



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN  
NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE DOCTORADO EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES

ESTUDIO MICROESTRUCTURAL, MECÁNICO Y ELECTROQUÍMICO DE  
LA SOLDADURA CON UNA JUNTA ESTRECHA DEL MATERIAL  
BIMETÁLICO API 5L X-52 Y AISI 316L-Si

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

M.C. LUIS ÁNGEL LÁZARO LOBATO

Director de tesis

DR. FRANCISCO FERNANDO CURIEL LÓPEZ

Codirector de tesis

DR. VICTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

Morelia, Mich., Diciembre de 2024.



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES  
Of. Núm. ST/IIMM-036-2024

Morelia Michoacán 14 de noviembre de 2024

**M. C. LUIS ÁNGEL LÁZARO LOBATO  
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 Doctor en Ciencias Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada **"Estudio Microestructural, Mecánico y Electroquímico de la soldadura con una junta estrecha del material bimetálico API 5L X-52 y AISI/316L-Si"**, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

10003991	Dr. Francisco Fernando Curiel López	Presidente
05002699	Dr. Víctor Hugo López Morelos	Co-Presidente
97003948	Dr. Alberto Ruiz Marines	Vocal
10900758	Dr. Jorge Antonio González Sánchez	Vocal
01000489	Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez	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.



DR. ARIOSTO MEDINA FLORES  
DIRECCIÓN

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA  
Y MATERIALES DE LA UMSNH

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

#HumanistaPorSiempre

## **Dedicatoria**

Este presente trabajo está dedicado primeramente a Dios, a mi esposa Anel Flores Jacobo y a mi hijo Luis Eratseni Lázaro Flores quienes día con día comparto el mayor de tiempo de mi vida.

A mis padres quienes me han forjado mi camino con las herramientas más valiosas que puedan existir; los valores humanos y a su vez me han dirigido por el sendero correcto con humildad y cariño.

## **Agradecimientos**

Doy gracias a Dios por otorgarme y brindarme buena salud en cada segundo de mi vida en este mundo, para cumplir otra de mis metas. Por tener una familia humilde y responsable que siempre estuvo al pendiente de mí en todo momento.

### **A mis padres**

Les agradezco por brindarme todo su apoyo, enseñarme y educarme para ser una persona de provecho en la vida, teniendo y poniendo en práctica los valores esenciales de casa.

### **A mis hermanos**

Gracias por sus consejos y apoyo, que me sirvieron de mucho y que hoy lo veo reflejado en estas palabras.

### **A mi asesor Dr. Francisco Fernando Curiel López**

Me siento y estaré muy agradecimiento por la oportunidad de trabajar con usted, compartir su experiencia, apoyo, paciencia y darme la enseñanza a lo largo de este proyecto de investigación. Que dios lo cuide y le brinde salud mi estimado Dr. Curiel.

### **Al Dr. Víctor Hugo López Morelos**

A ti Dr, te doy las gracias por dedicarme un poquito pero muy valioso de tú tiempo sin importar si estuvieras ocupado. Durante mis estudios de licenciatura y de posgrado he convivido mucho con usted y gracias a esto hemos tenido una buena amistad. Así mismo quiero agradecerle sus valiosos y acertados comentarios durante la asesoría de la presente tesis.

### **Al Dr. Jorge Antonio González Sánchez**

Mi más sincero agradecimiento Dr. Jorge por tu disposición, atención, tiempo y enseñanza en aquel recinto donde tu impartes tu cátedra. Con gusto sentiré satisfacción el poder regresar y trabajar en conjunto en proyectos futuros.

A los sinodales revisores de tesis: **Dr. Alberto Ruiz Marín, Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez, Dr. Ariosto Medina Flores.**

Por sus observaciones y atinadas recomendaciones, en pro de siempre aportar ideas para obtener resultados confiables y la discusión de los mismos.

A mis compañeros y amigos Heriberto, Alan Jadir, Mary Ramírez, Teresita, Eduardo Cortes, Gildardo, Liz, Jonathan, Héctor, Julio Cisneros, Leo y muchos más... que conforman los grupos de soldadura, fundición y compuestos del IIMM-UMSNH, por brindarme su amistad, apoyo, y hacer con su compañerismo muy agradable la estancia en el posgrado.

### **Agradecimientos institucionales**

Al **Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales** (IIM-UMSNH), a su personal académico y técnico, por la oportunidad de desarrollo personal, académico, y convivencia durante mi estancia en los programas de maestría y doctorado.

