperada, es decir, mejor porcentaje de dilución [70].

El principal análisis realizado a partir de estos valores es la definición de los niveles para cada factor que minimiza la variable respuesta, es decir, el % de dilución de los BM y el % de dilución total de la unión soldada y la importancia del control de los parámetros del proceso GMAW-P ( $I_b$ ,  $I_p$  y  $t_p$ ). En concreto, para este estudio la correcta sincronización de estos parámetros conduce a la energía necesaria para impulsar la gota desde la punta del electrodo, teniendo un efecto directo sobre el tamaño de la gota desprendida y a su vez sobre el baño de soldadura. La mejor interacción entre estos parámetros debería producir el mínimo aporte de calor con la tasa de deposición óptima [71]. La Figura 4.5 muestra el comportamiento de cada factor que minimiza el valor de la variable de entrada, los valores más altos se seleccionan como los parámetros de mejor comportamiento ya que tienen la relación  $S/N$  más alta.



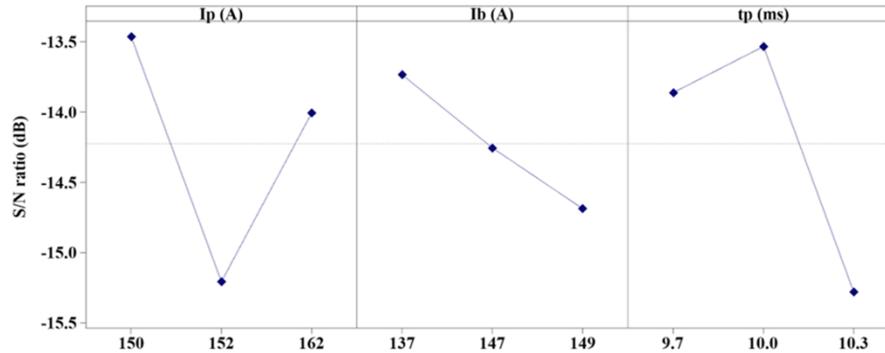
**Figura 4.5** Gráfica de efectos principales de las relaciones S/N. a) 316L % dilución, b) 2205 % dilución y c) % dilución total.

De acuerdo con los valores obtenidos por el análisis de Taguchi, se observa que  $t_p$  es el primero en la clasificación, ya que presenta un mayor delta como se muestra en la Tabla 4.3. Esto concuerda con la investigación realizada por Sen et al. [65] donde los autores demostraron que la contribución térmica dependía del tiempo de permanencia del pulso, ya que está íntegramente relacionada con la variación temporal de la corriente. Se observa que hay una disminución de la señal/ruido con respecto a los parámetros para la corriente base como se muestra en la Figura 4.6. La influencia de  $t_p$  está asociada a la fusión y desprendimiento de la gota del hilo de relleno. Dupont et al. [72]

sugieren que un aumento o disminución del % de dilución está relacionado con la distribución del arco que controla las velocidades de fusión relativas de los metales base y del material de aporte. Los valores de las relaciones S/N elegidos se muestran en la Tabla 4.4 para cada % de dilución de los materiales base y área de la ZAT.

**Tabla 4.3** Relación S/N (dB) para la variable de respuesta, área de la ZAT del AID 2205.

Nivel	$I_p$ (A)	$I_b$ (A)	$t_p$ (ms)
1	-13.46	-13.73	-13.86
2	-15.21	-14.25	-13.53
3	-14.01	-14.69	-15.28
Delta	1.74	0.95	1.75
Clasificación	2	3	1



**Figura 4.6** Gráfica de efectos principales para la relación S/N del área de la ZAT del AID 2205.

#### 4.2.3 Análisis de la varianza (ANOVA)

El análisis ANOVA indica el porcentaje de contribución para cada factor de los parámetros de soldadura. En este caso se consideró el voltaje como covariable para mejorar la precisión de los resultados, ya que este parámetro es fundamental porque regula la estabilidad del arco y la contribución térmica. La Tabla 4.5 muestra los parámetros que afectan significativamente a las características de calidad. En el caso para el % de dilución, las principales contribuciones son el tiempo de pico del pulso ( $t_p$ ) y la corriente de pico ( $I_p$ ) debido a su estrecha correlación observada en la anchura del cordón de soldadura [71]. Los grados de libertad (GL) se presentan para cada factor igual a 2 y en el caso de la covariable como 1; que indica la suma de las variables independientes en la suma de cuadrados (SC), el último indica una medida de

variación para los diferentes componentes del modelo. El valor de F se determina e indica la asociación con las variables de respuesta.

**Tabla 4.4** Variables seleccionadas para cada variable de respuesta.

	Parámetro	Nivel	S/N
Dilución del AIA 316L	$I_p$	1	-18.95
	$I_b$	1	-19.64
	$t_p$	3	-19.22
Dilución del AID 2205	$I_p$	1	-15.63
	$I_b$	3	-13.75
	$t_p$	2	-14.36
Dilución total	$I_p$	1	-23.48
	$I_b$	3	-23.58
	$t_p$	2	-24.15
Área de la ZAT del AID 2205	$I_p$	1	-13.46
	$I_b$	1	-14.25
	$t_p$	2	-13.53

**Tabla 4.5** ANOVA para % de dilución.

Respuestas		Dilución del AIA 316L			Dilución del AID 2205			Dilución total		
Variable	GL	Ajuste SC	F	Contribución	Ajuste SC	F	Contribución	Ajuste SC	F	Contribución
Voltaje	1	21.21	2.62	1.33%	8.97	7.03	27.78%	57.77	3.65	17.90%
$I_p$	2	22.6	1.39	24.46%	16.41	6.43	45.17%	76.9	2.43	52.72%
$I_b$	2	9.32	0.57	6.23%	11.64	4.56	17.32%	16.19	0.51	9.92%
$t_p$	2	18.1	1.12	46.95%	4.88	1.89	7.69%	10.14	0.32	7.60%
Error	1	8.11		21.03%	1.28		2.04%	15.81		11.86%
Total	8			100.00%			100.00%			100.00%

La Tabla 4.6 muestra que el tiempo de pico de los pulsos,  $t_p$ , contribuye a la reducción de la extensión de la ZAT debido a que representa el tiempo de permanencia de los pulsos en el proceso GMAW-P y por lo tanto afecta a la reducción del aporte térmico causando una reducción tanto del tamaño de la piqueta de soldadura como de la ZAT. El tamaño de esta zona y la afectación en el equilibrio de fases tiene un profundo efecto en su resistencia a la corrosión. Investigaciones realizadas concluyen que una afectación térmica significativa del MB conduce a fases perjudiciales que aumentan la susceptibilidad a la corrosión localizada [73]. En esta zona se producen diferentes

fenómenos, ya que su engrosamiento también está determinado por la conductividad térmica del material. El uso de GMAW-P afecta a la agitación de la pileta de soldadura, además la transferencia de calor por convección aumenta en corriente pulsada, y las transformaciones dependerán de la velocidad de enfriamiento [65,70,74].

**Tabla 4.6** ANOVA para el área del AID 2205.

Fuente	GL	Ajuste SC	F	Contribución
Voltaje	1	0.11	0.41	1.15%
$I_p$	2	1.74	3.15	36.37%
$I_b$	2	0.15	0.26	18.25%
$t_p$	2	1.7	3.06	38.01%
Error	1	0.28		6.21%
Total	8			100.00%

#### 4.2.4 Verificación de la predicción de los parámetros óptimos

De acuerdo con los niveles establecidos y las respuestas encontradas en los ensayos experimentales, se obtuvieron los parámetros de predicción del ANOVA. La Tabla 4.7 muestra las condiciones óptimas de predicción obtenidas en el análisis S/N. Los parámetros más influyentes, como la corriente de pico ( $I_p$ ) y el tiempo de pico del pulso ( $t_p$ ), contribuyen a la formación y desprendimiento de las gotas. Durante la soldadura, la energía térmica necesaria para fundir el metal se suministra durante los pulsos de corriente de pico durante los periodos de tiempo establecidos. Sin embargo, aunque la corriente de base parece no tener contribución, esta permite mantener el arco estable durante el proceso [71,72,75].

**Tabla 4.7** Parámetros de soldadura óptimos de acuerdo con la predicción del análisis Taguchi.

Parámetros de soldadura	Factor		
	$I_p$ (A)	$I_b$ (A)	$t_p$ (ms)
Nivel	150	149	10

Para verificar la veracidad de la predicción realizada por la metodología Taguchi, se realizaron tres ensayos de repetición con los parámetros óptimos predichos para validar la reproducibilidad de los resultados obtenidos en el presente estudio. Las Tablas 4.8, 4.9, 4.10, 4.11, muestran la comparativa de la relación señal/ruido predicho con respecto a los resultados experimentales utilizando las

condiciones óptimas. En todos, se observa una mejora de las respuestas obtenidas con respecto a las mediciones de la relación señal/ruido. Este paso final se utiliza para verificar la mejora de la característica de calidad utilizando las combinaciones óptimas de parámetros. Se ha demostrado que la metodología Taguchi ayuda eficazmente a mejorar la calidad y las características microestructurales en soldaduras disímiles [76] y los resultados encontrados en este estudio son consistentes en este sentido. La Figura 4.2j) muestra la macrografía de uno de los ensayos de replicación. El cordón de soldadura es casi simétrico, su ensanchamiento es limitado en comparación con las otras soldaduras y el tamaño de la ZAT no parece grande. Estas características concuerdan muy bien con las predicciones de las Tablas Tabla 4.8-4.11. Por ejemplo, en la Tabla 4.11, la predicción indica que con los parámetros óptimos se obtendrá un área de la ZAT del AID 2205 de 4.6 mm<sup>2</sup>, la medición experimental de las réplicas dio un valor de 4.24 mm<sup>2</sup>.

**Tabla 4.8** Resultados de validación para el % de dilución del AIA 316L.

	Parámetros iniciales de soldadura			Parámetros óptimos de soldadura					
	Media			Predicción			Experimental		
	$I_p$ (A)	$I_b$ (A)	$t_p$ (ms)	$I_p$ (A)	$I_b$ (A)	$t_p$ (ms)	$I_p$ (A)	$I_b$ (A)	$t_p$ (ms)
Nivel	152	147	9.7	150	149	10	150	149	10
Dilución del AIA 316L (%)		10.45			9.81			5.7	
Relación S/N (dB)		-19.94			-19.86			-15.15	
Mejora respecto relación S/N = 4.79									

**Tabla 4.9** Resultados de validación para el % de dilución del AID 2205.

	Parámetros iniciales de soldadura			Parámetros óptimos de soldadura					
	Media			Predicción			Experimental		
	$I_p$ (A)	$I_b$ (A)	$t_p$ (ms)	$I_p$ (A)	$I_b$ (A)	$t_p$ (ms)	$I_p$ (A)	$I_b$ (A)	$t_p$ (ms)
Nivel	162	137	9.7	150	149	10	150	149	10
Dilución del AID 2205 (%)		8.71			2.13			3.9	
Relación S/N (dB)		-17.72			-10.26			-11.85	
Mejora respecto relación S/N = 5.87									

**Tabla 4.10** Resultados de validación % de dilución total de las juntas disímiles 2205/316L.

	Parámetros iniciales de soldadura	Parámetros óptimos de soldadura
--	-----------------------------------	---------------------------------

	Media			Predicción			Experimental		
	$I_p$	$I_b$	$t_p$	$I_p$	$I_b$	$t_p$	$I_p$	$I_b$	$t_p$
	(A)	(A)	(ms)	(A)	(A)	(ms)	(A)	(A)	(ms)
Nivel	162	137	9.7	150	149	10	150	149	10
Dilución total (%)		18.19			11.94			9.6	
Relación S/N (dB)		-24.94			-21.93			-19.67	
Mejora respecto relación S/N = 5.27									

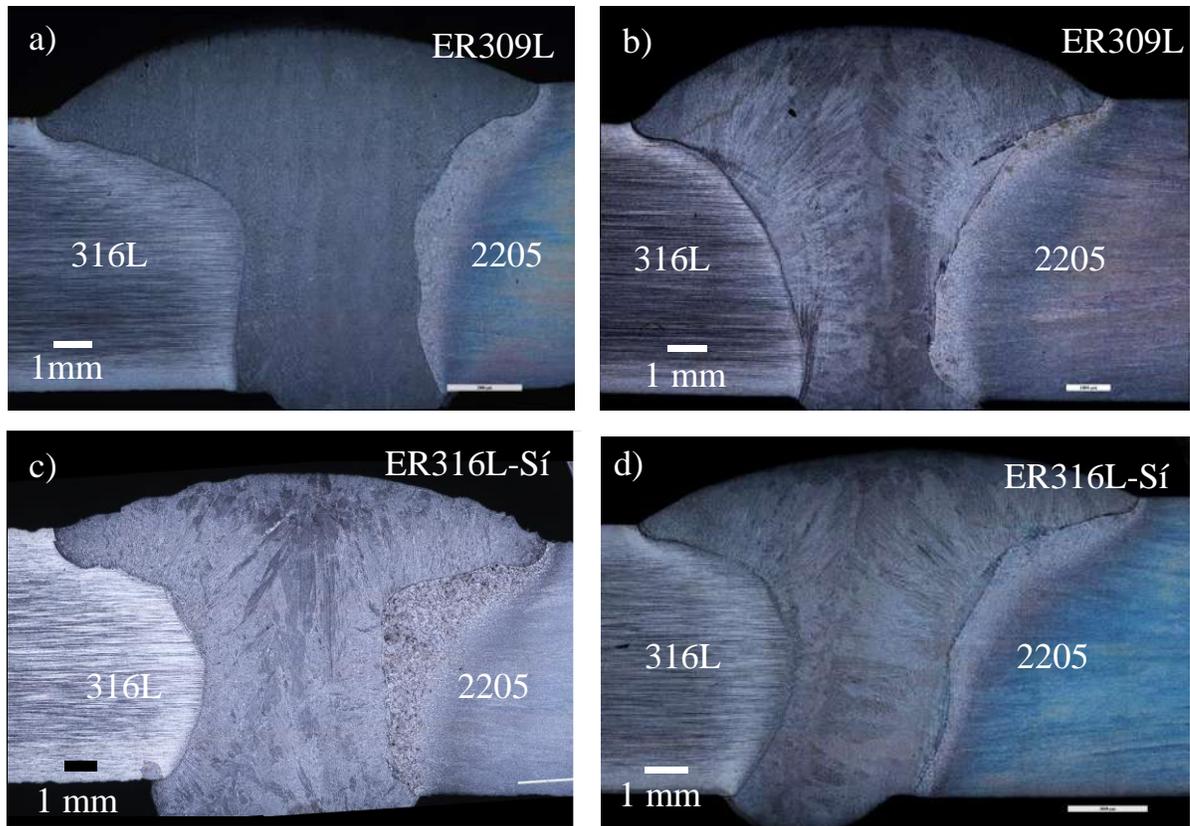
**Tabla 4.11** Resultados de validación para el área de la ZAT del AID 2205.

	Parámetros iniciales de soldadura			Parámetros óptimos de soldadura					
	Media			Predicción			Experimental		
	$I_p$	$I_b$	$t_p$	$I_p$	$I_b$	$t_p$	$I_p$	$I_b$	$t_p$
	(A)	(A)	(ms)	(A)	(A)	(ms)	(A)	(A)	(ms)
Nivel	162	147	10	150	149	10	150	149	10
Área ZAT 2205 (mm <sup>2</sup> )		4.65			4.6			4.24	
Relación S/N (dB)		-13.34			-13.23			-13.2	
Mejora respecto relación S/N = 0.14									

### 4.3 Caracterización microestructural de las juntas soldadas

#### 4.3.1 Comparativa entre los modos de transferencia por arco pulsado y por rocío.

En la Figura 4.7 se muestran los perfiles de las diferentes juntas soldadas, en todos se observa que existe penetración completa para ambos lados, la distorsión es mínima, no se observaron discontinuidades como socavaduras, grietas ni porosidades. Los cambios más significativos se encuentran en el porcentaje de dilución, así como en las dimensiones de la ZAT que engloba a la zona de alta y baja temperatura (ZATAT y ZATBT, respectivamente) para cada uno de los materiales base los cuales se muestran en la Tabla 4.12 para cada proceso.



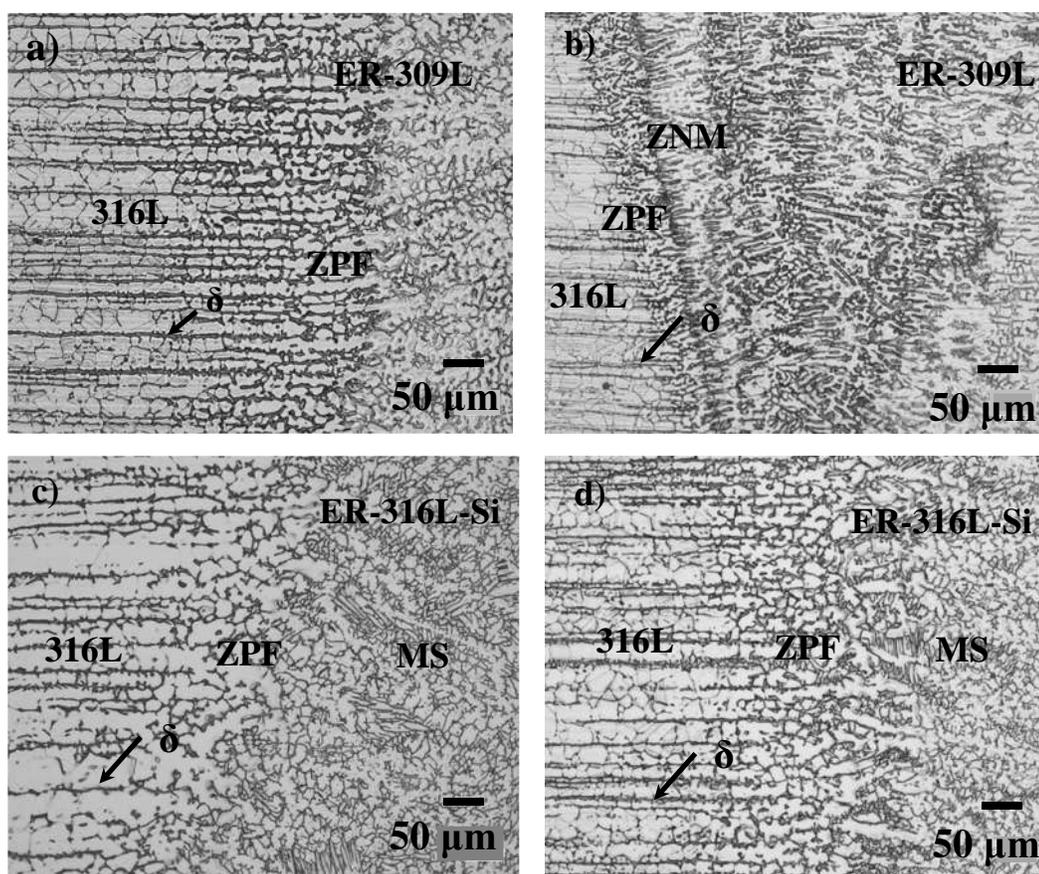
**Figura 4.7** Macrografías de las diferentes juntas soldadas; a) proceso GMAW con material de aporte ER-309L, b) proceso GMAW-P con material de aporte ER-309L, c) proceso GMAW con material de aporte ER-316L-Si y d) proceso GMAW-P con material de aporte ER-316L-Si.

En la Figura 4.8 se muestra la interfaz entre el metal base AIA 316L y el metal de soldadura bajo las diferentes condiciones de proceso y material de aporte utilizado. En las Figura 4.8 a), b) y d) se observa la presencia de bandas de ferrita, con lo que se restringe el crecimiento de grano austenítico y también el agrietamiento en caliente. También es evidente una mayor cantidad de esqueletos de ferrita, debido a que la transformación ferrita-austenita se encuentra restringida, obteniendo estos patrones residuales de ferrita que esta presente en el interior de los brazos interdendríticos primarios. Por otro lado, en la Figura 4.8c) la presencia de las bandas de ferrita es menor y como consecuencia el crecimiento de grano es evidente, además de la presencia de una zona parcialmente fundida (ZPF). Esta zona también se observa bajo las diferentes condiciones de soldadura y material de aporte la cual se caracteriza por una pequeña porción del metal base que se ha fundido completamente y recristalizado sin sufrir dilución con el material de aporte. Se ha reportado que este tipo de zonas tiene una alta presencia de ferrita, ya que debido a una mayor concentración de elementos estabilizadores de esta fase como el Cr, además que suele retenerse en

velocidades de enfriamiento rápidas extendiéndose desde el metal base hasta la interfaz mostrando un patrón vermicular [76].