Al **Centro de Investigación e Innovación Tecnológica** (CIITEC-IPN), a su personal académico y técnico, pero en especial al Dr. Rafael Rafael Ambríz Rojas por el apoyo en las pruebas mecánicas realizados en equipos de su laboratorio

Agradecimientos a **Centro de Investigación en Corrosión** (CICORR-Campeche), en especial al laboratorio de corrosión electroquímica dirigido por el Dr. Luis Román y Dr. Jorge A. González por la estancia y apoyo en las pruebas electroquímicas.

Y finalmente al **Consejo Nacional de Humanidades, Ciencias y Tecnologías** (CONAHCYT) por el apoyo económico de manutención que se me fue otorgado durante mi estancia doctoral para realizar este proyecto de investigación.

# CONTENIDO

<b>Dedicatoria</b> .....	<b>iii</b>
<b>Agradecimientos</b> .....	<b>iii</b>
<b>ÍNDICE DE FIGURAS</b> .....	<b>v</b>
<b>ÍNDICE DE TABLAS</b> .....	<b>xi</b>
<b>RESUMEN</b> .....	<b>xiii</b>
<b>ABSTRACT</b> .....	<b>xv</b>
<b>CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN</b> .....	<b>1</b>
1.1 Objetivos.....	3
1.1.2 <i>Objetivo General</i> .....	3
1.1.3 <i>Objetivos específicos</i> .....	3
1.2 Justificación .....	4
1.3 Hipótesis .....	5
<b>CAPÍTULO 2. REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE</b> .....	<b>6</b>
2.1 Aceros HSLA .....	6
2.2 Evolución microestructural y propiedades mecánicas de los aceros HSLA .....	6
2.3 Metalurgia de la soldadura en los aceros HSLA .....	7
2.3.1 <i>Ciclo térmico de soldadura</i> .....	7
2.3.2 <i>Correlación de ciclo térmico y microestructura en la ZAT</i> .....	9
2.4 Soldabilidad de los aceros HSLA.....	10
2.5 Corrosión en los aceros HSLA.....	11
2.6 Tuberías revestidas o bimetálicas .....	12
2.6.1 <i>Tuberías bimetálicas fabricadas por soldadura</i> .....	12
2.7 Aceros austeníticos inoxidables.....	13
2.7.1 Metalurgia física de los aceros inoxidables austeníticos .....	14
2.7.1 <i>Principales tipos de carburos y fases intermetálicas en los AIA</i> .....	16
2.8 Metalurgia de la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos .....	17
2.8.1 <i>Microestructura del metal de soldadura (MS) en los AIA</i> .....	17
2.8.2 <i>Zona afectada térmicamente (ZAT)</i> .....	20
2.9 Soldabilidad de los aceros inoxidables austeníticos .....	21
2.9.1 <i>Agrietamiento por solidificación de la soldadura</i> .....	21

2.9.2 Agrietamiento por licuación en la ZAT.....	22
2.9.3 Agrietamiento por licuación en el metal de soldadura (ALMS).....	22
2.10 Corrosión en los aceros inoxidable austeníticos .....	22
2.10.1 Corrosión intergranular como consecuencia de la sensibilización .....	22
2.11 Aleaciones base níquel .....	24
2.11.1 Aleaciones endurecidas por solución sólida.....	24
2.11.2 Metalurgia física de las soldaduras de aleaciones base níquel del tipo EES.....	25
2.11.3 Corrosión localizada en aleaciones base níquel .....	25
2.12 Metalurgia y comportamiento mecánico de tuberías bimetálicas .....	26
2.13 Uniones soldadas de acero al carbono con aceros austeníticos .....	26
2.14 Uniones soldadas de acero inoxidable austenítico con aleaciones base níquel.....	35
2.15 Uniones soldadas de acero al carbono con aleaciones base níquel .....	41
2.16 Resistencia a la corrosión de tuberías bimetálicas.....	45
<b>CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL .....</b>	<b>52</b>
3.1 Materiales .....	52
3.2 Caracterización microestructural y mecánica del acero API 5L X-52 .....	52
3.3 Aplicación del revestimiento AISI 316L-Si sobre el acero API 5L X-52.....	53
3.4 Metodología Taguchi aplicada al proceso de soldadura.....	54
3.4.1 Relación señal/ruido (S/N) .....	56
3.4.2 Análisis de la varianza (ANOVA).....	56
3.5 Proceso de soldadura del acero bimetálico (API 5L X-52/AISI 316L-Si).....	57
3.6 Caracterización microestructural de las uniones soldadas .....	60
3.7 Caracterización mecánica de las uniones soldadas.....	61
3.7.1 Ensayo de microdureza .....	61
3.7.2 Ensayo de tensión .....	62
3.7.3 Ensayo de impacto Charpy V con péndulo instrumentado.....	63
3.8 Análisis de fractografías .....	65
3.9 Caracterización electroquímica de las uniones soldadas .....	65
3.9.1 Preparación de las muestras .....	65
3.9.2 Polarización potenciodinámica en agua de mar natural .....	65
<b>CAPÍTULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS .....</b>	<b>67</b>
4.1 Caracterización microestructural del MB del acero API 5L X-52 .....	67

4.2 Caracterización macro y microestructural de la interfase de revestimiento (API 5L X-52/AISI 316LSi) .....	68
4.3 Caracterización macro y microestructural de la soldadura bimetálica API 5L X-52/AISI 316L-Si .....	71
4.3.1 Caracterización microestructural en el punto triple (ZAT API 5L X-52/MS AISI 316L-Si/MS ERNi-1) de la soldadura bimetálica .....	72
4.3.2 Microestructura de la zona del enmantequillado ERNi-1 .....	75
4.3.3 Caracterización microestructural en el MS ER70S-6 .....	76
4.3.3.1 Caracterización microestructural de la mezcla de ERNi-1/ER70S-6 en las primeras pasadas con ER70S-6 .....	76
4.3.3.2 Microestructura en la ZAT y MS en el ER70S-6 .....	78
4.4 Caracterización microestructural de las regiones de interfase de la soldadura bimetálica..	80
4.5 Caracterización mecánica de la soldadura del acero bimetálico API 5L X-52 / AISI 316L-Si .....	85
4.5.1 Perfiles de microdureza de la soldadura del acero bimetálico .....	85
4.6 Optimización de los parámetros de soldadura .....	89
4.6.1 Resultados del análisis de la varianza (ANOVA) .....	91
4.6.2 Verificación y validación de los resultados estadísticos .....	92
4.6.3 Caracterización microestructural y mecánica de las réplicas de la soldadura óptima del acero bimetálico API 5L X-52/AISI 316L-Si .....	92
4.7 Comparación microestructural y mecánica de la adición de una capa intermedia de base níquel ERNi-1 y ERNiCrMo-3 en el paso caliente .....	95
4.9 Macrografías de la zona de la raíz y paso caliente realizada con los procesos de soldadura GTAW-P y GMAW-DC-WP .....	96
4.10 Caracterización macro estructural de las soldaduras bimetálicas (SB1, SB9 y SBMo3)..	98
4.10.1 Microestructura de la zona del enmantequillado (SB1, SB9 y SBMo3).....	98
4.10.2 Caracterización microestructural de las regiones de la interfase de la soldadura bimetálica SBMo3 .....	101
4.11 Caracterización mecánica de la soldadura bimetálica .....	103
4.11.1 Microdureza .....	103
4.11.2 Comportamiento mecánico (resistencia a la tensión) .....	105
4.11.2.1 Ensayos de tensión uniaxial en el MB y revestimiento (RV).....	105
4.11.2.2 Ensayos de tensión uniaxial en las soldaduras bimetálicas .....	107
4.11.2.3 Análisis de comportamiento en la zona plástica de las soldaduras bimetálicas	109
4.11.2.4 Fractografías de los ensayos de tensión.....	114

4.11.3 Resistencia al impacto Charpy instrumentado .....	117
4.11.3.1 Fractografías de los ensayos de impacto .....	120
4.12 Caracterización electroquímica .....	124
4.12.1 Polarización potenciodinámica en el MB API 5L X-52 y revestimiento 316L-Si ....	124
4.12.2 Polarización potenciodinámica en soldaduras bimetálicas .....	127
4.12.2.1 Polarización potenciodinámica en la región del MS ER70S-6.....	127
4.12.2.2 Polarización potenciodinámica en la región de la mezcla Ni-Fe.....	130
4.12.2.3 Polarización potenciodinámica en la región del punto triple .....	133
4.12.3 Polarización potenciodinámica en la zona de la corona (exterior) y de la raíz (interior) de la soldadura bimetálica .....	135
4.12.3.1 Zona exterior de la soldadura bimetálica.....	135
4.12.3.2 Zona interior de la soldadura bimetálica .....	137
<b>CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES .....</b>	<b>139</b>
<b>CAPÍTULO 6 TRABAJO FUTURO .....</b>	<b>141</b>
<b>ANEXOS .....</b>	<b>142</b>
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS .....</b>	<b>144</b>