**Tabla 4.12** Resultados de las características macroestructurales para las diferentes juntas soldadas.

Condición	Dilución 316L (%)	Dilución 2205 (%)	Dilución total (%)	ZAT 316L (mm <sup>2</sup> )	ZAT 2205 (mm <sup>2</sup> )	Aporte térmico (kJ/mm)
GMAW-309L	10.61	8.9	19.55	9.74	9.65	1.33
GMAW-P-309L	6.6	6	12.71	3.3	8.8	0.889
GMAW-316L	15.31	18.77	34.08	6.71	4.8	1.39
GMAW-P-316L	14.44	6.3	20.74	6.59	6.87	0.901



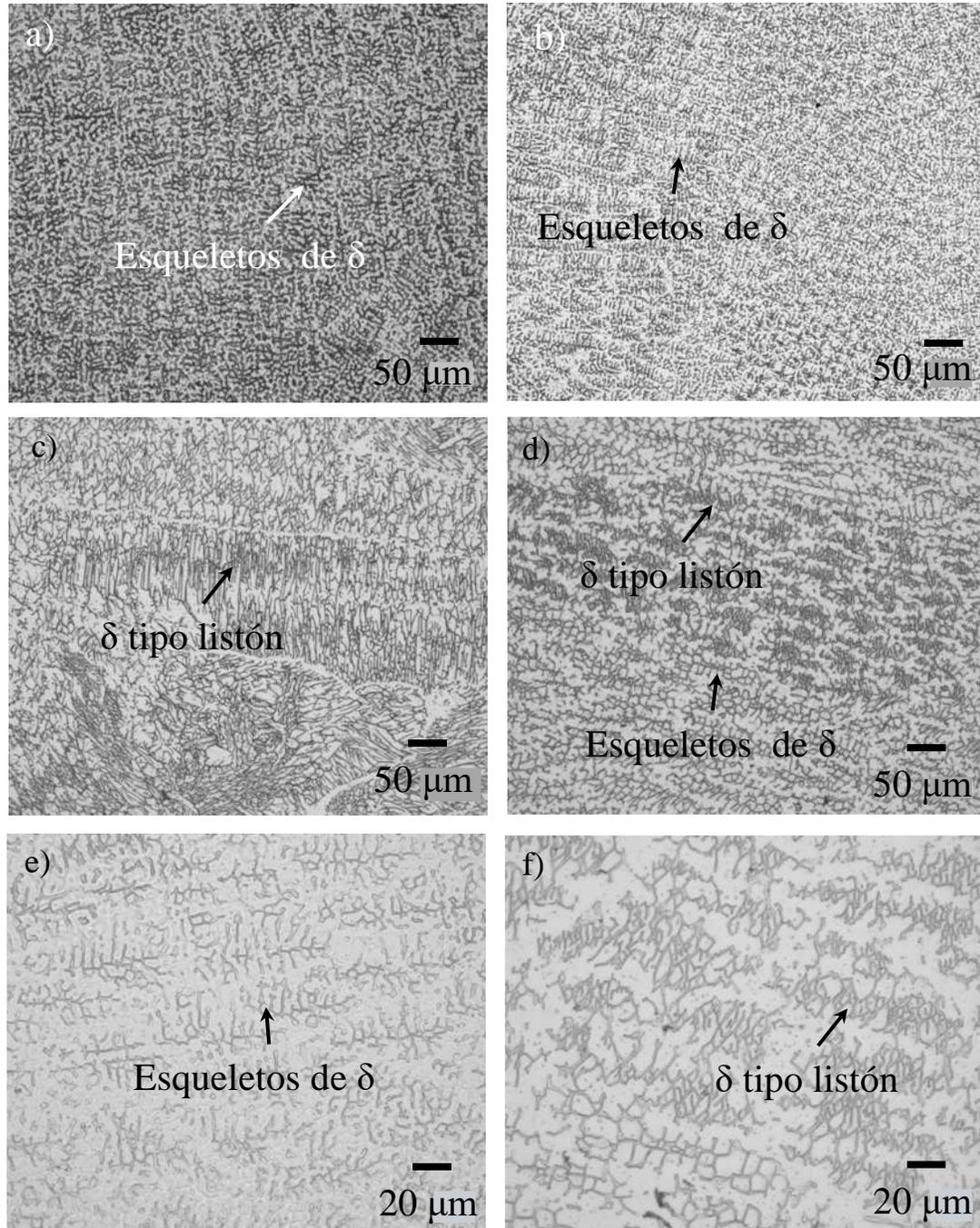
**Figura 4.8** Interfaz metal de soldadura- material base 316L de las diferentes juntas soldadas. a) Proceso GMAW con material de aporte ER-309L, b) proceso GMAW-P con material de aporte ER-309L, c) proceso GMAW con material de aporte ER-316L-Si y d) proceso GMAW-P con material de aporte ER-316L-Si.

En el caso de las soldaduras realizadas con el proceso GMAW-P (Figura 4.8 b) y d)) la disminución de esta banda es notoria. Trabizi y col. [74] sugieren que esta reducción con el uso de corriente pulsada se debe principalmente a la agitación del metal de soldadura y la transferencia de calor por convección. Las micrografías de la Figura 4.9 muestra las diferencias microestructurales que se obtuvieron en el metal de soldadura. En estas imágenes se identificaron esqueletos de ferrita, las cuales se caracterizan como redes esqueléticas alineadas en la dirección del flujo de calor. Las diferencias en morfología están dictadas por la velocidad de enfriamiento generadas por el aporte térmico derivado de los parámetros de pulso para cada una de las pruebas.

Fu y col. [77] investigaron la formación de la ferrita tipo listón, con base en sus estudios demostraron que la ferrita se retiene durante la reacción eutéctica y el resto del líquido transforma en austenita. La presencia de ferrita en el metal de soldadura es evitar el agrietamiento en caliente como consecuencia de un menor valor de coeficiente de dilatación térmica en la ferrita que en la austenita, dando como resultado una menor contracción térmica durante el enfriamiento de las soldaduras con solidificación primaria de ferrita, reduciendo así la tendencia a la formación de grietas durante las últimas etapas de solidificación [78].

Investigaciones realizadas sugieren que con porcentajes de esqueletos de ferrita mayores a 20%, comienza una sustitución gradual de ferrita tipo listón. Suutala y col. [79] estudiaron la variación de la cantidad de ferrita tipo listón en soldaduras de la serie AISI 300 de diferentes composiciones bajo condiciones de soldaduras de arco metálico con protección gaseosa, con relaciones de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  mayores, encontrando que la presencia de ferrita tipo listón aumenta.

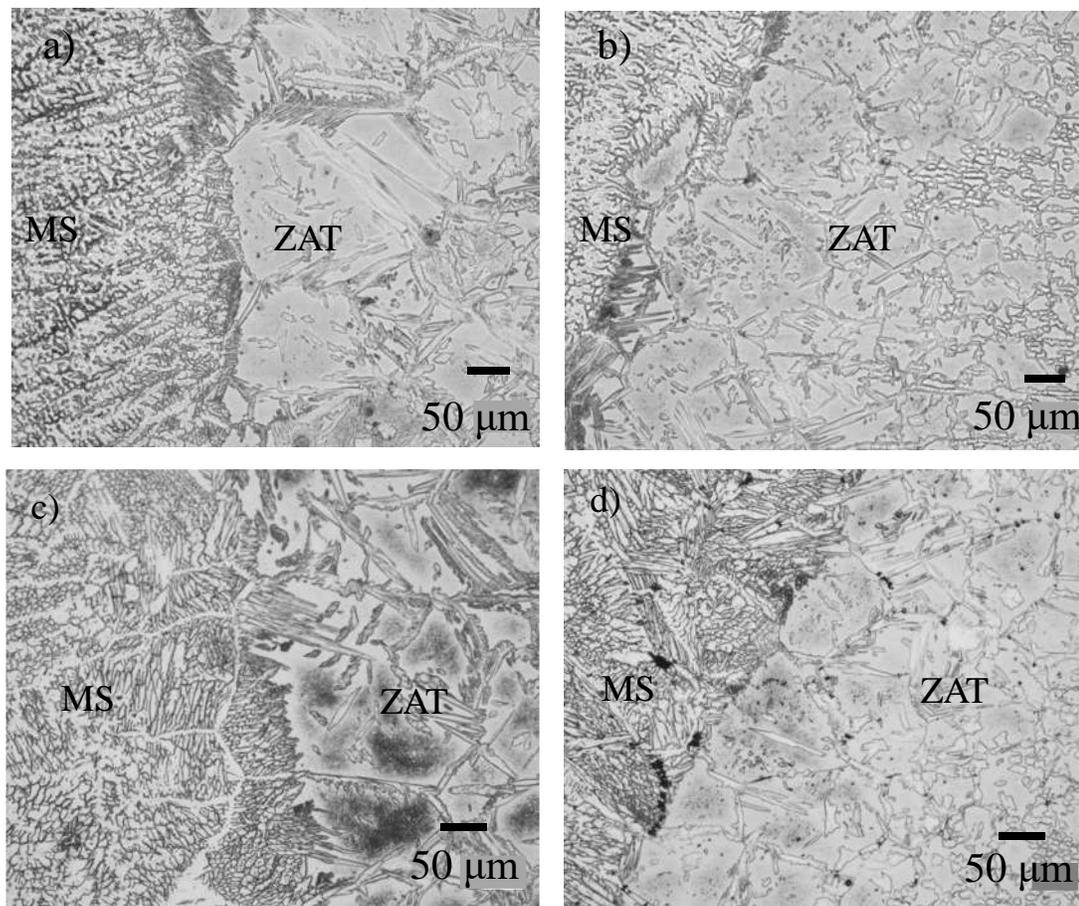
Las Figuras 4.9 e) y f), muestra con mayor detalle la morfología de los esqueletos de ferrita y ferrita tipo listón, a manera de ejemplo observadas en las diferentes juntas soldadas.



**Figura 4.9** Metal de soldadura para las diferentes condiciones. a) Proceso GMAW con material de aporte ER-309L, b) proceso GMAW-P con material de aporte ER-309L, c) proceso GMAW con material de aporte ER-316L-Si, d) proceso GMAW-P con material de aporte ER-316L-Si, e) esqueletos de  $\delta$  observadas en la condición GMAWP-ER309L y f)  $\delta$  tipo listón observadas en la condición GMAWP-ER16l-Si.

La Figura 4.10 muestra la interfaz entre el metal base AID 2205 y metal de soldadura de los diferentes materiales de aporte. En esta zona el crecimiento de grano es notorio, aunque su tamaño

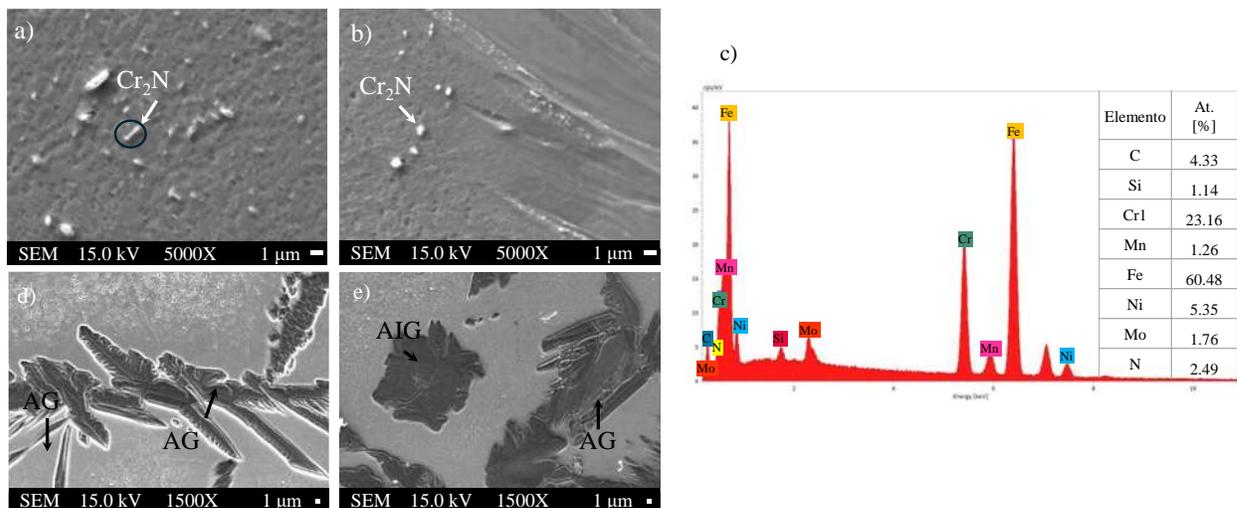
está determinado por el aporte térmico suministrado durante el proceso de soldadura empleado, puede observarse que su diámetro se redujo considerablemente con el uso del proceso GMAW-P, con los diferentes materiales de aporte. Para cada una de las diferentes condiciones, se puede observar el efecto del proceso utilizado y los materiales de aporte. En el caso del uso de GMAW-P (Figura 4.10b) y d)) puede observarse una disminución en el tamaño de grano ferrítico respecto a las condiciones con GMAW convencional (Figura 4.10a) y b)). Por otro lado, las diferencias encontradas en el uso de los materiales de aporte se observan en el tipo de crecimiento en la interfaz. En el caso de la Figura 10d) con material de aporte ER-309L, se observa un crecimiento de grano columnar hacia la fuente de calor destacada por la microestructura dúplex del MB.



**Figura 4.10** Interfaz metal de soldadura- material base 2205 de las diferentes juntas soldadas. a) Proceso GMAW con material de aporte ER-309L, b) proceso GMAW-P con material de aporte ER-309L, c) proceso GMAW con material de aporte ER-316L-Si y d) proceso GMAW-P con material de aporte ER-316L-Si.

Un análisis más detallado en la ZAT del AID 2205 (Figura 4.11a, b, d) y e)) permite determinar que en todas ellas se observa la presencia de austenita intergranular (AG) e intragranular (AIG), además de austenita Widmastätten (AW) y presencia de  $\text{Cr}_2\text{N}$ . La presencia de austenita en esta zona está determinada por la morfología de la ferrita. Durante el enfriamiento del metal de soldadura, la AG se forma inicialmente en los límites de grano de ferrita debido a la mayor energía libre en estas posiciones. Del mismo modo la AW actúa como núcleo en el interior de AG y crece en cierto ángulo. Al mismo tiempo, se forma una gran cantidad de AIG en los granos de ferrita [80].

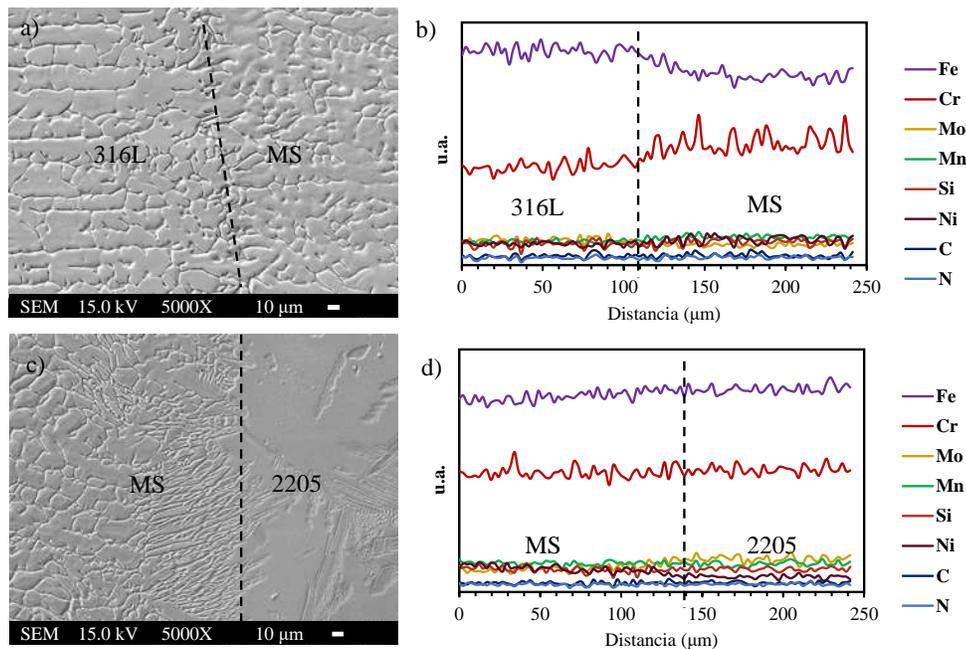
En el caso de los  $\text{Cr}_2\text{N}$ , son de interés para la resistencia a la corrosión ya que su alta precipitación debido a condiciones de enfriamiento rápido y su baja solubilidad en la ferrita disminuye drásticamente la resistencia a la corrosión, por otro lado en las condiciones realizadas por el modo de transferencia por rocío (Figura 4.11 a)), la densidad de  $\text{Cr}_2\text{N}$  es mayor respecto a las condiciones por pulsado (Figura 4.11 b)), lo que deteriora sus propiedades de resistencia a la corrosión, al ser lugares preferenciales para un ataque localizado. La Figura 4.11c) muestra la medición de análisis puntual de rayos X de energía dispersiva mediante MEB, las cuales confirmaron la presencia de nitruros como se comprobó por microscopía electrónica de transmisión por otro autores [81].



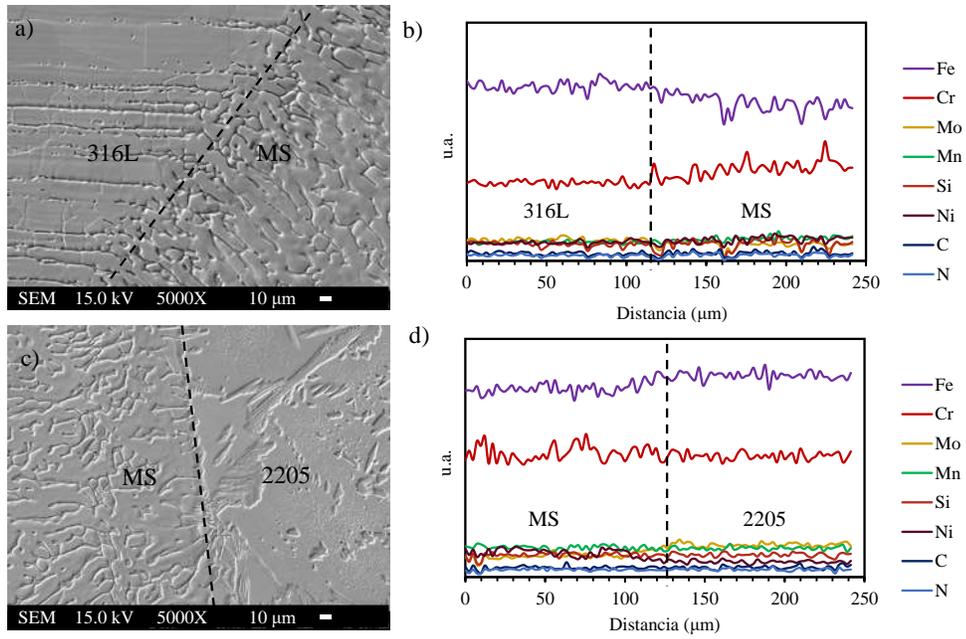
**Figura 4.11** Características microestructurales de la ZAT para las diferentes condiciones.

En las imágenes de las Figuras 4.12, 4.13, 4.14 y 4.15 (a-d) se muestra el comportamiento de los elementos presentes, tanto en el metal base como en el metal de soldadura tales como Ni, Cr, Mo, Mn entre otros mediante un escaneo lineal mediante espectroscopía de energía de rayos x

dispersada (EDS por sus siglas en inglés). En estas micrografías, la línea fantasma corresponde a la línea de fusión, en la 4.12b) se observa un incremento en Cr en el metal de soldadura, especialmente en las zonas interdendríticas, este comportamiento puede ser atribuido a la alta concentración de Cr en el metal de aporte respecto al MB 316L. Estas variaciones en composición química afectan propiedades como la resistencia a la corrosión y mecánicas, también puede inferirse que estas altas concentraciones de Cr y Mo son un indicativo de mayor presencia de ferrita en el metal de soldadura [82]. Por otro lado, en la interfaz Figura 4.12d) del MB 2205 no existen estos gradientes debido a la similitud entre el MB y el metal de aporte, aunque el Ni disminuye en la ZAT del AID 2205, mientras que el Mo aumenta. El mismo comportamiento se observa en las Figura 4.13b) y d). En las Figura 4.14b) y d), al igual que para las Figura 4.15b) y d) se muestra una tendencia similar en el metal de aporte y metales base para elementos como el Cr, Mo, Si, Mn. Todas estas transiciones son consecuencia de la dilución, entre los MB con el electrodo, lo cual afecta directamente la cinética de transformación de fases durante el ciclo térmico inducido por la soldadura.

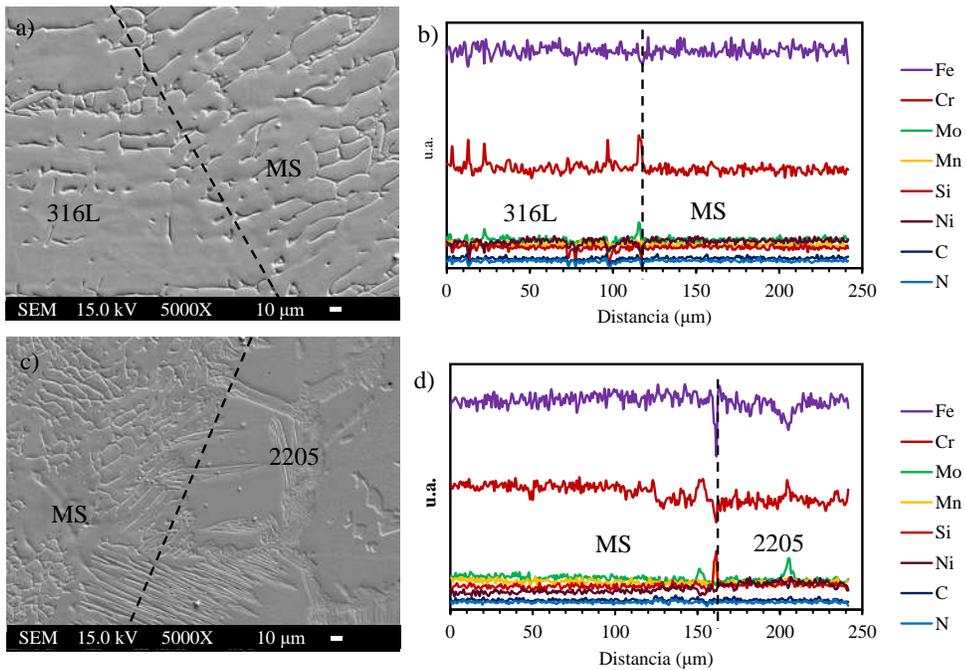


**Figura 4.12** Barrido lineal EDS en las interfaces de condición de soldadura GMAW-ER309L. a), b) Interfaz MB 316L- MS y c), d) interfaz MS-MB 2205.