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Figura 2.1</b>	Ecuaciones térmicas en 2D y 3D de perfil de temperatura y tiempo [27].	9
<b>Figura 2.2</b>	Transformaciones en la ZAT de los aceros HSLA [29].	10
<b>Figura 2.3</b>	Tuberías bimetálicas fabricadas por soldadura [6]	12
<b>Figura 2.4</b>	Tanques industriales de acero inoxidable [36].	14
<b>Figura 2.5</b>	Diagrama de fases ternario Fe-Cr-Ni con un 70 % de hierro [35]	15
<b>Figura 2.6</b>	Relación del tipo de solidificación con el diagrama de fases ternario [35].	18
<b>Figura 2.7</b>	Microestructura del tipo de solidificación de los AIA [35]	19
<b>Figura 2.8</b>	Micrografía obtenida por MEB de una unión soldada de acero AISI 316L. a) Grieta de solidificación ubicada cerca del centro de la zona de fusión, y b) grieta en el límite de grano ubicada cerca del límite de fusión [42].	21
<b>Figura 2.9</b>	Precipitación de carburos en el límite de grano de un acero inoxidable austenítico [35]	23
<b>Figura 2.10</b>	Curvas de tiempo-temperatura –precipitación $M_{23}C_6$ para aleaciones de 18Cr-8Ni con contenido variable de carbono [35]	23
<b>Figura 2.11</b>	Microestructura de las uniones soldadas. a) formación de una banda de martensita en la interfase acero inoxidable /acero al carbono, b) interfase MB /ZAT acero al carbono, y c) curvas esfuerzo-deformación del MB y uniones soldadas [50].	27
<b>Figura 2.12</b>	Microestructura de la interfase de MB AISI 316L/MS 316L con diferentes aportes térmicos. a) 0.73 kJ/mm, b) 0.84 kJ/mm, y c) 0.97 kJ/mm [51].	28
<b>Figura 2.13</b>	Microestructura del MS de la unión soldada: a) MS 309L, b) MS ER316L [52].	28
<b>Figura 2.14</b>	Micrografía obtenida por MEB de la presencia de martensita en el MS ER4315 [19].	29
<b>Figura 2.15</b>	Microestructura de la interfase X-65, MS y capa de sobremonta, b) microestructura de la interfase X65/316L, y c) microestructura de la sobremonta [9].	30
<b>Figura 2.16</b>	Variación en la composición química de la interfase: a) API 5L X65/ERNiCr-3, b) API 5L X65/MS 308L, c) MS ER308L/BM 304L, d) ERNiCr-3/ MS 308L [54].	31