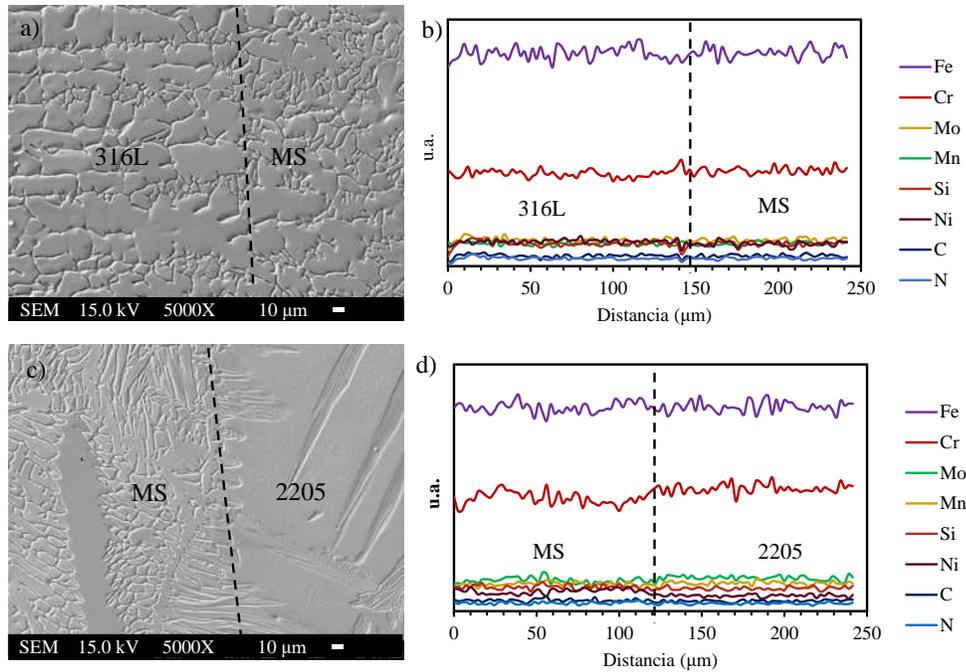
**Figura 4.13** Barrido lineal EDS en las interfaces de condición de soldadura GMAWP-ER309L.

a) b) Interfaz MB 316L- MS y c), d) interfaz MS-MB 2205.



**Figura 4.14** Barrido lineal EDS en las interfaces de condición de soldadura GMAW-ER316L-Si.

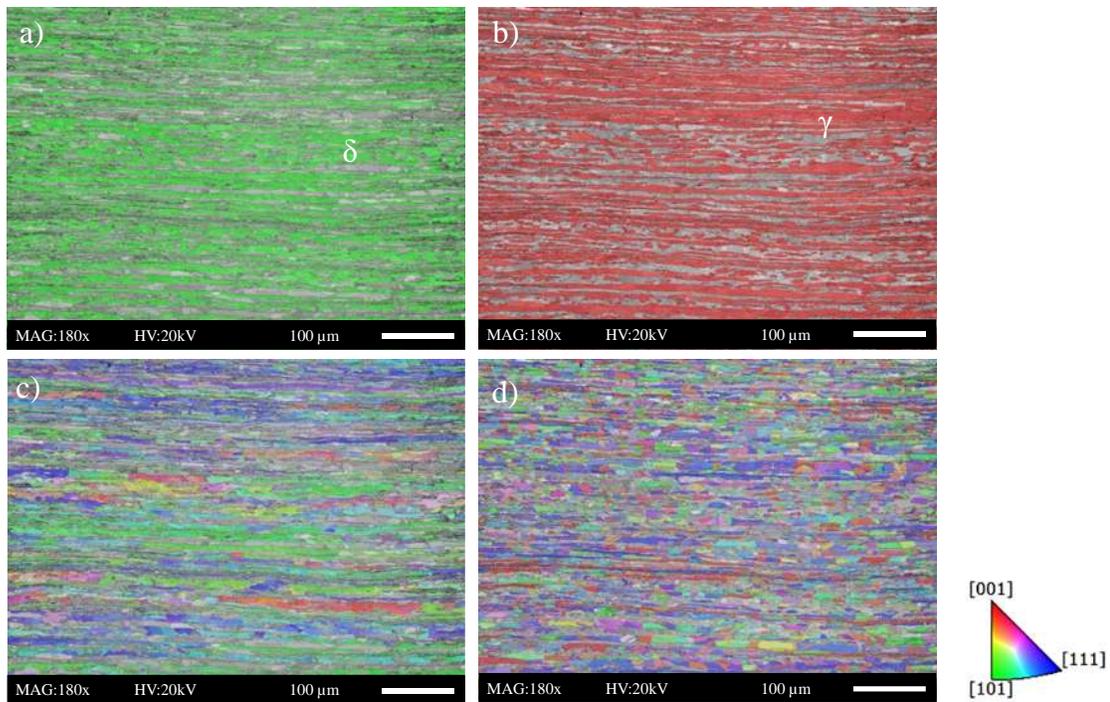
a), b) Interfaz MB 316L- MS y c), d) interfaz MS-MB 2205.



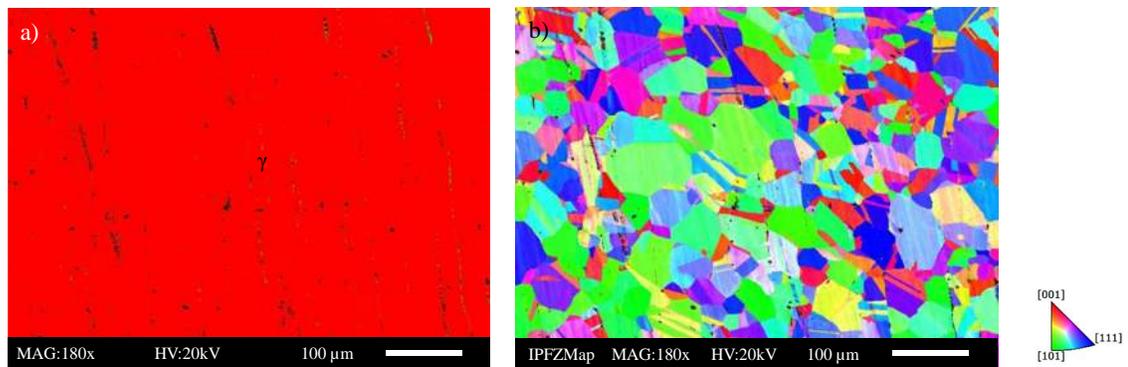
**Figura 4.15** Barrido lineal EDS en las interfaces de condición de soldadura GMAP-ER316L-Si. a) b) Interfaz MB 316L- MS y c), d) interfaz MS-MB 2205.

### 4.3.2 Caracterización microestructural por EBSD

La Figura 4.16 muestran las imágenes obtenidas mediante la técnica EBSD. El mapa de fases muestra el porcentaje de ferrita y austenita para cada uno de los materiales base. Para el acero dúplex 2205, el mapa de fases muestra una proporción de 48% y 52% de ferrita (verde) y austenita (rojo). En el caso de la figura de orientación en el eje  $z$ , se muestra una orientación cristalográfica aleatoria de la fase austenita, mientras que para la fase ferrita muestra una orientación preferencial a la dirección  $[101]$  lo cual coincide con lo reportado por Eghlimi [82]. En el caso del AIA 316L en la Figura 4.17 se presenta el mapa de fases, en donde se observa una matriz austenítica con la presencia de bandas de ferrita, en el caso del mapa de orientación en el eje  $z$ , la orientación cristalográfica es aleatoria [83,84].



**Figura 4.16** Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para el AID 2205.

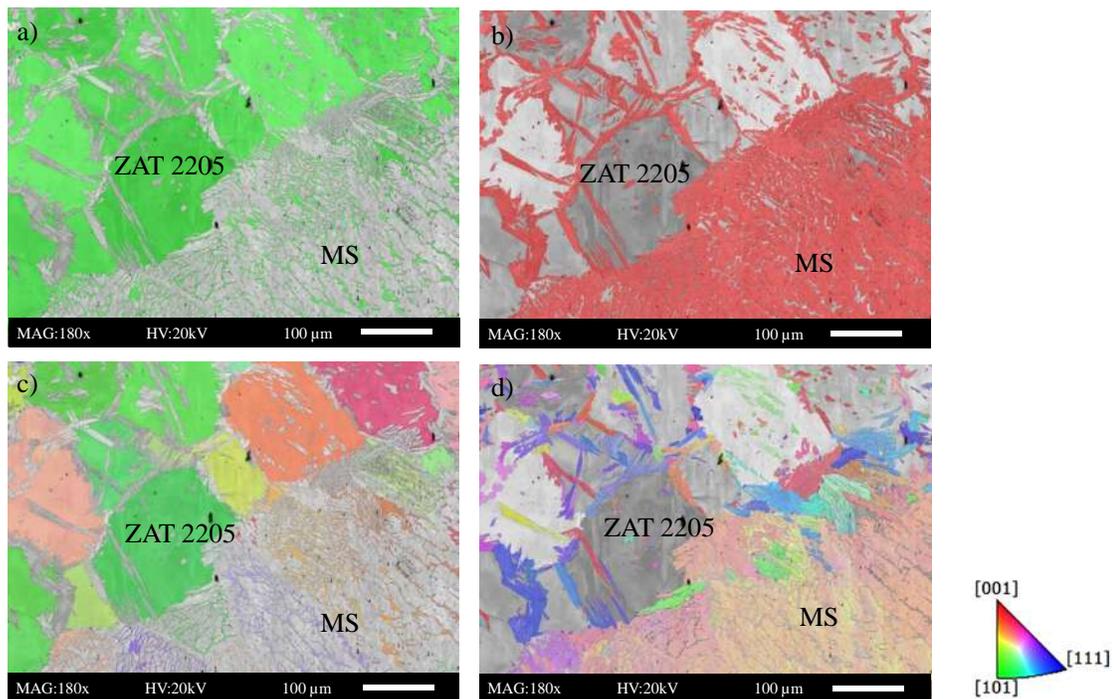


**Figura 4.17** Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para el AIA 316L.

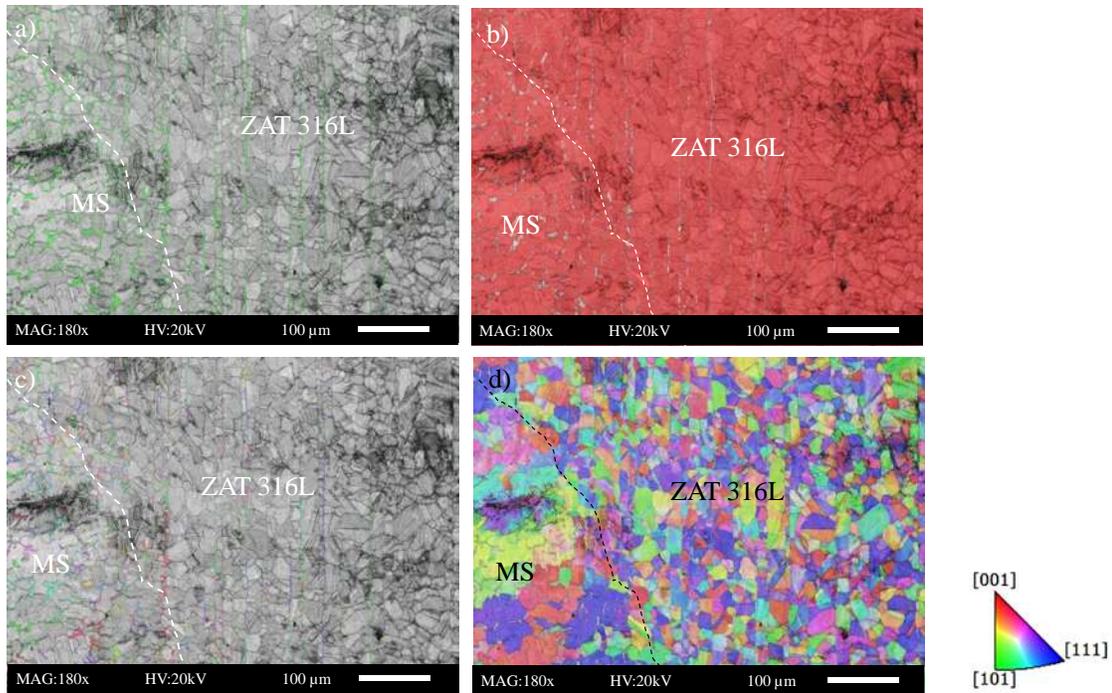
En el caso de las interfaces de las juntas soldadas con los diferentes modos de transferencia y materiales de aporte, las Figura 4.18-Figura 4.23, muestran la típica estructura de grano columnar, la cual se debe al crecimiento dendrítico de la línea de fusión durante la solidificación [84]. La Figura 4.18a) y b) correspondiente a la condición GMAW con material de aporte ER-309L muestra el mapa de fases de la interfaz AID 2205-MS, obteniendo un porcentaje en la ZAT de 74.6% para la ferrita y 25.4% para la austenita. Una relación aproximada de 50:50 es ideal para la

microestructura del acero dúplex, las cuales suelen ser adecuadas para preservar las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión [85]. Por otro lado, mediante el mapa de orientación en el eje z (Figura 4.18c) y d)) puede observarse que existen direcciones preferenciales de crecimiento para el MS tales como [101] y [001].

En el caso de la interfaz MS-AIA 316L, la Figura 4.19a) y b), muestra el porcentaje de ferrita 4.97% y 95% de austenita. Por otro lado, el mapa de orientación en el eje z, muestra una orientación cristalográfica aleatoria.

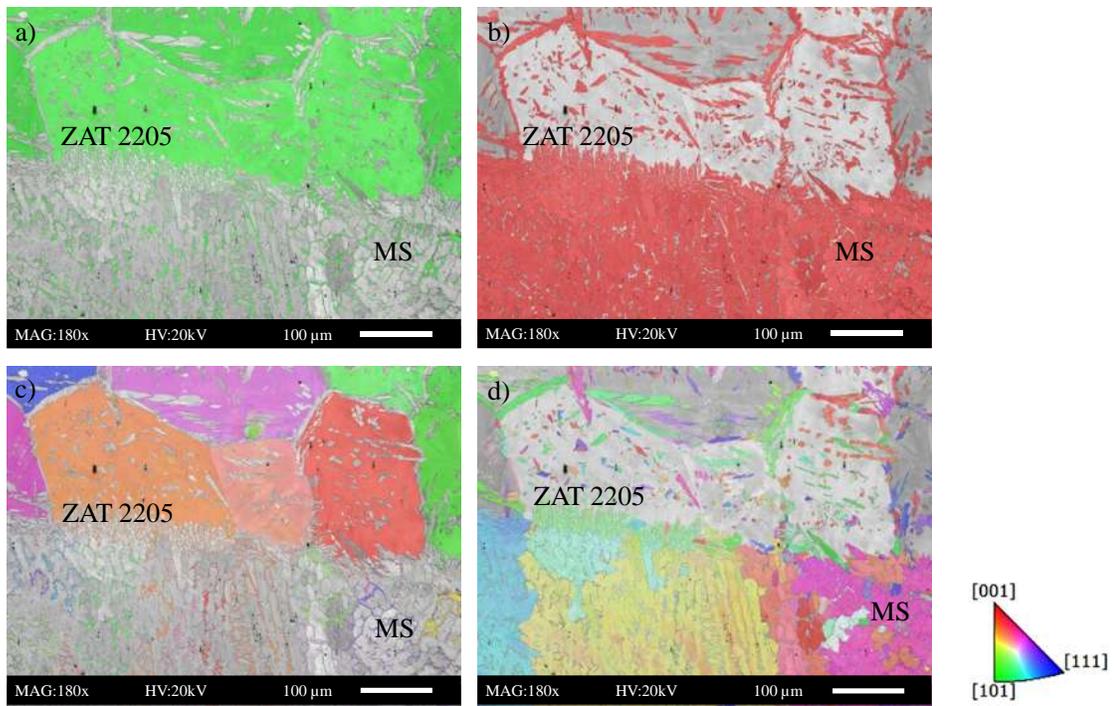


**Figura 4.18** Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interfaz AID 2205-MS GMAW-309L.

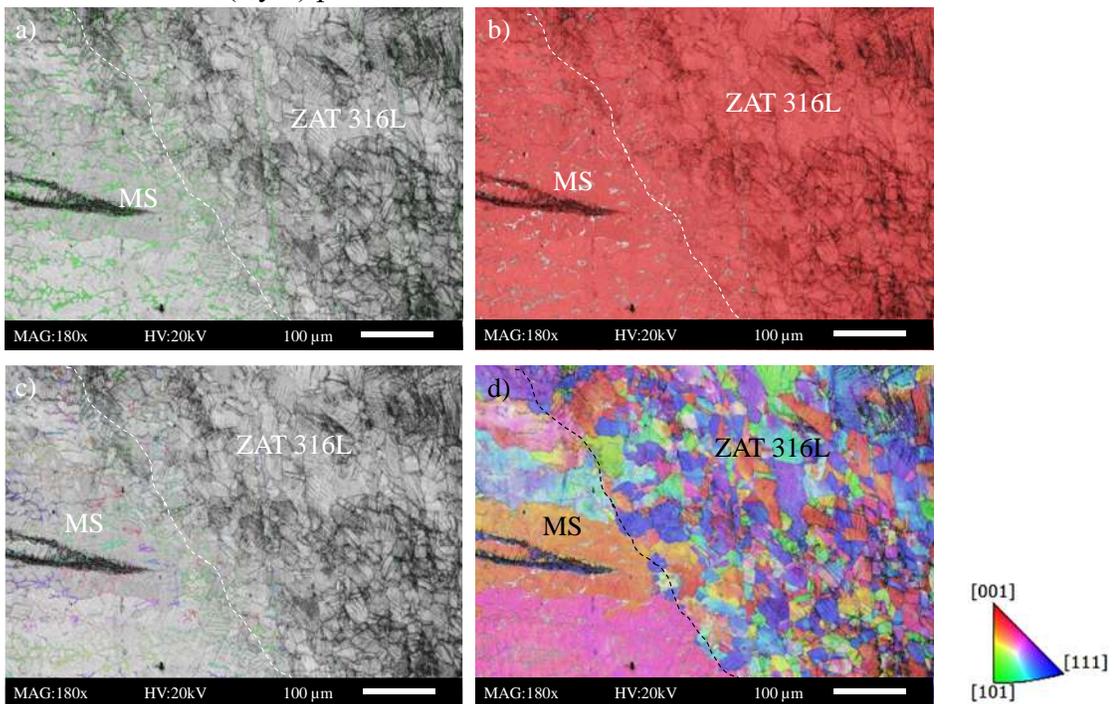


**Figura 4.19** Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interfaz MS-AIA 316L GMAW-309L.

Los resultados con el modo de transferencia pulsado (Figura 4.20) muestra para la interfaz AID 2205- MS muestra mediante el mapa de fase un porcentaje de ferrita de 79.4% y 20.6% de austenita, lo que sugiere que aún con las variaciones de los parámetros de soldadura y los ciclos térmicos propios del proceso GMAW pulsado, el porcentaje de fases también sufre una alteración en la interfaz. En el caso del mapa de orientación en el eje Z, muestra para la ferrita Figura 4.20 c)) una orientación preferencial a la dirección [001], en el caso de la austenita [101] y [001]. La interfaz MS-AIA 316L (Figura 4.20 4.21a) y b)) mediante el mapa de fases, muestra el porcentaje de ferrita de 5% y 95% para la austenita. Figura 4.20 4.21d)) muestra para el caso del metal de soldadura una orientación preferencial a la dirección [001].