<b>Figura 2.17</b>	a) Vista general de la formación de grietas en el MS, y b) micrografías obtenidas de MEB de la formación de grietas en el MS a diferentes magnificaciones [54].	32
<b>Figura 2.18</b>	a) fenómeno Pop-in en las curvas esfuerzo-desplazamiento de abertura (CTOD), b) superficie de la fractura de las pruebas CTOD, y c) morfología y composición de las inclusiones en la zona de la fractura de la ZAT obtenida por MEB [55].	33
<b>Figura 2.19</b>	Microestructura de la interfase del acero inoxidable austenítico AISI347 sobre un acero HSLA y valores de las propiedades mecánicas [56].	34
<b>Figura 2.20</b>	Microscopía óptica de las uniones soldadas con el proceso de soldadura GTAW-Pulsado usando ERNiCrFe-7. a) centro del cordón de soldadura, y b) interfase ZAT/MS ERNiCrFe-7 [57]	35
<b>Figura 2.21</b>	Microestructura de la zona centro de fusión realizada con un electrodo ERNiCrMo-3 a) GTAW, b) SMAW, c) Propiedades mecánicas de la soldadura [13].	36
<b>Figura 2.22</b>	a) mapa de fases por difracción electrones por electrodispersión (EBSD, por sus siglas en inglés), y b) mapa elemental de solidificación por EMPA de productos en el revestimiento con 52MM [58].	37
<b>Figura 2.23</b>	Formación de la estructura de la interfase: (a) formación de península en la etapa temprana de solidificación, (b) la ZPM austenítica ha solidificado antes de que ( $\delta$ -Fe) península comience a transformarse en ( $\gamma$ -Fe), y (c) formación de ( $\gamma$ -Fe), (d) MS subsiguiente se solidifica epitaxialmente en ( $\gamma$ -Fe) de la península [59].	38
<b>Figura 2.24</b>	Microestructura del centro de soldadura de las diferentes condiciones y estimación de los parámetros de solidificación: a) PD1, b) PD2, c) PD3, d) PDC4, y e) PDC5 [60].	39
<b>Figura 2.25</b>	Micrografías de la soldadura disímil de Inconel 625 y AISI 316L. a-c) GTAW-CC, y d-f) GTAW-P [62].	40
<b>Figura 2.26</b>	Perfil transversal de la soldadura de acero API X-65 revestido con Inconel 825 con diferentes aportes térmicos. a) soldadura A (aporte térmico alto, b) soldadura B (aporte térmico bajo) [63].	41
<b>Figura 2.27</b>	Interfase del enmantequillado con Inconel 625. a) estructura martensítica en la ZPM, y b) picos de microdureza en la región de la martensita [64].	41
<b>Figura 2.28</b>	Macrografías del revestimiento después de ser atacadas con agua regia: a) ESW, b) SMAW [65].	42
<b>Figura 2.29</b>	Micrografías de la soldadura y de las interfases del metal base (a) zona no mezclada, (b) formación de península, (c) formación de isla, (d) presencia de SGBs, (e) modo de solidificación columnar y celular, y (f) fases secundarias y SGB [66].	43
<b>Figura 2.30</b>	Propiedades mecánicas de los materiales MB X-65 (SS, MS) y revestimiento (aleación IN625) [2].	44
<b>Figura 2.31</b>	Variaciones en regiones espaciales de materiales: a) dilución calculada de Ni y Fe, b) gradientes estimados de concentración de carbono [68].	45

<b>Figura 2.32</b>	Imágenes de la sección transversal de los productos de corrosión formados a diferentes temperaturas: a) 50 °C, b) 70 °C, c) 100 °C, d) 130 °C, e) 150 °C [69].	46
<b>Figura 2.33</b>	Especímenes de la soldadura estrecha API X-52/Inconel 625 después de 720 hrs de corrosión: a) solución de gas estimulante, y b) solución de gas estimulante con 0.5 % C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> O <sub>2</sub> [70].	47
<b>Figura 2.34</b>	Morfología macroscópica de especímenes picados después de la prueba de corrosión: a) posición de la muestra de corrosión, b) superficie 1 del espécimen, c) superficie 2 del espécimen 1, d) superficie 1 del espécimen 2, y e) superficie 2 del espécimen [71].	48
<b>Figura 2.35</b>	Mapeo de elementos de aleación por (EPMA) en el óxido formado en el acero Cr-Ni-Cu después de varios ciclos de corrosión: a) 10 ciclos, y b) 30 ciclos, 73 ciclos [72].	49
<b>Figura 2.36</b>	Curvas potenciodinámicas del MB y soldadura de aleaciones en 3.5 % NaCl: a) IN 600, y b) IN 625 [75].	50
<b>Figura 2.37</b>	a) curvas de polarización de Tafel, b) polarización anódica del MB y soldaduras [76].	51
<b>Figura 3.1</b>	Revestimiento sobre placas de MB acero API 5L X-52. a) configuración de la antorcha, b) vista isométrica de las placas revestidas	54
<b>Figura 3.2</b>	Diseño de la junta para soldar la placa bimetálica (cotas en mm)	57
<b>Figura 3.3</b>	Proceso de soldadura en placas bimetálicas API 5L X-52/AISI 316L-Si. a) Vista frontal de la máquina de soldar Welbee Daihen P400, y b) configuración de la realización de la soldadura.	58
<b>Figura 3.4</b>	Etapas de la soldadura bimetálica realizadas con el proceso GTAW-P y GMAW-DC -WP.	59
<b>Figura 3.5</b>	Esquema de los barridos de microdureza de la soldadura bimetálica API 5L X-52/AISI 316L-Si: a) SB-1 y SB-9, y b) SB-Mo3	61
<b>Figura 3.6</b>	Diseño de probeta de tensión: a) MB y revestimiento, b) SB1-, SB-9 y SB-Mo3 (cotas en mm).	63
<b>Figura 3.7</b>	Diseño de probeta de impacto Charpy V: a) Probeta de MB API 5L X-52, y b) Probeta de revestimiento y soldadura bimetálica. (cotas en mm).	64
<b>Figura 3.8</b>	Configuración de la celda electroquímica para pruebas potenciodinámicas	66
<b>Figura 4.1</b>	Micrografías obtenidas por microscopía óptica (MO) del MB API 5L X-52. a) sentido longitudinal, y b) sentido transversal a la laminación	67
<b>Figura 4.2</b>	Micrografía obtenida por MEB del MB API 5L X-52: a) presencia de inclusiones, y b) espectro de análisis químico de las inclusiones (% atómico).	68
<b>Figura 4.3</b>	Macrografía del revestimiento (API 5L X-52/ER316L-Si) realizado por el proceso de soldadura GMAW.	69
<b>Figura 4.4</b>	Microestructura de la interfase entre revestimiento AISI 316L-Si/ ZAT API 5L X-52 obtenida por microscopía óptica a diferentes magnificaciones: a) 10X , y b) 20X	70

<b>Figura 4.5</b>	Barrido lineal de elementos químicos en la interfase del revestimiento AISI 316L-Si y ZAT API 5L X-52	71
<b>Figura 4.6</b>	Soldaduras bimetálicas experimentales API 5L X-52/AISI 316L-Si de acuerdo al arreglo ortogonal L <sub>9</sub>	72
<b>Figura 4.7</b>	Microestructura de la soldadura del acero bimetálico: a) microestructura del punto triple de tres aleaciones, b) microestructura del ERNi-1, y c) formación de isla y ZNM en el MS ERNi-1.	74
<b>Figura 4.8</b>	a) micrografía obtenida por MEB de la microestructura ERNi-1, y b) análisis químico elemental (AQP) de los precipitados en la matriz austenítica (% atómico)	75
<b>Figura 4.9</b>	Morfología de la microestructura de la mezcla ERNi-1 y ER70S-6	77
<b>Figura 4.10</b>	a) Presencia de martensita, y b) crecimiento planar en regiones del MS ER70S-6 de las pasadas C3 y C4 en todas las soldaduras bimetálicas	78
<b>Figura 4.11</b>	a) microestructura de la ZAT API 5L X-52, y b) microestructura del MS ER70S-6.	79
<b>Figura 4.12</b>	Micrografía obtenida por MEB y barrido lineal por EDS de la interfase de diferentes aleaciones: a) revestimiento/ERNi-1, b) ERNi-1/mezcla, c) mezcla/ ER70S-6(C5), y d) ER70S-6(C6)/ER70S-6 (C7)	81
<b>Figura 4.13</b>	Formación de grietas durante la solidificación en el MS ER 70S-6	82
<b>Figura 4.14</b>	Mapeo de concentración elemental de la formación de grieta en la mezcla de ERNi-1/ER70S-6 de las primeras pasadas del ER70S-6	84
<b>Figura 4.15</b>	Comparación de perfiles de microdureza de las nueve soldaduras experimentales en tres regiones: a) zona de la corona, b) zona centro, y c) zona de la raíz de la soldadura.	88
<b>Figura 4.16</b>	Gráfico de efectos principales de las relaciones de señal-ruido (S/N).	91
<b>Figura 4.17</b>	Macrografías de la soldadura óptima obtenida del diseño de experimentos mediante la metodología Taguchi: a) SB1 óptima predicha, y b) SB1 óptima experimental.	93
<b>Figura 4.18</b>	Perfiles de microdureza en cuatro niveles de la soldadura óptima API 5L X-52/AISI 316L-Si: corona, centro, raíz y revestimiento.	95
<b>Figura 4.19</b>	Morfología de la superficie de la soldadura bimetálica realizada por los procesos de soldadura GTAW-P y GMAW-DC-WP de las soldaduras SB1, SB9 y SBMo3: a) paso de raíz, b) paso caliente y c) pasadas de relleno	97
<b>Figura 4.20</b>	Macrografía de la sección transversal de las soldaduras bimetálicas: a) SB1, b) SBMo3, y c) SB9	98
<b>Figura 4.21</b>	Microestructura del enmantecado utilizando los electrodos base níquel ERNi-1 y ERNiCrMo-3: a) SB1, b) SB9, y c) SBMo3.	100
<b>Figura 4.22</b>	Micrografía obtenida por MEB y BLE (EDS, por sus siglas en inglés) de la interfase de diferentes materiales: a) región de ER70S-6/ERNiCrMo-3/Revestimiento, y b) región de API 5L X-52/Mezcla /ER70S-6.	102