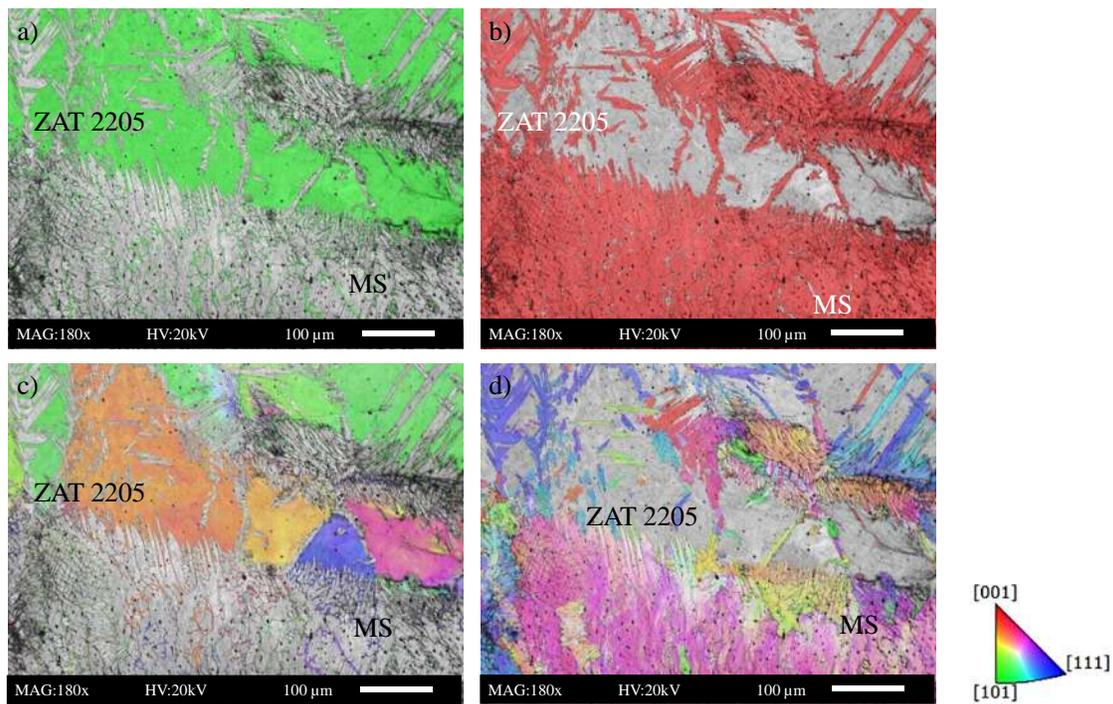


**Figura 4.20** Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interfaz AID 2205-MS GMAW-P-309L.

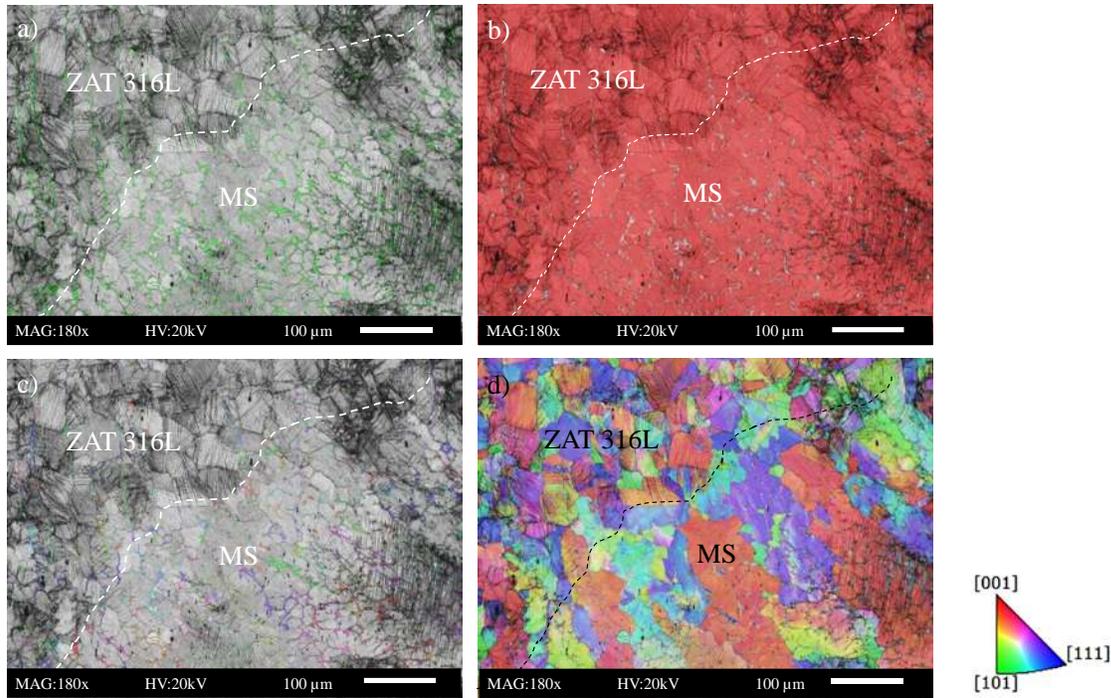


**Figura 4.21** Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interface MS-AIA316L GMAW-P-309L.

En el caso del uso del material de aporte ER-316LSi (Figura 4.22), se observan variaciones significativas en la morfología del interfaz, pues con el uso del modo de transferencia por rocío, la interfaz tipo dúplex (Figura 4.22), se observa con mayor detalle, con un porcentaje de ferrita de 38.1% y 61.9%. En el caso de los resultados del mapa de orientación en el eje z, la fase ferrita muestra una orientación preferencial a [001] de la misma manera que la austenita. La interfaz MS-AIA-316L, muestra un porcentaje de ferrita de 6.86% y 93.1% de austenita, una orientación preferencial para la austenita se observa en la dirección [001] (Figura 4.23).

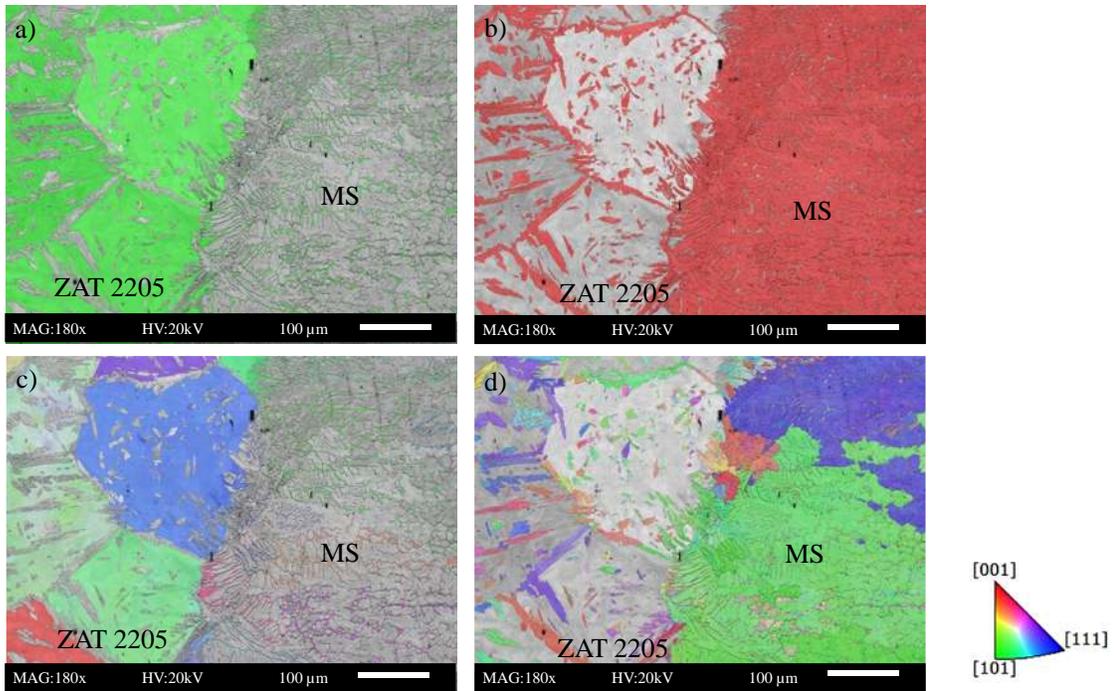


**Figura 4.22** Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interface AID 2205-MS GMAW-316L-Si.

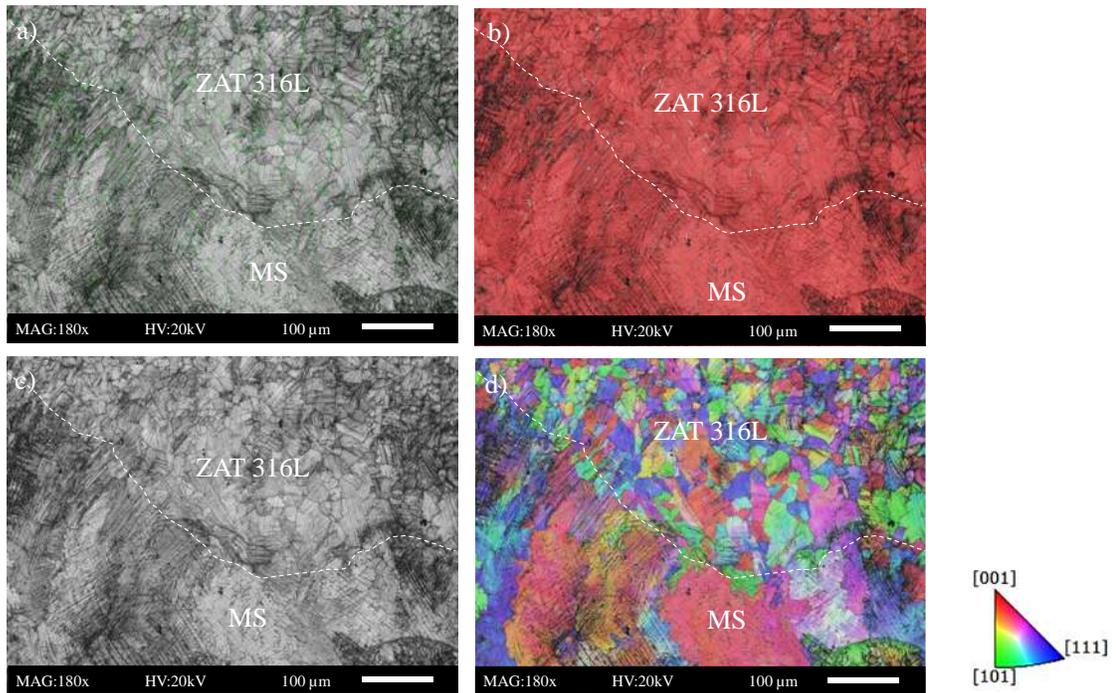


**Figura 4.23** Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interface MS-AI316L GMAW-316L-Si.

Finalmente, con el uso del modo de transferencia pulsado, la morfología dúplex disminuyó en la interfaz AID 2205-MS (Figura 4.24), el porcentaje de austenita y ferrita corresponde a 23.2% y 76.8% respectivamente, observando una mejor distribución de estas con el uso del modo de transferencia pulsado, aunque existe una distribución aleatoria de las mismas (Figura 4.24c) y d)), para el caso de la austenita existe una orientación preferencial hacia la dirección [101]. En el caso de la interfaz AIA-316L (Figura 4.25), el porcentaje de fases corresponde a 95.4% de austenita y 4.63% de ferrita, donde la austenita muestra una orientación preferencial a la dirección [001] (Figura 4.25d)). Cambios en las direcciones de crecimiento, en el MS, corresponde a la presencia de gradientes térmicos inducidos entre la línea de fusión y la línea central de la soldadura por los parámetros y proceso de soldadura utilizados [85]. La orientación preferencial de los granos tiene un papel importante en la resistencia a la corrosión para los aceros. Zhang y col. [86] determinaron en un acero 316LVM, que una orientación preferencial a la familia de planos {111} y {001} posee una mayor resistencia a la corrosión lo que indica que producirá una menor resistencia aquellos planos cristalográficos con una menor densidad de empaquetamiento.



**Figura 4.24** Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interfaz AID 2205-MS GMAW-P-316L-Si.



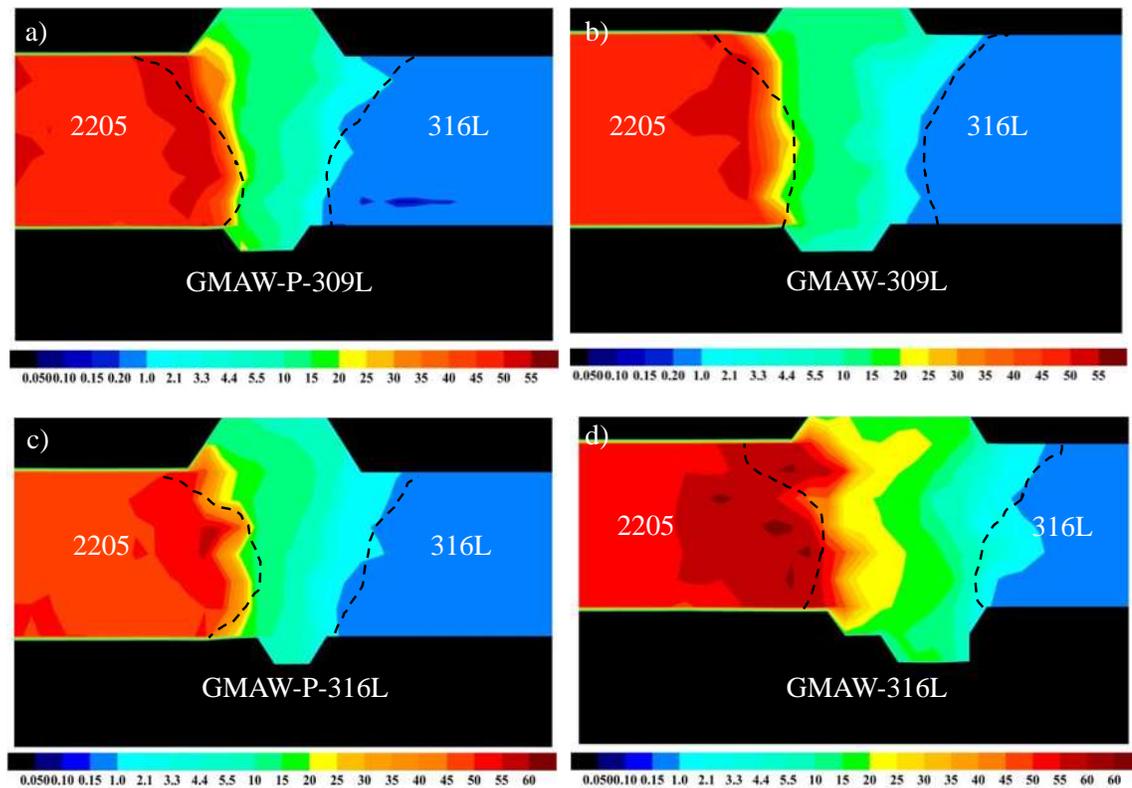
**Figura 4.25** Mapa de fases (a y b) e imagen de orientación de la figura inversa de polos en el eje z (c y d) para la interfaz MS-AIA-316L GMAW-P-316L-Si.

### 4.3.3 Porcentaje de ferrita

Las diferencias en cuanto al porcentaje de ferrita respecto a los diferentes materiales de aporte y el uso de diferentes modos de transferencia se muestran en los mapas de la Figura 4.26. El porcentaje de ferrita en un rango de entre 5 y 8% en el metal de soldadura se considera un rango adecuado con el fin de minimizar fenómenos que deterioren las propiedades de la junta soldada, tales como evitar el agrietamiento durante la solidificación de la pileta de soldadura así como aumentar la resistencia a la corrosión y esfuerzo [87]. Con el uso del material de aporte ER-309L el porcentaje de ferrita en el metal de soldadura se mantiene menor al 15%, mientras que la comparativa entre los diferentes modos de transferencia utilizados, se aprecia que mediante el uso del proceso GMAW-P, se obtiene una mejor distribución del contenido de ferrita, mientras que con el uso del modo de transferencia por rocío los resultados revelan la presencia de zonas de mayor espesor con contenidos de ferrita mayores a 15%. Esto sugiere la presencia de gradientes de composición química, lo que indica una menor resistencia a la corrosión localizada [88].

En el caso del uso de material ER-316L-Si y con el uso de modo de transferencia pulsada, se observa en el metal de soldadura un contenido de ferrita menor al 15%, lo cual es aceptable, pero con el uso de modo de transferencia por rocío las condiciones son desfavorables, debido a que un contenido mayor a 20% se encuentra en el metal de soldadura.

En el caso del MB AID 2205, se requiere una adecuada proporción de las fases para mantener las buenas propiedades de resistencia mecánica y alta resistencia a la corrosión localizada característica de este tipo de materiales. Garfias y col. [89] investigaron la resistencia a la corrosión por picaduras de la aleación UNS S32550 con una cantidad de 47- 64 %vol. de fase ferrita midiendo la temperatura crítica de picadura (CPT por sus siglas en inglés) y el potencial de picadura ( $E_{pit}$ ) concluyendo que la resistencia a la corrosión por picaduras disminuía gradualmente al aumentar la fracción ferrítica. Las condiciones soldadas con GMAW-P (Figura 4.26 a) y c)), indican una cantidad de ferrita entre 45-55%, mientras que con el uso de GMAW (Figura 4.26 b) y d)) con modo de transferencia por rocío la cantidad de ferrita aumenta hasta en un 60% lo que sugiere un decremento en la resistencia a la corrosión. En el caso del contenido de ferrita en el lado del MB AIA 316L se mantiene por debajo de 10% para todas las condiciones, lo que es adecuado pues se ha determinado que porcentajes hasta un 15% permiten tener buena resistencia a la corrosión localizada en este tipo de aceros inoxidable [90].



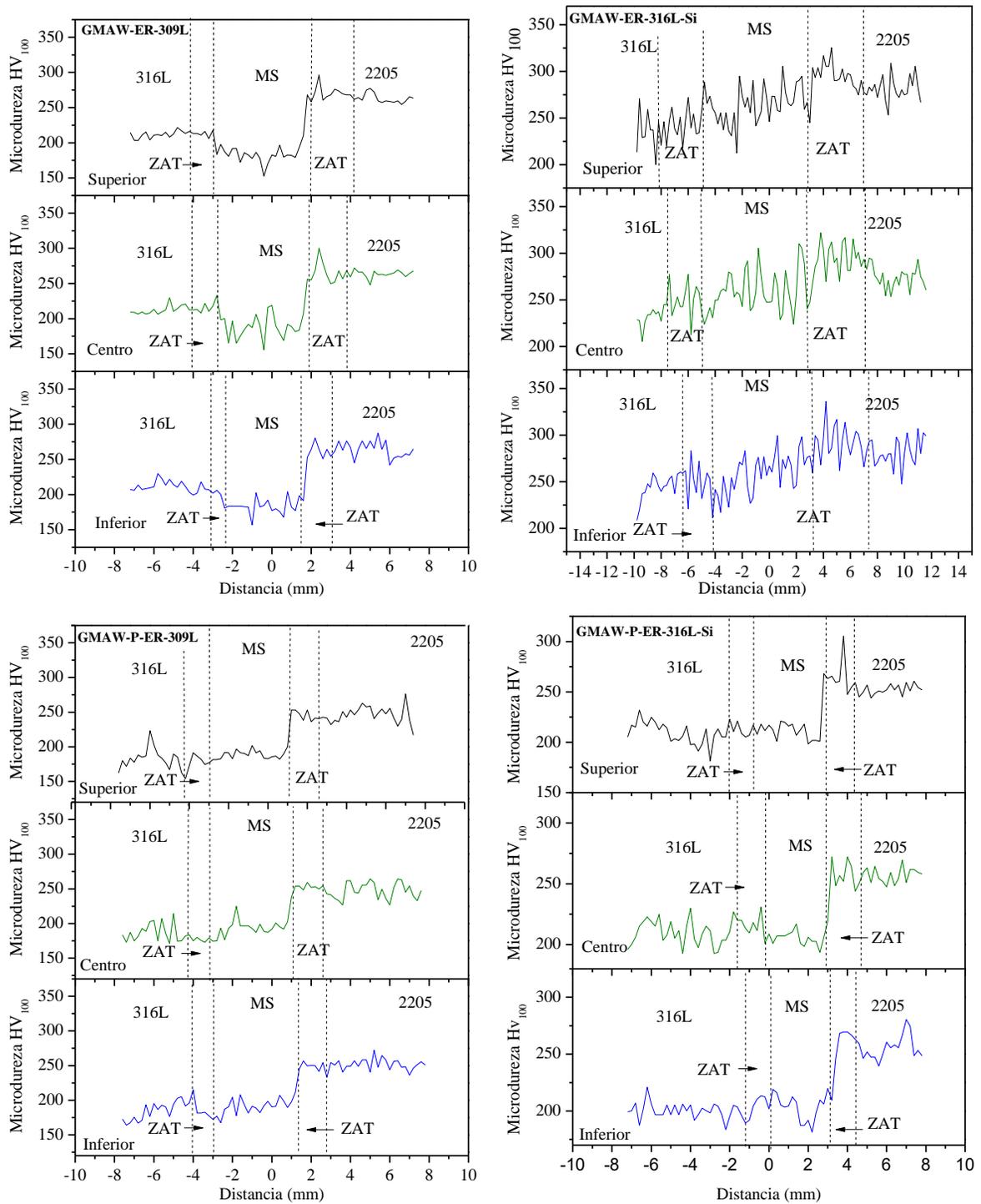
**Figura 4.26** Mapas del contenido de ferrita a través de las diferentes juntas soldadas. a) GMAW-P-309L, b) GMAW-309L, c) GMAW-P-316L-Si y d) GMAW-316L-Si.

## 4.4 Caracterización mecánica

### 4.4.1 Dureza

Los cambios microestructurales conllevan cambios en las propiedades mecánicas, las gráficas de las Figuras 4.27 muestran los perfiles de microdureza en las secciones transversales de las juntas soldadas en tres niveles, raíz, centro y corona. Los valores de dureza en promedio para el material base 2205 y para el 316L de  $258 \pm 9$  y  $196 \pm 9$ , respectivamente, en la condición como se recibieron de fabricante.

En el caso de las diferentes juntas soldadas con los diferentes materiales de aporte, los valores más altos se obtuvieron con el material de aporte ER-316L-Si. En particular, con el proceso GMAW; esta alta dureza podría atribuirse a la presencia de óxidos de silicio; los cuales suelen ser frágiles y deteriorar las propiedades mecánicas de una junta soldada, pero principalmente a la presencia de mayor porcentaje de ferrita y sus diferentes morfologías, en el metal de soldadura como lo es la ferrita tipo listón.



**Figura 4.27** Perfiles de microdureza para las diferentes juntas soldadas.

Los diferentes perfiles de microdureza reflejan el comportamiento de los diferentes materiales utilizados. Por ejemplo, en el caso de la ZAT del AIA-316L, la dureza es menor respecto al material

en condición de llegada como consecuencia del aporte térmico que provoca una recuperación, recristalización y un mínimo crecimiento de grano, disminuyendo con ellos los esfuerzos residuales [18]. Por otro lado, la dureza de la ZAT del 2205 está determinada por las diferentes fases presentes, como los nitruros encontrados en el interior de los granos ferríticos, su distribución y la extensión del tamaño de grano que los aloja [18]. Un cambio menos abrupto de valores entre las diferentes zonas puede observarse en la Figura 4.27b), aunque el cambio entre el MS- MB2205 es inevitable, pero su comportamiento parece ser más homogéneo.

La **Tabla 4.13** muestra los valores en promedio para cada una de las diferentes zonas de las diferentes uniones soldadas. En estos se observa el efecto de los procesos de soldadura y del material de aporte utilizados para cada una de ellas.

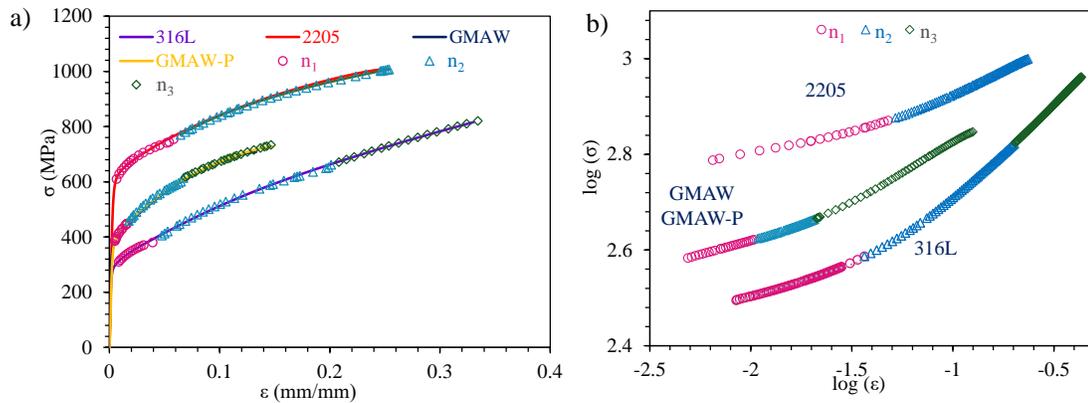
**Tabla 4.13** Resultados  $HV_{100}$  para las diferentes uniones soldadas.

Condición	Figura 4.27	ZAT 316L $HV_{100}$	MS $HV_{100}$	ZAT 2205 $HV_{100}$	Aporte térmico (kJ/mm)
GMAW-ER309L	a)	212 ±6	188 ±15	259 ±12	1.33
GMAW-ER316L-Si	b)	205 ±15	199 ±10	236 ±25	1.39
GMAW-P-ER309L	d)	180 ±9	192 ±10	247 ±10	0.901
GMAW-P-ER316L-Si	c)	202 ±10	206 ±10	252 ±25	0.889

#### 4.4.2 Tensión

Las curvas que aparecen en el gráfico de la Figura 4.28a) corresponden a los ensayos de tensión de los diferentes materiales base tal como se recibieron y de las uniones soldadas bajo los diferentes modos de transferencia y el material de aporte ER-309L. La Tabla 4.14 proporciona los valores promedios del límite elástico,  $\sigma_y$  y el esfuerzo último ( $\sigma_{UTS}$ ) (UTS por sus siglas en inglés), de tres probetas ensayadas. Aunque los  $\sigma_{UTS}$  de ambas uniones soldadas están muy por debajo de los valores de los materiales base, el límite elástico está muy por encima del  $\sigma_y$  del acero 316L. Las macrografías de las uniones soldadas fracturadas muestran que el fallo se produjo en el metal de soldadura, con tendencia hacia el lado del MB AIA 316L tanto en las soldaduras GMAW como en las GMAW-P. Este resultado era de esperar, ya que la microdureza de las soldaduras GMAW y GMAW-P es muy baja y dichas mediciones de microdureza,  $HV_{100}$ , fueron; 188 ±15 metal de soldadura < 212±6 AIA 316L < 250 ±10 AID 2225 en todas las uniones soldadas. La diferencia en

la microestructura del MS entre soldaduras, inducida por los modos de transferencia, condujo a un aumento marginal de aproximadamente 20 MPa en el  $\sigma_{UTS}$ .



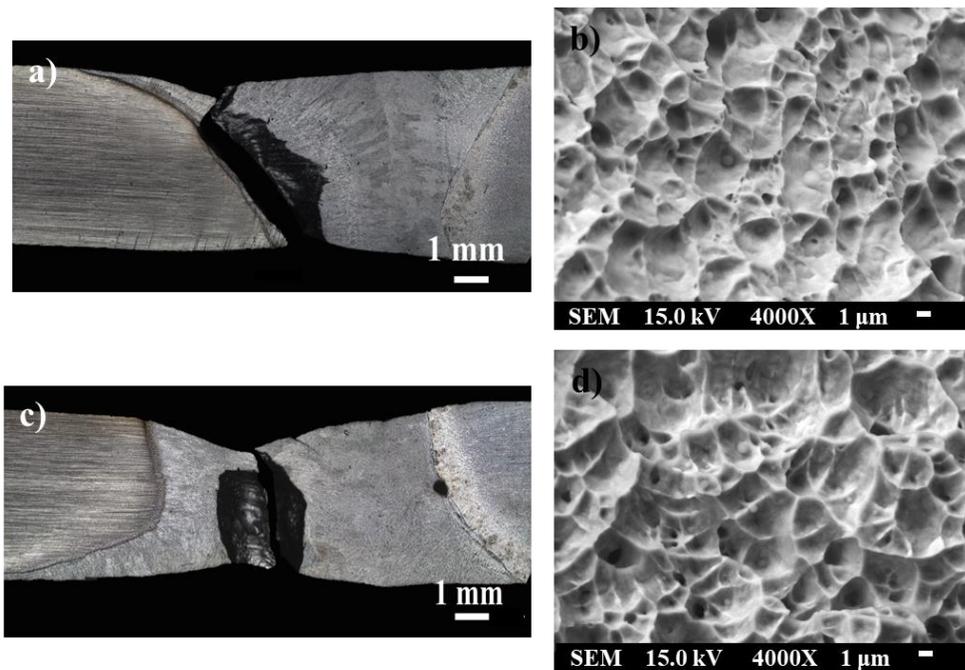
**Figura 4.28** a) Curvas  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  y ajuste del modelo Hollomon, b) análisis Hollomon con el uso de dos y tres pendientes.

**Tabla 4.14** Resultado de los valores de  $K$  y  $n$ .

	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_{UTS}$ (MPa)	$n_1$	$n_2$	$n_3$	$K_1$	$K_2$	$K_3$
316L	310	897	0.1372	0.3324	0.4242	597.03	1115.32	1306.77
2205	613	1008	0.0935	0.1962	-	977.23	1318.25	-
GMAW 309L	380	707	0.1163	0.1449	0.2491	712.36	808.58	1165.19
GMAW-P 309L	380	727	0.1285	0.2063	0.2282	764.01	1055.11	1137.10

El exponente de endurecimiento,  $n$ , indica la capacidad de resistencia a la deformación y depende de las características microestructurales, mientras que el coeficiente de endurecimiento por deformación,  $K$ , da el nivel de resistencia del material [91]. La Figura 4.28b) muestra que los materiales base y las uniones soldadas presentan diferentes etapas de endurecimiento desde el límite elástico hasta la cercanía del esfuerzo último. En el caso del acero AID 2205, se observó un endurecimiento por deformación en dos fases, mientras que para el acero AIA 316L y las uniones soldadas se observó un mejor ajuste con el uso de tres pendientes. Un valor  $n$  más alto significa una mayor resistencia a la deformación y, por tanto, una menor ductilidad, lo que implica una velocidad de endurecimiento por deformación más rápida [92,93]. En la primera etapa,  $n_1$  es menor que  $n_2$  en la segunda etapa y  $n_3$  es mayor que  $n_2$  como se observa en la Tabla 4.14 para las soldaduras y el acero AIA 316L. Por lo tanto, el exponente de endurecimiento muestra una

sensibilidad significativa a la microestructura del material ensayado [94]. Los exponentes de endurecimiento  $n_1$  y  $n_2$  para el modo de transferencia pulsada son mayores que para el modo por rocío como resultado del refinamiento en la estructura de grano del metal. El modelo de Hollomon exhibe una alta correlación con los datos experimentales en la zona plástica de las curvas como se muestra en la Figura 4.28b). Las imágenes de fractura presentadas en la Figura 4.29 revela que la falla ocurre en el metal de soldadura como consecuencia de una menor resistencia a la tensión del material de aporte 309L. Un estado triaxial de esfuerzos produce que pequeñas partículas de la matriz se fracturen o se separen, por lo cual las microcavidades experimentan un periodo de crecimiento y coalescencia produciendo una grieta en forma de disco con una orientación normal al eje de tensión. La fractura final como se observa en la Figura 4.29a) y c) se produce una superficie de fractura a  $45^\circ$  en todas las juntas soldadas, como consecuencia de un proceso de cizallamiento. En la Figura 4.29b) y d) se muestran las características típicas de una fractura dúctil, comúnmente observada en las matrices austeníticas; es decir, presencia de microcavidades con inclusiones ricas en oxígeno, manganeso y silicio. Esta morfología concuerda con lo encontrando por Zou y col. [95] en una junta de acero Hardox soldada bajo el proceso de soldadura TIG. La morfología y distribución de estos cráteres está directamente relacionado con la morfología de las inclusiones.

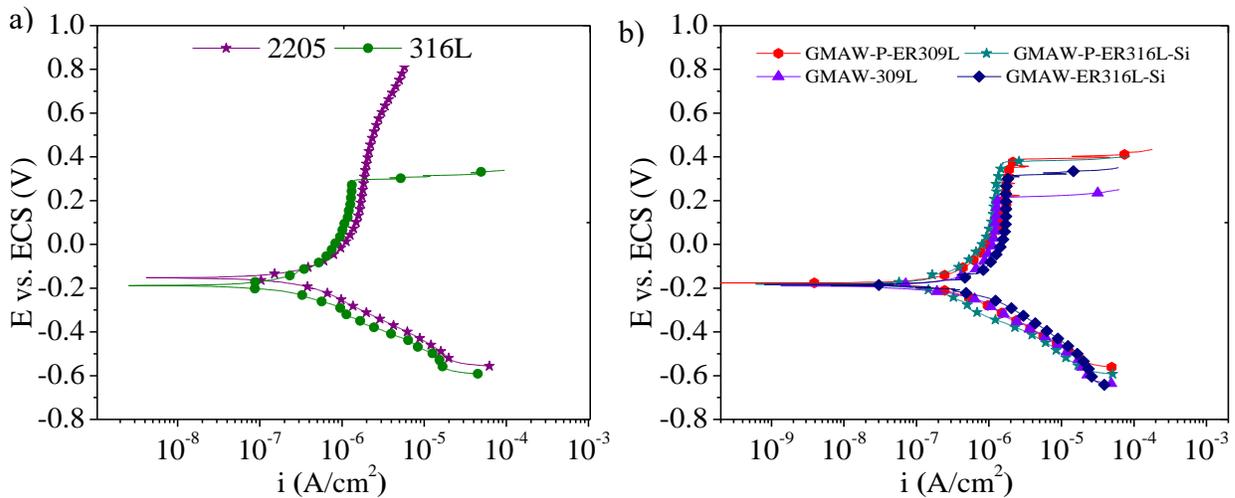


**Figura 4.29** Características de la fractura. a) y b) GMAW-P y c) y d) GMAW ambas con material de aporte ER-309L [96].

## 4.5 Comportamiento electroquímico

### 4.5.1 Polarización potenciodinámica

A continuación, se muestran los resultados correspondientes a los ensayos de polarización potenciodinámica. En la rama catódica de las curvas de polarización de los metales base, así como de las diferentes uniones por soldadura se observa el comportamiento característico de una cinética controlada por activación (transferencia de carga) según las gráficas de la Figura 4.30. Para la rama anódica se observa la presencia de una ventana de potencial en la cual la polarización induce un incremento mínimo de la densidad de corriente, condición de pasivación debida a la formación de una capa de productos de corrosión muy estable químicamente sobre la superficie de las muestras. En esta ventana de potencial se define el potencial de picado  $E_{pit}$  (para el caso de las muestras del acero 316L) con una salida abrupta de densidad de corriente de varios ordenes de magnitud. La diferencia entre el  $E_{corr}$  y el  $E_{pit}$  se considera una medida de la resistencia a la corrosión localizada, aclarando que las condiciones bajo las que se realice el ensayo modificará su comportamiento. Esta diferencia puede ser definida mediante  $\Delta E = E_p - E_{corr}$ , un valor alto de  $\Delta E$  se asocia a una elevada resistencia a la corrosión por picaduras. Este método para determinar la resistencia a la corrosión por picaduras no es adecuado para los aceros inoxidable dúplex como el acero 2205, debido a su alta resistencia a la corrosión localizada, como puede observarse en la curva de polarización de la Figura 4.30a) en la cual se presenta comportamiento pasivo de la muestra hasta un sobrepotencial anódico aplicado de más de 1 V. En general logra observarse que una mayor resistencia a la corrosión por picaduras (mayor  $\Delta E$ ) se logró para las condiciones en modo de transferencia pulsado, como consecuencia de las mejoras microestructurales que se lograron debido al menor aporte térmico de este proceso. Este método (GMAW-P) provocó también un decremento en la precipitación de CrN y disminución en el tamaño de grano de la ZAT del 2205. Es bien sabido que un entorno que permita la formación de la película pasiva, homogénea y sin discontinuidades mejora bajo un refinamiento microestructural aumentando la capacidad de pasivación del material [97]. Además, la disminución de la zona parcialmente fundida en el caso del MB 316L también mejora la resistencia a la corrosión como consecuencia de la disminución de pares galvánicos en la junta. La densidad de corriente anódica rama pasiva se mantiene en  $1.1 \times 10^{-6}$  [A/cm<sup>2</sup>], logrando con ello una alta estabilidad bajo cualquier modo de transferencia. La Tabla 4.15, muestra los resultados obtenidos para los diferentes parámetros considerando la desviación estándar ( $\sigma$ ).



**Figura 4.30** Curvas de polarización potenciodinámica. a) Materiales base, b) juntas soldadas.

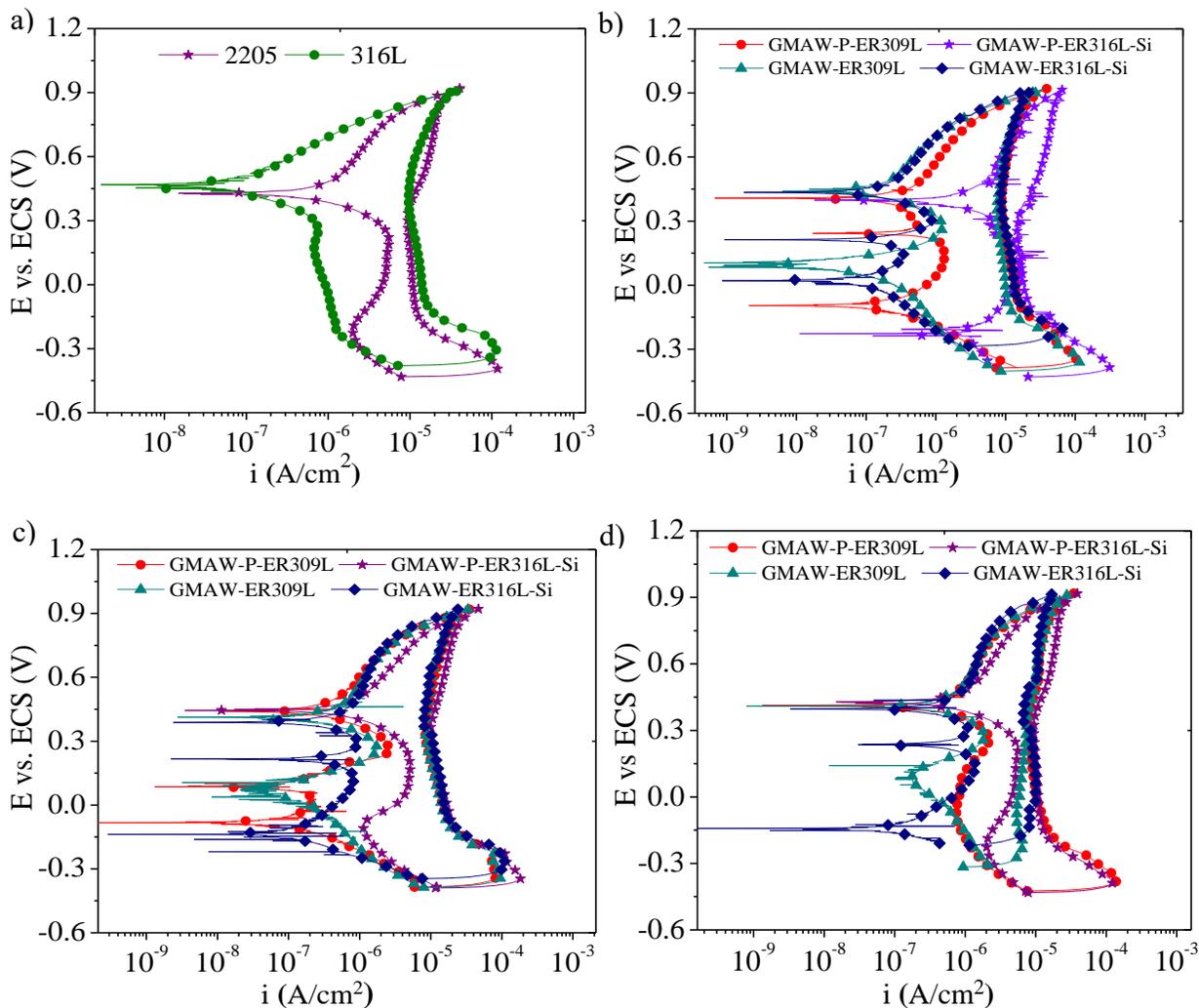
**Tabla 4.15** Resultados de  $E_{corr}$ ,  $E_{pit}$  y  $\Delta E$  para cada una de las condiciones de soldadura.

Condición	$E_{corr}$ [mV]	$\sigma_{E_{corr}}$ [mV]	$E_{pit}$ [mV]	$\sigma_{E_{pit}}$ [mV]	$\Delta E$ [mV]	$\sigma_{\Delta E}$ [mV]
AIA 316L	-0.19	0.0040	0.3190	0.0286	0.5065	0.0281
AID 2205	-0.16	0.0030				
GMAW-P 309L	-0.18	0.3974	0.3710	0.0226	0.5430	0.0269
GMAW-P 316L	-0.1	0.0110	0.3010	0.0577	0.4857	0.0595
GMAW 309L	-0.2017	0.0110	0.2650	0.0455	0.4667	0.0563
GMAW 316L	-0.18	0.038	0.30	0.063	0.48	0.097

#### 4.5.2 Reactivación potenciocinética de doble ciclo

El grado de sensibilización resultado de los diferentes modos de transferencia utilizados para el proceso GMAW, fueron evaluados mediante la técnica de reactivación potenciocinética de doble ciclo (DLERP por sus siglas en inglés) como se muestra en la Figura 4.31. La relación entre la densidad de corriente de reactivación y de activación ( $I_r/I_a$ ), permite obtener el grado de sensibilización para cada condición de soldadura y de los materiales base. El comportamiento de la corriente de reactivación ( $I_r$ ) depende en gran medida del tipo y de la concentración del agente despasivador y de la homogeneidad y estabilidad química de la capa pasiva, propiedades que se alteran por el  $H_2SO_4$  [98]. La efectividad de este ensayo radica en la capacidad de determinar cuantitativamente el porcentaje de zonas de que sufrieron empobrecimiento de Cr, con la consecuente pérdida de capacidad de formar capas pasivas estables después de un proceso de

soldadura o tratamiento térmico [98]. Las diferencias en el grado de sensibilización de las diferentes condiciones podrían atribuirse a los diferentes modos de transferencia como resultado del elevado aporte térmico que suministra el proceso GMAW en su modo de transferencia por rocío [99].



**Figura 4.31** Curvas de reactivación potenciocinética a) Materiales base, para las diferentes juntas soldadas evaluadas en: b) la ZAT del metal base 316L, c) en el metal de soldadura y d) la ZAT del metal base 2205.

De acuerdo con la norma ISO: 12732:2008, los niveles de grado de sensibilización se han establecido logrando que la mayoría de las condiciones se encuentren poco sensibilizadas como se muestra en la Tabla 4.16. El valor más alto en cuanto al grado de sensibilización se presentó para

la ZAT del MB 2205 con 24.5%. Esto indica que un mayor aporte térmico, propicia la formación de fases ricas en Cr generando zonas empobrecidas de este elemento y haciéndolas más susceptibles al ataque localizado [100]. De acuerdo con los resultados para los diferentes materiales de aporte, un menor grado de sensibilización se presentó para las diferentes juntas soldadas con material de aporte ER-309L acorde a los resultados de la Tabla 4.16.