<b>Figura 4.23</b>	Perfiles de microdureza en cuatro niveles de las soldaduras bimetálica SB1, SB9 y SBMo3: a) corona, b) centro, c), raíz, y d) revestimiento	104
<b>Figura 4.24</b>	Propiedades mecánicas del MB y Revestimiento: a) curva esfuerzo - deformación ingenieril, y b) análisis de la transición de la región elástica a plástica.	106
<b>Figura 4.25</b>	a) curva de ensayo de tensión uniaxial de las soldaduras bimetálicas, y b) detalle de la región elástica en la curva $\sigma$ - $\epsilon$ de las soldaduras bimetálica	108
<b>Figura 4.26</b>	Detalle de la curva esfuerzo-deformación de las soldaduras bimetálicas en la región II	109
<b>Figura 4.27</b>	Gráficos $\log(\sigma)$ - $\log(\epsilon)$ de la linealización de la región II (zona plástica) mediante el modelo de Hollomon con sus respectivas etapas de endurecimiento: a) MB, b) Revestimiento, c) SB1, d) SBMo3 y e) SB9	111
<b>Figura 4.28</b>	Gráfico de la tasa de endurecimiento por deformación vs flujo de esfuerzo del MB API 5L X-52, Revestimiento y soldaduras bimetálicas SB1, SB9 y SBMo3	113
<b>Figura 4.29</b>	Vista transversal de la zona de falla en las probetas de tensión: a) MB API 5L X-52, b) revestimiento, c) SB1, d) SBMo3, y e) SB9.	114
<b>Figura 4.30</b>	Fractografía de la superficie de la fractura de las probetas de tensión y análisis puntual de elementos químicos: a) MB API 5L X-52 y SB1, b) Revestimiento, c) SB9, y d) SBMo3.	117
<b>Figura 4.31</b>	Curvas fuerza-desplazamiento obtenidas del ensayo de impacto Charpy instrumentado: a) MB (sentido longitudinal (MB-1) y transversal (MB-2)), b) Revestimiento (1y 2), c) ZAT, y d) cordón de soldadura	119
<b>Figura 4.32</b>	Superficie de la fractura de las probetas de impacto Charpy a) MB-1 y MB-2, b) Revestimiento-1, c) Revestimiento-2, d) ZAT SB1, e) ZAT SB9, f) ZATSBMo3, g) SB1, h) S-9, y i) SBMo3	122
<b>Figura 4.33</b>	Superficie de la fractura de las probetas de impacto Charpy a) MB-1 y MB-2, b) Revestimiento-1, c) Revestimiento-2, d) ZAT SB1, e) ZAT SB9, f) ZATSBMo3, g) SB1, h) SB-9, y i) SBMo3	123
<b>Figura 4.34</b>	Curvas de polarización potenciodinámica del MB API 5L X-52 y revestimiento (AISI 316L-Si) en agua de mar natural	125
<b>Figura 4.35</b>	Micrografía de la superficie analizada después de la prueba potenciodinámica. a) MB API 5L X-52, y b) revestimiento (AISI 316L-Si)	126
<b>Figura 4.36</b>	Vista transversal de la soldadura bimetálica	127
<b>Figura 4.37</b>	Curvas de polarización potenciodinámica del MS ER70S-6 de las soldaduras bimetálicas inmersas en agua de mar natural a 23 °C	128
<b>Figura 4.38</b>	Micrografía de la superficie analizada después de la prueba potenciodinámica en la región MS ER70S-6. a) SB1, b) SB9, y c) SBMo3	130
<b>Figura 4.39</b>	Curvas de polarización potenciodinámica de la región mezcla Ni-Fe en las soldaduras bimetálicas inmersas en agua de mar natural a 23 °C	131

<b>Figura 4.40</b>	Micrografía de la superficie analizada después de la prueba potenciodinámica en la región mezcla de Ni-Fe: a) SB1, b) SB9, y c) SBMo3	132
<b>Figura 4.41</b>	Curvas de polarización potenciodinámica de la región del punto triple de las soldaduras bimetálicas inmersas en agua de mar	133
<b>Figura 4.42</b>	Micrografía de la superficie analizada después de la prueba potenciodinámica en la región mezcla de Ni-Fe: a) SB1, b) SB9, y c) SBMo3.	135
<b>Figura 4.43</b>	Curvas de polarización potenciodinámica de la región de la corona de las soldaduras bimetálicas inmersas en agua de mar.	136
<b>Figura 4.44</b>	Curvas de polarización potenciodinámica de la región de la raíz de las soldaduras bimetálicas inmersas en agua de mar	138