**Tabla 4.16** Grado de sensibilización para las juntas soldadas en sus diferentes zonas.

Condición	$I_p/I_a$ (%)	$S$ (%)	Condición	$I_p/I_a$ (%)	$S$ (%)	Condición	$I_p/I_a$ (%)	$S$ (%)	
316L	0.822	0.23	No aplicable						
2205	8.37	1.30							
GMAWP-309L	2.41	0.55	MS	1.2	0	ZAT 2205	2.08	0.82	
GMAWP-316L-Si	4.15	0.64		ZAT 316L	5.25		1.48	4.58	0.30
GMAW 309L	0.93	1.10		0.84	0.26		24.5	4.95	
GMAW-316L-Si	0.71	0.22		1.56	0.47		9.18	6.95	

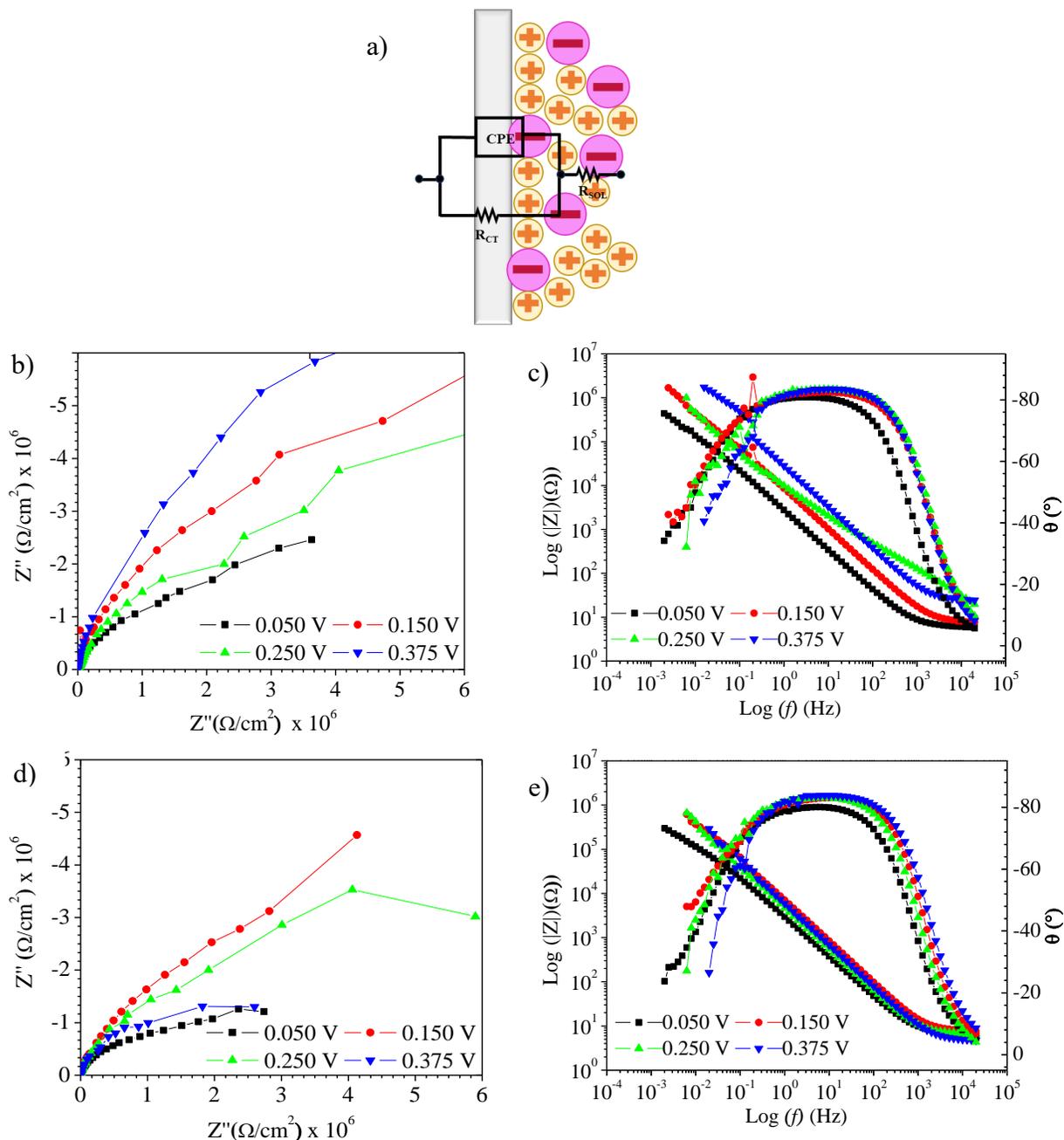
#### 4.8.3 Espectroscopía de impedancia electroquímica.

Los resultados de espectroscopía de impedancia electroquímica, mediante el diagrama de Nyquist muestran en todas las condiciones, un único semicírculo achatado a altas frecuencias con su centro en el eje real, como se observa las gráficas de la Figura 4.32 y 4.33. También, mediante el uso de circuitos equivalentes, se obtuvieron los valores para  $R_s$  (resistencia del electrolito),  $R_{ct}$  (resistencia a la transferencia de carga) y  $CPE$  (elemento de fase constante) como se muestra en la Figura 4.32 a).

En el caso de la magnitud de la impedancia de un  $CPE$  puede cambiar con las frecuencias su valor de fase es una constante en todas las frecuencias debido a lo cual se le atribuye su nombre [101]. Dichos elementos se asocian a procesos electroquímicos de sistema de transferencia de carga eléctrica, procesos de transferencia de masa por difusión así como las características de la doble capa electroquímica entre otros [102].

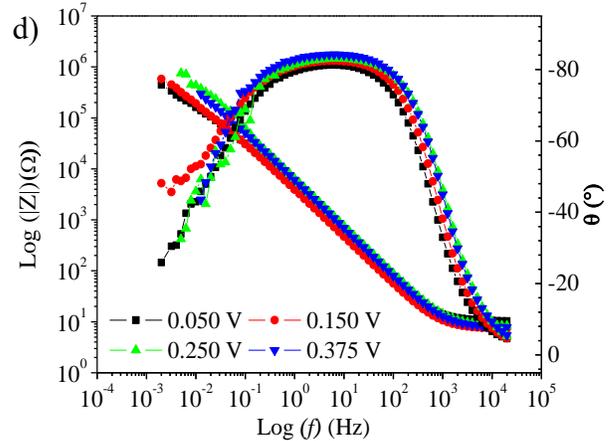
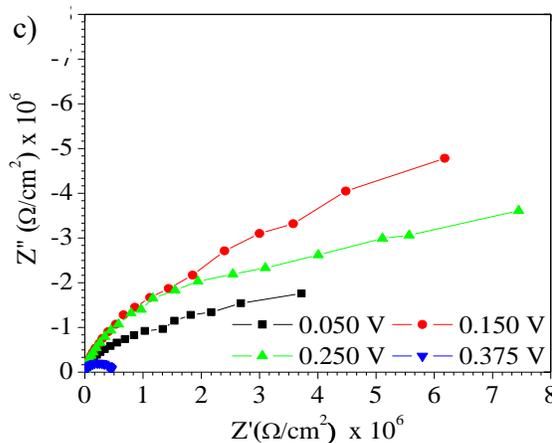
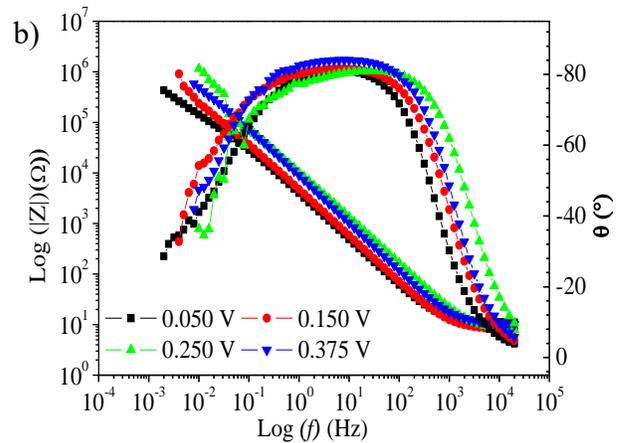
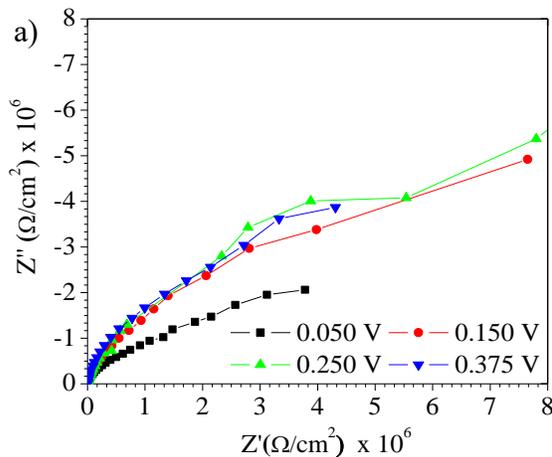
En el caso de los materiales base, en la Figura 4.32 para el MB 2205, se muestra que, al aumentar la polarización anódica, aumenta  $R_s + R_{ct}$ . Este comportamiento es un indicativo de una mayor resistencia a la corrosión intergranular como resultado del engrosamiento de la capa pasiva formada en la superficie del material [103]. Por otro lado, en el caso del MB 316L un aumento en la polarización también muestra un aumento en  $R_{ct}$ , lo que indica una mayor resistencia como

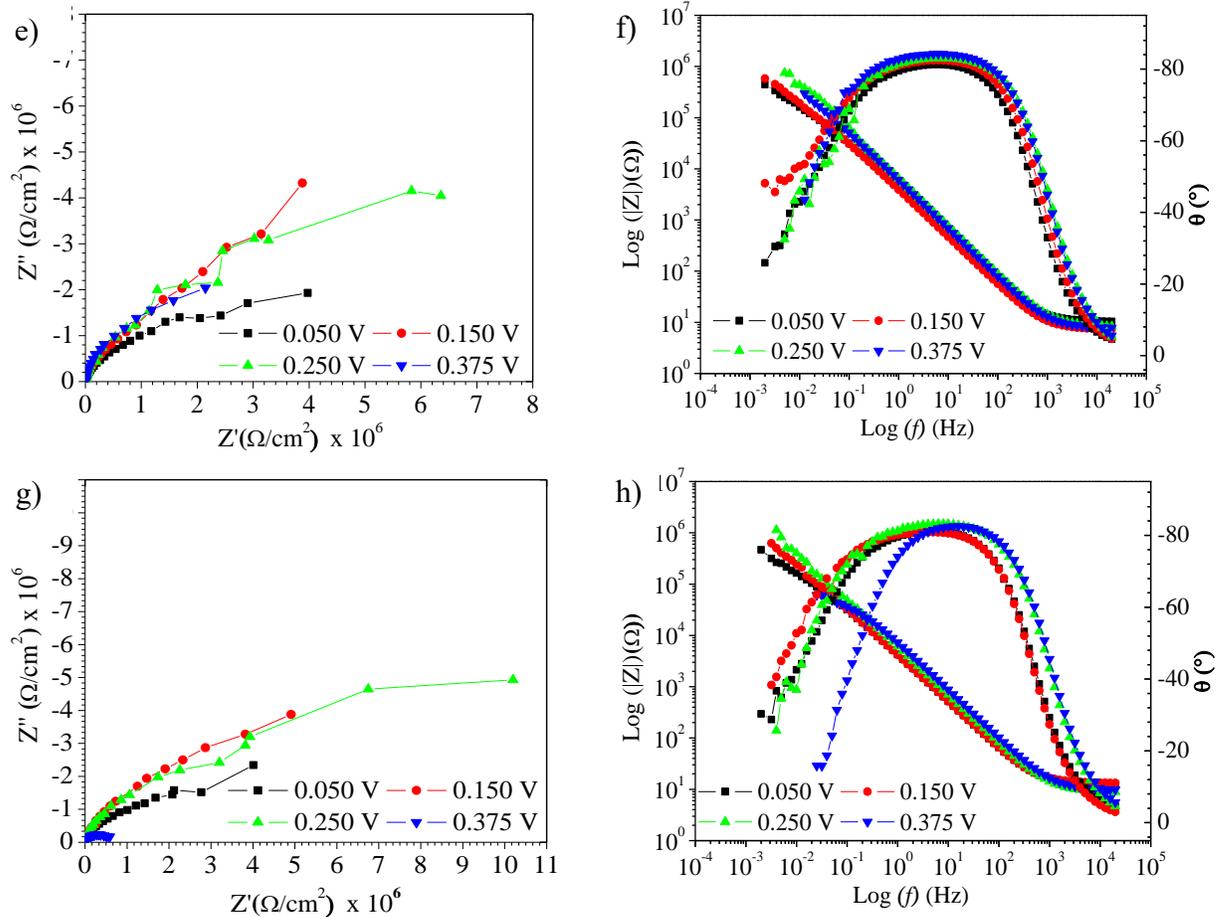
resultado de la formación y crecimiento de la capa pasiva. Por otro lado, en el caso de un potencial  $\geq 0.375$  vs. OCP, muestra un decaimiento en  $R_{ct}$  como resultado de un debilitamiento de la capa pasiva, pues se encuentra muy cercana a la ventana del potencial de picado. Para valores de potencial que provocan inestabilidad de capa pasiva, la cual se rompe y se inicia el proceso de disolución estable por picadura.



**Figura 4.32** a) Circuito eléctrico equivalente, diagrama de Nyquist y Bode de los materiales base b), c) AID 2205 y d), e) AIA 316L, respectivamente.

En el caso de las condiciones de soldadura, bajo el modo de transferencia por rocío (Figura 4.33a y e)) se observa una menor resistencia como resultado de una disminución en el diámetro del arco ( $R_{ct}$ ) muy cercana a  $\geq 0.375$  vs. OCP, mientras que para la condición de soldadura por el modo de transferencia por arco pulsado mostraron un decremento. Esto podría atribuirse al incremento en el porcentaje de ferrita [14]. Un máximo en el valor de  $R_{ct}$  se obtiene en un potencial aproximado de 0.150 V vs. OCP, determinando con ello una mayor estabilidad de la capa pasiva bajo esas condiciones, mayores valores de impedancia se relacionan con un menor deterioro del material debido a que el flujo de electrones disminuye al aumentar la resistencia del sistema [104].





**Figura 4.33** Diagrama de Nyquist y Bode de las juntas soldadas. a) y b) GMAW-P-ER309L, c) y d) GMAW-ER309L, e) y f) GMAW-P-ER316L-Si y g) y h) GMAW-ER316L-Si.

El circuito equivalente mostrado en la Figura 4.32a) aplica para la simulación y ajuste de los resultados de EIS para todas las condiciones, aunque la magnitud de cada uno de los elementos varía en función de la polarización aplicada, como los diferentes rangos de polarización, en el caso de  $CPE_P$  y  $CPE_T$ , son parámetros de impedancia. En el caso de valores muy pequeños para  $CPE_T$  sugieren una mayor estabilidad de la capa pasiva [14]. Por ejemplo, en todas las condiciones se obtienen valores del orden de  $10^{-5}$  como se muestra en la Tabla 4.17.

En el caso de los diagramas de Bode mostrados en la Figura 4.33b), d), f) y h), un bucle más amplio indica una mejor formación de la capa pasiva [103], como se muestra para las materiales base. En el caso de las (Figura 4.33d) y h)) condiciones que fueron soldadas bajo el modo de transferencia por rocío, puede observarse una disminución en el ancho de la curva en un potencial de 0.375 V vs. OCP, lo que indica una menor estabilidad de la capa pasiva. Por otro lado, los diagramas se caracterizan por una región casi idealmente capacitiva (línea recta con pendiente y ángulos

cercanos a  $80^\circ$  en una amplia gama de frecuencias). A bajas frecuencias, la disminución del ángulo de fase indica la presencia de una resistencia paralela elevada [105].

**Tabla 4.17.** Resultados para cada uno de los elementos del circuito equivalente.

E vs OCP	316L	2205	GMAWP-309L	GMAWP-316L	GMAW-309L	GMAW-316L	
0.05	$R_S (\Omega)$	5.20	5.89	9.62	9.03	8.15	10.95
	$CPE_T (x10^{-5})$ (F/cm <sup>2</sup> )	8.03	6.06	6.37	5.88	7.55	5.18
	$CPE_P$ (F/cm <sup>2</sup> )	0.88	0.90	0.90	0.90	0.90	0.90
	$R_{ct} (\Omega/cm^2)$	241265	462810	321415	231493	253990	280725
0.15	$R_S (\Omega)$	7.45	6.83	7.92	7.64	9.49	11.68
	$CPE_T (x10^{-5})$ (F/cm <sup>2</sup> )	2.57	2.36	5.21	4.73	4.05	3.23
	$CPE_P$ (F/cm <sup>2</sup> )	0.94	0.91	0.91	0.90	0.91	0.91
	$R_{ct} (\Omega/cm^2)$	607440	808600	484943	497250	747150	935530
0.25	$R_S (\Omega)$	8.56	7.21	9.59	8.13	9.64	9.45
	$CPE_T (x10^{-5})$ (F/cm <sup>2</sup> )	3.98	2.05	2.39	2.55	2.85	3.04
	$CPE_P$ (F/cm <sup>2</sup> )	0.92	0.85	0.91	0.92	0.92	0.92
	$R_{ct} (\Omega/cm^2)$	578440	2213895	1095970	940443	776300	890213
0.375	$R_S (\Omega)$	5.04	14.85	10.01	8.15	9.97	9.46
	$CPE_T (x10^{-5})$ (F/cm <sup>2</sup> )	2.62	1.05	1.96	3.07	2.17	2.37
	$CPE_P$ (F/cm <sup>2</sup> )	0.93	0.93	0.94	0.93	0.92	0.92
	$R_{ct} (\Omega/cm^2)$	321425	1442120	615586	377200	15846	56127

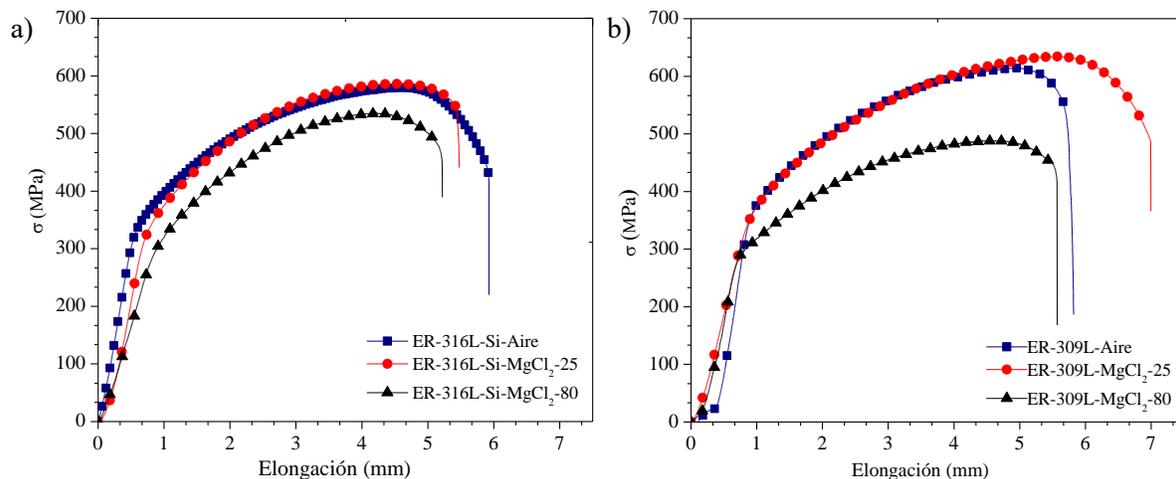
#### 4.6 Agrietamiento por corrosión y esfuerzo

En la Figura 4.34a) y b) se observan las curvas  $\sigma$  vs.  $e$ , y  $\sigma$  vs.  $\epsilon$ , de las diferentes condiciones utilizadas durante los diversos ensayos, todas las probetas se deformaron hasta la fractura. Dicha Figura muestra las diferencias para cada material y temperatura, donde para el caso de la junta soldada con ER-316L-Si (Figura 4.34a)), la tendencia es que, al aumentar la temperatura del medio, la elongación, así como la deformación decrece. Por otro lado, en el caso de las juntas soldadas con material de aporte ER-309L (Figura 4.34b)), el comportamiento es similar, pero existe una mayor

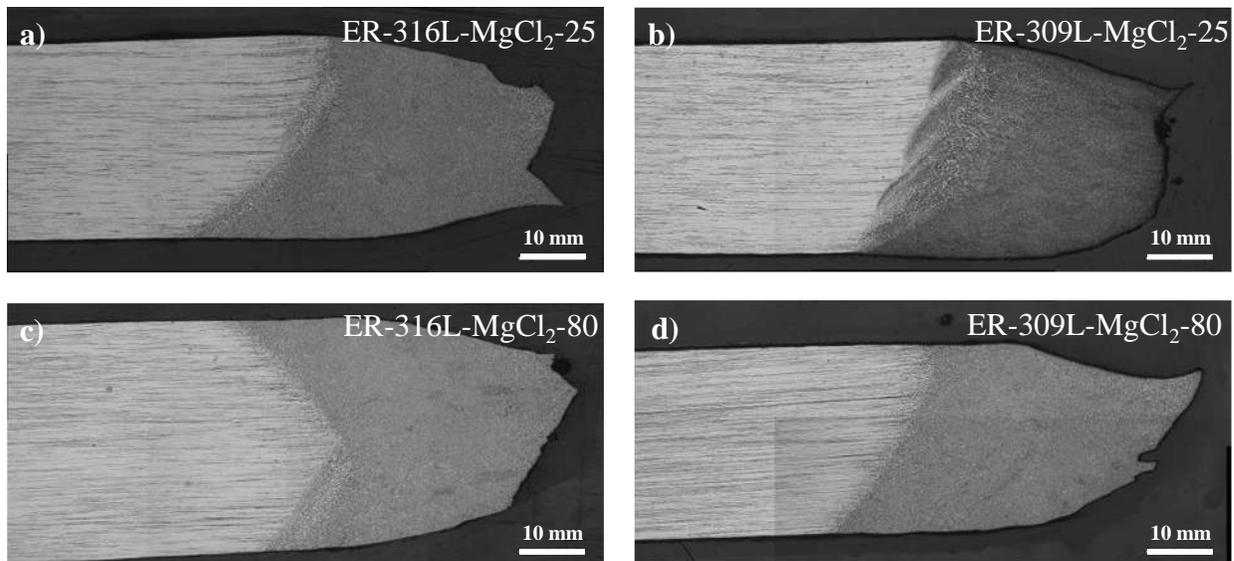
elongación en solución a 25°C. Se sabe que una solución de MgCl<sub>2</sub> es agresiva y es sumamente utilizada para los ensayos de susceptibilidad del agrietamiento por corrosión y esfuerzo en aceros inoxidables [106].

En la Figura 4.35 se observa que la falla ocurre principalmente en el metal de soldadura, como consecuencia de la alta susceptibilidad que se encuentra en esta zona debido a la presencia de inclusiones no metálicas, así como una tendencia a fallar cercana al MB AID 2205, debido al efecto de la alta susceptibilidad a la corrosión localizada propia de la presencia de un mayor porcentaje de ferrita, lo que propicia mayor presencia de micro pares galvánicos. La Tabla 4.18 muestra las diferentes propiedades mecánicas obtenidas bajo las diferentes condiciones de las diferentes juntas soldadas, estas propiedades permitieron determinar los diferentes índices de la Tabla 4.19, donde finalmente se obtuvo el índice  $I_{SCC}$ , que permite determinar la susceptibilidad al agrietamiento por corrosión y esfuerzo.

La susceptibilidad al agrietamiento por corrosión y esfuerzo se determina por índices mostrados en la Tabla 4.19, los cuales representan las pérdidas de las propiedades en solución. Normalmente valores menores a 0.5 del  $I_{SCC}$  muestran alta susceptibilidad, mientras que valores entre 0.8 y 1 muestran una alta resistencia al agrietamiento por corrosión y esfuerzo. Los valores que se obtuvieron para cada una de las condiciones muestran que existe una baja susceptibilidad al agrietamiento por corrosión y esfuerzo, ya que los valores son muy cercanos a la unidad e incluso logran ser mayor a ella.



**Figura 4.34** Resultado de SSRT para las soldaduras con materiales de aporte a) ER-316L-Si y b) ER-309L.



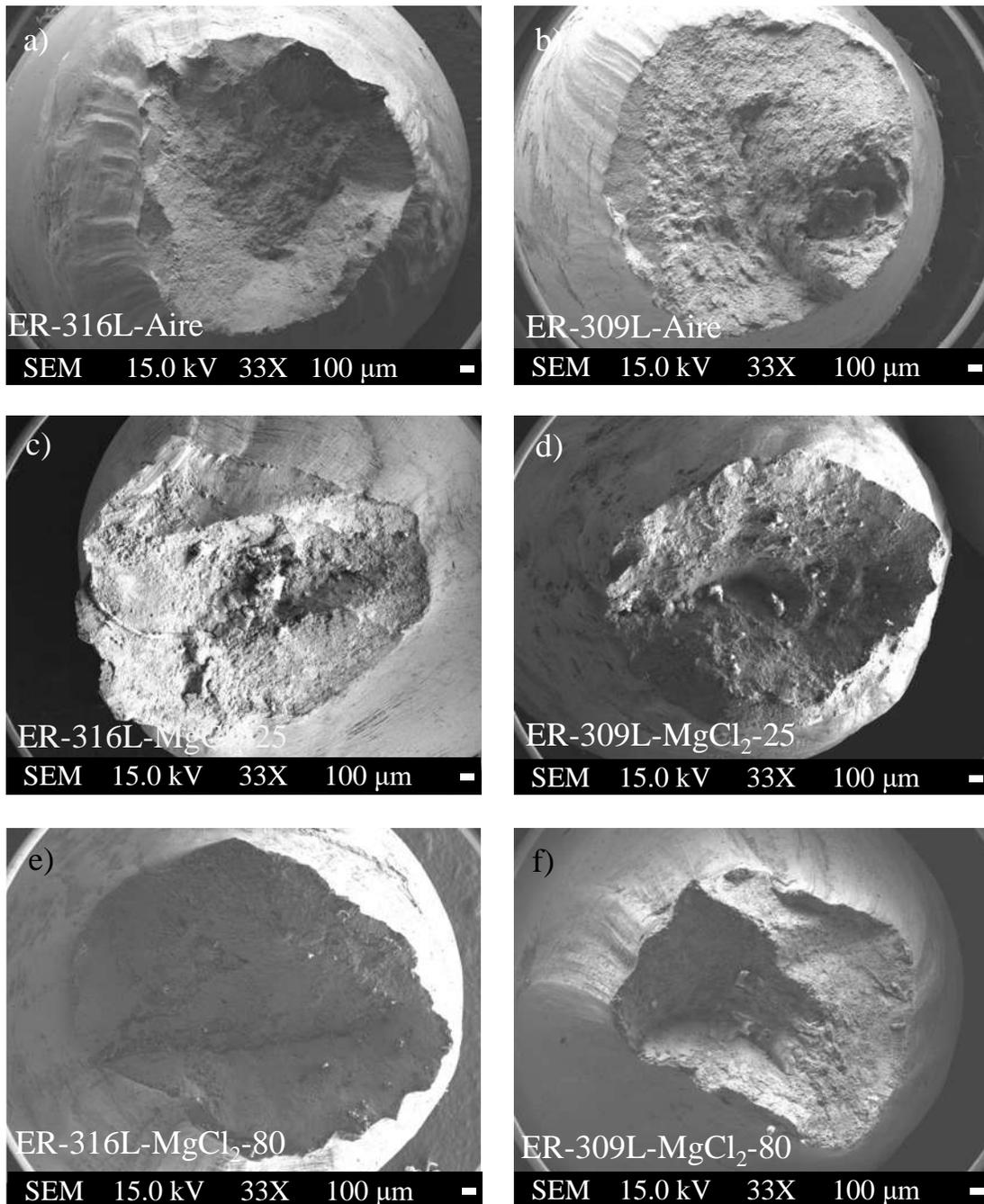
**Figura 4.35** Macrografías de las zonas de fractura con material de aporte; a) ER-316L en solución a 25°C, b) ER-309L en solución a 25°C, c) ER-316L en solución a 80°C y d) ER-309L en solución a 80°C.

**Tabla 4.18** Tabla de resultados de propiedades mecánicas para los ensayos de SSRT

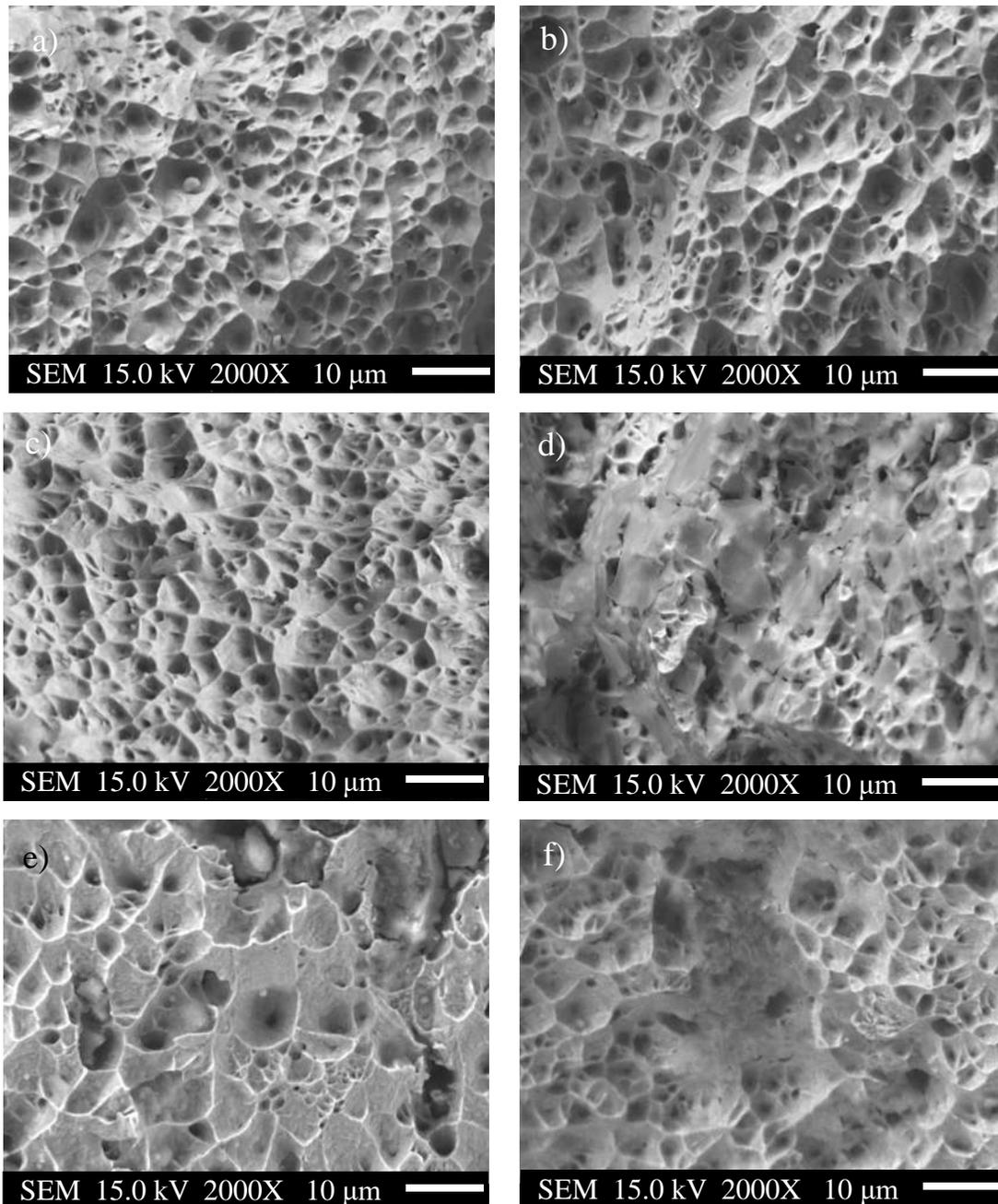
	Esfuerzo de cedencia (MPa)	Esfuerzo de ruptura (MPa)	Esfuerzo Máximo (MPa)	Deformación máxima (%)	Elongación máxima (mm)	Elongación en el punto de cedencia (mm)	Deformación en el punto de cedencia (%)	Tiempo de falla (h)	Diámetro Final ( $d_f$ ) (mm)	Área final ( $A_f$ ) (mm <sup>2</sup> )
ER-316L-AIRE	350	426	579.87	23.34	5.93	0.67	2.63	33.2	2.22	3.86
ER-316L-(25°C)	345	534	586.40	28.27	7.18	0.82	3.24	30.6	2.39	4.50
ER-316L-(80°C)	280	508	540.61	20.55	5.22	0.81	3.18	29.2	2.50	4.92
ER-309L-AIRE	360	511	614.26	22.91	5.82	0.92	3.64	32.0	2.67	5.61
ER-309L-(25°C)	325	485	586.32	24.93	7.00	0.84	3.31	35.5	2.22	3.88
ER-309L-(80°C)	275	419	488.58	21.93	5.14	0.70	2.74	31.1	2.08	3.40

**Tabla 4.19** Índices de susceptibilidad al agrietamiento por corrosión y esfuerzo para las juntas soldadas.

Condición	$I_{TF}$	$I_{RA}$	$I_{EP}$	$I_{SCC}$
ER-316L-aire	1	1	1	1
ER-316L-(25°C)	0.922	0.916	0.806	0.881
ER-316L-(80°C)	0.880	0.860	0.716	0.818
ER-309L-aire	1	1	1	1
ER-309L-(25°C)	1.108	1.300	1.343	1.250
ER-309L-(80°C)	0.973	1.381	1.017	1.123



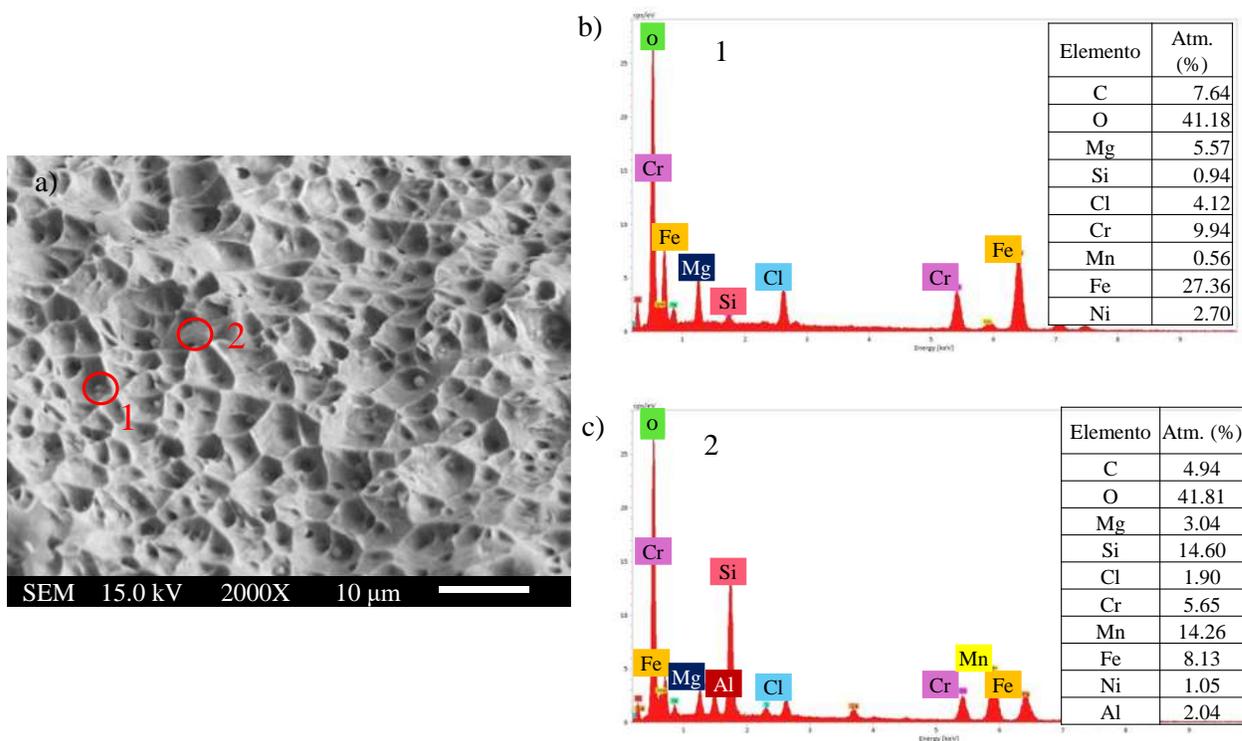
**Figura 4.36** Fracturas después del ensayo de SSRT; a) y b) en aire, c) y d) en solución de MgCl<sub>2</sub> a 25°C y e) y f) en solución de MgCl<sub>2</sub> a 80°C.



**Figura 4.37** Detalles de la fractura después del ensayo de SSRT a) y b) en aire, c) y d) en solución de  $MgCl_2$  a  $25^\circ C$  y e) y f) en solución de  $MgCl_2$  a  $80^\circ C$ .

La Figura 4.36 muestra la superficie de fracturada analizada mediante MEB, donde se observa que todas las condiciones presentan una superficie de fractura tipo dúctil. En la Figura 4.37 se observa la presencia de microhuecos a lo largo de toda la superficie, estos microhuecos son muy similares a los que se presentaron en el ensayo de tensión uniaxial en aire a  $1 \times 10^{-6}$  mm/s. Un análisis más detallado, nos permite identificar las inclusiones presentes en los microhuecos, las cuales en su

mayoría contienen oxígeno y silicio, como se muestra en la Figura 4.38 para la condición con material de aporte ER-316L-Si a 25°C. Además de la composición principalmente de la ferrita que se distribuye a lo largo del cordón de soldadura, la cantidad, morfología y continuidad de la ferrita influye en la resistencia al agrietamiento por corrosión y esfuerzo, debido a que redes continuas de esta fase, influyen en la propagación continua de la aparición de grietas durante el ensayo SCC.



**Figura 4.38** Resultados del análisis EDS en la zona de fractura.

## CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES

En esta tesis se llevó a cabo un estudio extenso y profundo sobre el sistema de unión disímil 316L/2205 utilizando el proceso de soldadura por arco metálico y protección gaseosa con arco pulsado y transferencia por rocío utilizando los materiales de aporte ER-316L-Si y ER-309L. A partir de la información y conocimiento generado se presentan las siguientes conclusiones:

- La metodología Taguchi se empleó eficazmente en la optimización de las características macro y microestructurales de la soldadura de uniones disímiles entre AIA 316L y AID 2205 con el uso del material de aporte ER-316L-Si.
- La obtención de los parámetros óptimos permitió determinar la menor tasa de dilución determinada donde  $I_p$  y  $V$  contribuyen en un 52.72 % y 17.90 %, respectivamente, en la dilución total.
- El efecto de variar los parámetros de control como  $I_p$ ,  $I_b$  y  $t_p$  permitió determinar el efecto microestructural en la ZAT del AID 2205 reduciendo su extensión y dando lugar a una reducción del tamaño de grano de ferrita y presencia de fases perjudiciales como  $Cr_2N$  y austenita de placa lateral Widmanstätten, además de una variación en el contenido de ferrita.
- Se encontró que el  $t_p$  contribuye en un 38.01 % en el tamaño de la ZAT del AID 2205.
- La repetición de la prueba con los parámetros óptimos demostró ser funcional debido a la reproducibilidad de los experimentos observada junto con la mejora en las relaciones S/N. El contenido de ferrita en la WM varió entre el 5 y el 10% con los parámetros óptimos.
- Se observaron mejoras macro y microestructurales en las uniones soldadas disímiles 316L/2205 utilizando el modo de transferencia pulsado en comparación con el modo convencional por rocío, los beneficios se observaron en una menor dilución y reducción de la ZAT del AID2205 y del tamaño de la ZPF que repercuten directamente en las propiedades mecánicas y aumentó la resistencia a la corrosión localizada.
- El ajuste del modelo Hollomon a los resultados experimentales de los ensayos de tracción mostró una correlación muy buena en el rango plástico empleando tres exponentes de endurecimiento para las uniones soldadas y el AIA 316L y dos exponentes para el AID 2205. La ruptura de las probetas de las uniones soldadas se produjo en el metal de soldadura debido a la menor resistencia mecánica del material de aporte ER-309L, pero con mayor límite elástico que el acero 316L.

- En el caso de los resultados de los ensayos de corrosión, para las curvas potenciodinámicas en general se observó una mayor resistencia a la corrosión por picaduras, para las muestras soldadas en condiciones en modo de transferencia pulsada. Este resultado fue consecuencia de las mejoras microestructurales que se lograron bajo el suministro de un menor aporte térmico, como lo es la disminución en cuanto a la precipitación de CrN, la disminución en el tamaño de grano de la ZAT del AID 2205, registrándose  $\Delta E = 0.5430$  mV para la condición GMAW-P 309L, un  $\Delta E = 0.4857$  mV para GMAW-P 316L y  $\Delta E = 0.4667$  mV para GMAW 309L.
- Las diferencias en el grado de sensibilización de las diferentes condiciones se atribuyen a los diferentes modos de transferencia como resultado del elevado aporte térmico que suministra el proceso GMAW en su modo de transferencia por rocío de 1.33 kJ/mm respecto a 0.88 kJ/mm para la condición en modo pulsado con electrodo ER-309L.
- Los resultados de EIE revelaron que el potencial anódico máximo que puede aplicarse para inducir una condición pasiva estable con un mayor valor de  $R_{ct}$  es de 0.250 V vs. a OCP para todas las condiciones de soldadura.
- Los diagramas de Bode mostraron una mayor estabilidad de la capa pasiva en frecuencias altas y bajas para las soldaduras disimilares GMAW-P.
- De acuerdo son los valores de del índice de agrietamiento por corrosión y esfuerzo, existe una baja susceptibilidad a la presencia de este fenómeno, debido a que los valores son cercanos a la unidad e incluso logran ser mayor a ella.

## Bibliografía

- [1] J. Verma, R.V.J.J.o.M.P. Taiwade, Dissimilar welding behavior of 22% Cr series stainless steel with 316L and its corrosion resistance in modified aggressive environment, 24 (2016) 1-10.
- [2] C. Augustine, B.P. George, R.J.I.J.o.T. Sudhish, A.R.i.M. Engi, Parametric optimization of GMAW of dissimilar steels: duplex stainless steel 2205 and stainless steel 316L, 3 (2014) 2319-3182.
- [3] A. Urena, E. Otero, M. Utrilla, C.J.J.o.M.P.T. Munez, Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding, 182 (2007) 624-631.
- [4] S. Geng, J. Sun, L. Guo, H.J.J.o.M.P. Wang, Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex stainless steel GTA-welding joint, 19 (2015) 32-37.
- [5] S.L. Hernández-Trujillo, V.H. Lopez-Morelos, M.A. García-Rentería, R. García-Hernández, A. Ruiz, F.F.J.M. Curiel-López, Microstructure and Fatigue Behavior of 2205/316L Stainless Steel Dissimilar Welded Joints, 11 (2021) 93.
- [6] D. Wasnik, G. Dey, V. Kain, I.J.S.M. Samajdar, Precipitation stages in a 316L austenitic stainless steel, 49 (2003) 135-141.
- [7] M. Sen, M. Mukherjee, T. Pal, Evaluation of correlations between DP-GMAW process parameters and bead geometry, Weld. J 94 (2015) 265s-279s.
- [8] M. Fortan, A. Dejans, D. Debruyne, B. Rossi. The strength of stainless steel fillet welds using GMAW. In Proceedings of the Proceedings of Stainless Steel in Structures: Fifth International Experts Seminar, 2017; pp. 1-13.
- [9] P. Kah, R. Suoranta, J. Martikainen, Advanced gas metal arc welding processes, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 67 (2013) 655-674.
- [10] A. Urena, E. Otero, M. Utrilla, C. Munez, Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding, Journal of Materials Processing Technology 182 (2007) 624-631.
- [11] G. Nobrega, M.S. Souza, M. Rodríguez-Martín, P. Rodríguez-González, J. Ribeiro, Parametric optimization of the GMAW welding process in thin thickness of austenitic stainless steel by Taguchi method, Applied Sciences 11 (2021) 8742.
- [12] S.M. Aguilar-Sierra, C.P. Serna-Giraldo, R.E. Aristizábal-Sierra, Transformaciones microestructurales en soldaduras disímiles de acero inoxidable austenítico con acero inoxidable ferrítico, Soldagem & Inspeção 20 (2015) 59-67.
- [13] J.C. Lippold, D.J. Kotecki, Welding metallurgy and weldability of stainless steels, 2005.

- [14] S. Geng, J. Sun, L. Guo, H. Wang, Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex stainless steel GTA-welding joint, *Journal of Manufacturing Processes* 19 (2015) 32-37.
- [15] Leif, Welding duplex stainless steels—a review of current recommendations, *Welding in the World* 56 (2012) 65-76.
- [16] J. Verma, R.V. Taiwade, Dissimilar welding behavior of 22% Cr series stainless steel with 316L and its corrosion resistance in modified aggressive environment, *Journal of Manufacturing Processes* 24 (2016) 1-10.
- [17] A. Vinoth Jebaraj, T. Sampath Kumar, M. Manikandan, Investigation of structure property relationship of the dissimilar weld between austenitic stainless steel 316L and duplex stainless steel 2205, *Transactions of the Indian Institute of Metals* 71 (2018) 2593-2604.
- [18] S.L. Hernández-Trujillo, V.H. Lopez-Morelos, M.A. García-Rentería, R. García-Hernández, A. Ruiz, F.F. Curiel-López, Microstructure and fatigue behavior of 2205/316L stainless steel dissimilar welded joints, *Metals* 11 (2021) 93.
- [19] S.L. Hernández Trujillo, Efecto de la aplicación de campo electromagnético sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la unión disímil 2205/316L.
- [20] T. Chehuan, V. Dreilich, K.S. de Assis, F.V. de Sousa, O.R. Mattos, Influence of multipass pulsed gas metal arc welding on corrosion behaviour of a duplex stainless steel, *Corrosion Science* 86 (2014) 268-274.
- [21] J.C. Lippold, *Welding metallurgy and weldability*, John Wiley & Sons: 2014.
- [22] J.A. Gonzalez-Sanchez, *Corrosion fatigue initiation in stainless steels: the scanning reference electrode technique*, Sheffield Hallam University (United Kingdom): 2002.
- [23] R. Gunn, *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications*, Woodhead publishing: 1997.
- [24] A.N. Chaudhari, K. Dixit, G.S. Bhatia, B. Singh, P. Singhal, K.K. Saxena, Welding behaviour of duplex stainless Steel AISI 2205: A Review, *Materials Today: Proceedings* 18 (2019) 2731-2737.
- [25] R.-b. Song, J.-y. Xiang, D.-p. Hou, Characteristics of mechanical properties and microstructure for 316L austenitic stainless steel, *Journal of iron and steel research international* 18 (2011) 53-59.
- [26] A. Dewangan, A. Patel, A. Bhadania, Stainless steel for dairy and food industry: a review, *J. Mater. Sci. Eng* 4 (2015) 1-4.

- [27] M. Kaladhar, K.V. Subbaiah, C.S. Rao, Machining of austenitic stainless steels—a review, *International Journal of Machining and Machinability of Materials* 12 (2012) 178-192.
- [28] A.V. Jebaraj, L. Ajaykumar, C. Deepak, K. Aditya, Weldability, machinability and surfacing of commercial duplex stainless steel AISI2205 for marine applications—A recent review, *Journal of advanced research* 8 (2017) 183-199.
- [29] J. Verma, R.V. Taiwade, Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review, *Journal of Manufacturing Processes* 25 (2017) 134-152.
- [30] M. Knyazeva, M. Pohl, Duplex Steels. Part II: Carbides and Nitrides, *Metallography, Microstructure, and Analysis* 2 (2013) 343-351. doi:10.1007/s13632-013-0088-2.
- [31] J. Rosado-Carrasco, U. Krupp, V.H. López-Morelos, A. Giertler, M. García-Rentería, J. González-Sánchez, Effect of a magnetic field applied during fusion welding on the fatigue damage of 2205 duplex stainless steel joints, *International Journal of Fatigue* 121 (2019) 243-251.
- [32] O. Steels, Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels, *Metallurgy* 3 (2014).
- [33] A. Vinoth Jebaraj, L. Ajaykumar, C.R. Deepak, K.V.V. Aditya, Weldability, machinability and surfacing of commercial duplex stainless steel AISI2205 for marine applications – A recent review, *Journal of Advanced Research* 8 (2017) 183-199. doi:<https://doi.org/10.1016/j.jare.2017.01.002>.
- [34] S. Hernández. Efecto de la aplicación de campo electromagnético sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la unión disímil 2205/316L. Universidad michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Morelia Michoacán., 2021.
- [35] J.C. Lippold, *Welding metallurgy and weldability*, Wiley Online Library: 2015.
- [36] I.M.a.T.S. Association, *Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels*, International Molybdenum Association (2014).
- [37] A. Pramanik, G. Littlefair, A. Basak, Weldability of duplex stainless steel, *Materials and Manufacturing Processes* 30 (2015) 1053-1068.
- [38] J. Verma, R.V.J.J.o.M.P. Taiwade, Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review, 25 (2017) 134-152.
- [39] M. Mampuya, M. Umba, K. Mutombo, P.J.M.T.P. Olubambi, Effect of heat treatment on the microstructure of duplex stainless steel 2205, 38 (2021) 1107-1112.

- [40] Y. Kim, D. Lee, J. Byun, K. Jung, J. Kim, H. Lee, Y. Shin, S. Kim, H.J.M. Lee, Design, The effect of sigma phases formation depending on Cr/Ni equivalent ratio in AISI 316L weldments, 32 (2011) 330-336.
- [41] H.S. Khatak, B. Raj, Corrosion of austenitic stainless steels: mechanism, mitigation and monitoring, Woodhead publishing: 2002.
- [42] M. Aracil, soldadura y corte de los aceros inoxidable., (2018).
- [43] A. Pramanik, G. Littlefair, A.J.M. Basak, M. Processes, Weldability of duplex stainless steel, 30 (2015) 1053-1068.
- [44] P. Korinko, S.J.p.f.a. Malene, Considerations for the weldability of types 304L and 316L stainless steel, 1 (2001) 61-68.
- [45] A.N. Chaudhari, K. Dixit, G.S. Bhatia, B. Singh, P. Singhal, K.K.J.M.T.P. Saxena, Welding Behaviour of Duplex Stainless Steel AISI 2205: aReview, 18 (2019) 2731-2737.
- [46] Z. Zhang, Z. Wang, Y. Jiang, H. Tan, D. Han, Y. Guo, J.J.C.S. Li, Effect of post-weld heat treatment on microstructure evolution and pitting corrosion behavior of UNS S31803 duplex stainless steel welds, 62 (2012) 42-50.
- [47] R. Yilmaz, H.J.J.o.M.o.P. Usun, A. Sciences, Mechanical properties of Austenitic stainless steels Welded by GMAW and GTAW, 18 (2002) 97-113.
- [48] Y. Hu, J. Xue. Effects of Process Parameters on the Weld Quality During Double-Pulsed Gas Metal Arc Welding of 2205 Duplex Stainless Steel. In *Transactions on Intelligent Welding Manufacturing*; Springer: 2018; pp. 113-129.
- [49] P. Palani, N.J.J.o.M.P.T. Murugan, Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding, 172 (2006) 1-10.
- [50] H. Om, S.J.S. Pandey, Effect of heat input on dilution and heat affected zone in submerged arc welding process, 38 (2013) 1369-1391.
- [51] J.A.G. Sanchez. Corrosion fatigue initiation in stainless steels : The scanning reference electrode technique. Sheffield Hallam University, United Kingdom, 2002.
- [52] A. Moteshakker, I.J.J.o.M.S. Danaee, Technology, Microstructure and corrosion resistance of dissimilar weld-joints between duplex stainless steel 2205 and austenitic stainless steel 316L, 32 (2016) 282-290.
- [53] J.J.B.c.j. Potgieter, Influence of  $\sigma$  phase on general and pitting corrosion resistance of SAF 2205 duplex stainless steel, 27 (1992) 219-223.

- [54] S. Ghosh, V.P.S. Rana, V. Kain, V. Mittal, S.J.M. Baveja, Design, Role of residual stresses induced by industrial fabrication on stress corrosion cracking susceptibility of austenitic stainless steel, 32 (2011) 3823-3831.
- [55] B. Lu, Z. Chen, J. Luo, B. Patchett, Z.J.E.a. Xu, Pitting and stress corrosion cracking behavior in welded austenitic stainless steel, 50 (2005) 1391-1403.
- [56] Z. Liu, C. Dong, X. Li, Q. Zhi, Y.J.J.o.m.s. Cheng, Stress corrosion cracking of 2205 duplex stainless steel in H<sub>2</sub>S–CO<sub>2</sub> environment, 44 (2009) 4228-4234.
- [57] T. Prosek, A. Iversen, C. Taxen. Low temperature stress corrosion cracking of stainless steels in the atmosphere in presence of chloride deposits. In Proceedings of the CORROSION 2008, 2008.
- [58] K. Weman, G. Lindén, MIG welding guide, Woodhead Publishing: 2006.
- [59] A.N. Standard. AWS A5.9/A5.9M:2006 Specification for Bare Stainless Steel Welding Electrodes and Rods. **2006**.
- [60] A. International. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. **2022**.
- [61] A.I.a.A.N. Standard. E8/E8M – 22 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.
- [62] A. International. Standard Practice for Evaluating Stress-Corrosion-Cracking Resistance of Metals and Alloys in a Boiling Magnesium Chloride Solution. **2013**.
- [63] N.A.o.C. Engineers. NACE TM0198-2020 Slow Strain Rate Test Method for Screening Corrosion-Resistant Alloys for Stress Corrosion Cracking in Sour Oilfield Service. **2020**.
- [64] T. del NJ Sánchez-Cruz, F. Curiel-López, V. López-Morelos, J. González-Sánchez, A. Ruiz, E. Carrillo, Optimization of macro and microstructural characteristics of 316L/2205 dissimilar welds obtained by the GMAW-pulsed process, Materials Today Communications 34 (2023) 105401.
- [65] M. Sen, M. Mukherjee, S.K. Singh, T.K. Pal, Effect of double-pulsed gas metal arc welding (DP-GMAW) process variables on microstructural constituents and hardness of low carbon steel weld deposits, Journal of manufacturing processes 31 (2018) 424-439.
- [66] Y. Koli, N. Yuvaraj, S. Aravindan, Investigations on weld bead geometry and microstructure in CMT, MIG pulse synergic and MIG welding of AA6061-T6, Materials Research Express 6 (2020) 1265e1265.

- [67] V. Garcia-Garcia, O. Frasco-García, F. Reyes-Calderon, O. Hernández-Cristóbal, H.-J. Vergara-Hernández, Effect of the thermal field on the microstructure of dissimilar welded joints between TWIP steel and 2205 duplex stainless steel, *Journal of materials research and technology* 17 (2022) 2913-2934.
- [68] K. Pal, S.K. Pal, Effect of pulse parameters on weld quality in pulsed gas metal arc welding: a review, *Journal of materials engineering and performance* 20 (2011) 918-931.
- [69] R. Badji, M. Bouabdallah, B. Bacroix, C. Kahloun, B. Belkessa, H. Maza, Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds, *Materials characterization* 59 (2008) 447-453.
- [70] K. Song, Z. Wang, S. Hu, S. Zhang, E. Liang, Welding current influences on Inconel 625/X65 cladding interface, *Materials and Manufacturing Processes* 33 (2018) 770-777.
- [71] P.K. Ghosh, *Pulse current gas metal arc welding*, Springer: 2017.
- [72] J. Dupont, S. Banovic, A. Marder, Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a super austenitic stainless steel and nickel-based alloys, *Welding Journal* 82 (2003) 125.
- [73] M. García-Rentería, V. López-Morelos, R. García-Hernández, L. Dzib-Pérez, E. García-Ochoa, J. González-Sánchez, Improvement of localised corrosion resistance of AISI 2205 Duplex Stainless Steel joints made by gas metal arc welding under electromagnetic interaction of low intensity, *Applied Surface Science* 321 (2014) 252-260.
- [74] T.R. Tabrizi, M. Sabzi, S.M. Anijdan, A. Eivani, N. Park, H. Jafarian, Comparing the effect of continuous and pulsed current in the GTAW process of AISI 316L stainless steel welded joint: microstructural evolution, phase equilibrium, mechanical properties and fracture mode, *Journal of Materials Research and Technology* 15 (2021) 199-212.
- [75] V.d.S. Dagostini, A.N.d. Moura, T.d.S. Luz, N.A. Castro, M.T.D.A. Orlando, E.A. Vieira, Microstructural analysis and mechanical behavior of the HAZ in an API 5L X70 steel welded by GMAW process, *Welding in the World* 65 (2021) 1051-1060.
- [76] S. Datta, A. Bandyopadhyay, P.K. Pal, Application of Taguchi philosophy for parametric optimization of bead geometry and HAZ width in submerged arc welding using a mixture of fresh flux and fused flux, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 36 (2008) 689-698.

- [77] A.V. Bansod, A.P. Patil, Effect of welding processes on microstructure, mechanical properties, and corrosion behavior of low-nickel austenitic stainless steels, *Metallography, Microstructure, and Analysis* 6 (2017) 304-314.
- [78] P. Bilmes, A. Gonzalez, C. Llorente, M. Solari, Effect of  $\delta$  ferrite solidification morphology of austenitic stainless steel weld metal on properties of welded joints, *Welding international* 10 (1996) 797-808.
- [79] M. Saied. Experimental and numerical modeling of the dissolution of delta ferrite in the Fe-Cr-Ni system: application to the austenitic stainless steels. Université Grenoble Alpes, 2016.
- [80] S. Geng, J. Sun, L. Guo, H. Wang. Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex stainless steel GTA-welding joint. *J Manuf Process*. 2015; 19: 32-7.
- [81] A.J. Ramirez, J.C. Lippold, S.D. Brandi, The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels, *Metallurgical and Materials Transactions A* 34 (2003) 1575-1597. doi:10.1007/s11661-003-0304-9.
- [82] J. Verma, R.V. Taiwade, Effect of austenitic and austeno-ferritic electrodes on 2205 duplex and 316L austenitic stainless steel dissimilar welds, *Journal of Materials Engineering Performance* 25 (2016) 4706-4717.
- [83] A. Eghlimi, M. Shamanian, M. Eskandarian, A. Zabolian, J.A.J.M.C. Szpunar, Characterization of microstructure and texture across dissimilar super duplex/austenitic stainless steel weldment joint by austenitic filler metal, 106 (2015) 208-217.
- [84] S. Saha, M. Mukherjee, T.K. Pal, Microstructure, texture, and mechanical property analysis of gas metal arc welded AISI 304 austenitic stainless steel, *Journal of Materials Engineering Performance* 24 (2015) 1125-1139.
- [85] M. Knyazeva, M. Pohl, Duplex steels: part I: genesis, formation, structure, *Metallography, Microstructure, Analysis* 2 (2013) 113-121.
- [86] J. Fu, F. Li, J. Sun, K. Cui, X. Du, Y. Wu, Effect of crystallographic orientations on the corrosion resistance of Fe-17Cr ferritic stainless steel, *Journal of Electroanalytical Chemistry* 841 (2019) 56-62.
- [87] T. Wegrzyn, Delta ferrite in stainless steel weld metals, *Welding international* 6 (1992) 690-694.

- [88] Y. Wang, N. Li, B. Yang, Effect of ferrite on pitting corrosion of Fe20Cr9Ni cast austenite stainless steel for nuclear power plant pipe, *Corrosion Engineering, Science Technology* 50 (2015) 330-337.
- [89] H.-Y. Ha, M.-H. Jang, T.-H. Lee, J. Moon, Interpretation of the relation between ferrite fraction and pitting corrosion resistance of commercial 2205 duplex stainless steel, *Corrosion Science* 89 (2014) 154-162.
- [90] T. Wegrzyn, Delta ferrite in stainless steel weld metals, *Welding international* 6 (1992) 690-694.
- [91] M.R. Akbarpour, A. Ekrami, Effect of ferrite volume fraction on work hardening behavior of high bainite dual phase (DP) steels, *Journal Materials Science Engineering: A* 477 (2008) 306-310. doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.051>.
- [92] H. Irani, M.S. Ghazani, Physics, Effect of grain refinement on tensile properties and electrochemical behavior of Fe-18.5% Cr ferritic stainless steel, *Materials Chemistry* 251 (2020) 123089. doi:<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.123089>.
- [93] K. Samuel, Limitations of Hollomon and Ludwigs stress–strain relations in assessing the strain hardening parameters, *Journal of Physics D: Applied Physics* 39 (2005) 203. doi:10.1088/0022-3727/39/1/030.
- [94] H. Granados-Becerra, V.H. López-Morelos, A. Ruiz, R. García-Hernández, F.F. Curiel-López, M.R. Barajas-Alvarez, Ramberg–Osgood Stress–Strain Analysis of the Effects of Aging Treatment and Welding on IN600 with a Three-Stage Strain Hardening Behavior, *Metals Materials International* (2022) 1-12. doi:<https://doi.org/10.1007/s12540-021-00992-x>.
- [95] Z. Zuo, M. Haowei, M. Yarigarravesh, A.H. Assari, M. Tayyebi, M. Tayebi, B. Hamawandi, Microstructure, fractography, and mechanical properties of Hardox 500 steel TIG-welded joints by using different filler weld wires, *Materials* 15 (2022) 8196.
- [96] T.d.N. Sánchez-Cruz, V. López-Morelos, F. Curiel-López, J. González–Sánchez, A. Ruiz, H. Granados-Becerra, Influence of the GMAW transfer mode on the mechanical behaviour and corrosion resistance of the 316L-2205 dissimilar weld, *MRS Advances* 8 (2023) 1236-1242.
- [97] E. Ura-Bińczyk, Effect of grain refinement on the corrosion resistance of 316L stainless steel, *Materials Chemistry* 14 (2021) 7517.

- [98] T. Amadou, H. Sidhom, C. Braham, Double loop electrochemical potentiokinetic reactivation test optimization in checking of duplex stainless steel intergranular corrosion susceptibility, *Metallurgical Materials Transactions A* 35 (2004) 3499-3513.
- [99] P. Kah, H. Latifi, R. Suoranta, J. Martikainen, M. Pirinen, Usability of arc types in industrial welding, *International Journal of Mechanical Materials Engineering* 9 (2014) 1-12.
- [100] K. Pal, S.K. Pal, Effect of pulse parameters on weld quality in pulsed gas metal arc welding: a review, *Journal of materials engineering performance* 20 (2011) 918-931.
- [101] R. Srinivasan, F. Fasmin, *An Introduction to Electrochemical Impedance Spectroscopy*, CRC Press: Boca Raton, 2021.
- [102] H.H. Hernández, A.R. Reynoso, J.T. González, C.G. Morán, J.M. Hernández, A.M. Ruiz, J.M. Hernández, R.O. Cruz, Electrochemical impedance spectroscopy (EIS): A review study of basic aspects of the corrosion mechanism applied to steels, *Electrochemical Impedance Spectroscopy* (2020) 137-144.
- [103] M.G. Pujar, N. Parvathavarthini, R. Dayal, Some aspects of corrosion and film formation of austenitic stainless steel type 316LN using electrochemical impedance spectroscopy (EIS), *Journal of materials science* 42 (2007) 4535-4544.
- [104] A. Application, N. Eis, *Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS) Part 1–Basic Principles*, METROHM AUTOLAB AV (2011) 1-3.
- [105] S.S. El-Egamy, W.A. Badawy, H. Shehata, Passivity and Pitting Susceptibility of type 304 Stainless Steel in Acidic Sulphate Solutions, *Materials Science and Engineering Technology* 32 (2001) 737-742. doi:[https://doi.org/10.1002/1521-4052\(200109\)32:9<737::AID-MAWE737>3.0.CO;2-T](https://doi.org/10.1002/1521-4052(200109)32:9<737::AID-MAWE737>3.0.CO;2-T).
- [106] V.S. Raja, T. Shoji, *Stress corrosion cracking: theory and practice*, Elsevier: 2011.

# Teresita Del Niño Jesús Sánchez Cruz

## COMPORTAMIENTO MECÁNICO Y ELECTROQUÍMICO DE UNA SOLDADURA DISÍMIL 2205316L OPTMIZADA\_pdf

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

### Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid:::3117:438180351

Fecha de entrega

10 mar 2025, 11:40 a.m. GMT-6

Fecha de descarga

10 mar 2025, 11:44 a.m. GMT-6

Nombre de archivo

COMPORTAMIENTO MECÁNICO Y ELECTROQUÍMICO DE UNA SOLDADURA DISÍMIL 2205316L OPT....pdf

Tamaño de archivo

7.5 MB

111 Páginas

31,749 Palabras

164,027 Caracteres

# Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado  
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



A quien corresponda,

Por este medio, quien abajo firma, bajo protesta de decir verdad, declara lo siguiente:

- Que presenta para revisión de originalidad el manuscrito cuyos detalles se especifican abajo.
- Que todas las fuentes consultadas para la elaboración del manuscrito están debidamente identificadas dentro del cuerpo del texto, e incluidas en la lista de referencias.
- Que, en caso de haber usado un sistema de inteligencia artificial, en cualquier etapa del desarrollo de su trabajo, lo ha especificado en la tabla que se encuentra en este documento.
- Que conoce la normativa de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, en particular los Incisos IX y XII del artículo 85, y los artículos 88 y 101 del Estatuto Universitario de la UMSNH, además del transitorio tercero del Reglamento General para los Estudios de Posgrado de la UMSNH.

Datos del manuscrito que se presenta a revisión		
Programa educativo	Doctorado en ciencias en Metalurgia y Ciencias de los materiales	
Título del trabajo	Comportamiento mecánico y electroquímico de una soldadura disímil 2205/316L optimizada	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	Teresita del niño Jesús Sánchez Cruz	teresita.sanchez@umich.mx
Director	Víctor Hugo López Morelos	vhlopez@umich.mx
Codirector	Jorge Antonio Gonzáles Sánchez	jagonzal@uacam.mx
Coordinador del programa	Alberto Ruiz Marines	alberto.ruiz@umich.mx

Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Asistencia en la redacción	No	

# Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado  
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Traducción al español	No	
Traducción a otra lengua	No	
Revisión y corrección de estilo	No	
Análisis de datos	No	
Búsqueda y organización de información	No	
Formateo de las referencias bibliográficas	No	
Generación de contenido multimedia	No	
Otro	No	

Datos del solicitante	
Nombre y firma	<u>Teresita del niño Jesús Sánchez Cruz</u>
Lugar y fecha	Morelia, Michoacán 10 de marzo de 2025