## ÍNDICE DE TABLAS

<b>Tabla 2.1</b>	Principales formas de corrosión en tuberías de aceros HSLA [30].	11
<b>Tabla 2.2</b>	Precipitados en los aceros austeníticos inoxidables [35].	16
<b>Tabla 2.3</b>	Tipos de solidificación de los aceros austeníticos inoxidables [35].	17
<b>Tabla 2.4</b>	Propiedades a la tensión de las soldaduras disímil a temperatura ambiente	44
<b>Tabla 2.5</b>	Valores de la densidad de corriente de corrosión, potencial de corrosión y velocidad de corrosión en una solución salina a 37 °C [73].	50
<b>Tabla 3.1</b>	Composición química del metal base y electrodos (% en peso)	52
<b>Tabla 3.2</b>	Parámetros de soldadura y sus niveles	55
<b>Tabla 3.3</b>	Arreglo experimental L <sub>9</sub>	55
<b>Tabla 3.4</b>	Parámetros de soldadura utilizados en los procesos de soldadura GTAW-P y GMAW-DC-WP.	60
<b>Tabla 3.5</b>	Reactivos utilizados para revelar la microestructura en distintos materiales	61
<b>Tabla 3.6</b>	Distribución de los perfiles de microdureza en la soldadura del acero bimetálico.	62
<b>Tabla 3.7</b>	Probetas de impacto Charpy	64
<b>Tabla 4.1</b>	Cuantificación de elementos químicos (% peso) de diferentes regiones de la soldadura bimetálica	82
<b>Tabla 4.2</b>	Microdureza Vickers de las soldaduras experimentales (HV100)	87
<b>Tabla 4.3</b>	Arreglo experimental L <sub>9</sub> con valores de respuesta	90
<b>Tabla 4.4</b>	Respuesta de la relación señal-ruido (S/N)	90
<b>Tabla 4.5</b>	Resultados de análisis de la varianza (ANOVA) en las mediciones de microdureza	92
<b>Tabla 4.6</b>	Validación de resultados.	92
<b>Tabla 4.7</b>	Microdureza Vickers de la soldadura óptima (HV100)	94
<b>Tabla 4.8</b>	Parámetros de soldadura óptimos y no óptimos obtenidos de la metodología Taguchi	96

<b>Tabla 4.9</b>	Microdureza Vickers de las soldaduras bimetálicas (HV100)	105
<b>Tabla 4.10</b>	Propiedades mecánicas de tensión del MB, Revestimiento y SB's	107
<b>Tabla 4.11</b>	Valores de exponente de endurecimiento (n) y coeficiente de resistencia (K) de las etapas de endurecimiento	112
<b>Tabla 4.12</b>	Resultados obtenidos del ensayo de impacto Charpy instrumentado	120
<b>Tabla 4.13</b>	Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica del MB API 5L X-52 y revestimiento AISI 316L-Si inmersos en una solución de agua de mar natural	126
<b>Tabla 4.14</b>	Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica de la región MS ER70S-6 en una solución de agua de mar	128
<b>Tabla 4.15</b>	Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica de la región de la mezcla ERNi-1 &ERNiCrMo3/ER70S-6 en una solución de agua de mar	131
<b>Tabla 4.16</b>	Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica de la región del punto triple en una solución de agua de mar	134
<b>Tabla 4.17</b>	Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica de la región de la corona en una solución de agua de mar	137
<b>Tabla 4.18</b>	Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica de la región de la raíz en una solución de agua de mar	138

## RESUMEN

En este proyecto de investigación, se realizó la optimización de los parámetros de soldadura utilizando la metodología Taguchi en la soldadura de un acero bimetálico API 5L X-52/AISI 316L-Si soldado por los procesos de soldadura por electrodo de tungsteno y gas (GTAW-Pulsado por sus siglas en inglés) y electrodo consumible y protección gaseosa (GMAW-DC y GMAW-DC Wave Pulse por sus siglas en inglés) empleando una junta estrecha. Los electrodos empleados en las etapas de la soldadura bimetálica fueron EWTh-2 para la pasada de raíz, ERNi-1 y ERNiCrMo-3 para el paso caliente y ER70S-6 para las pasadas de relleno. Las características microestructurales del MB, revestimiento y soldaduras bimetálicas se realizaron mediante microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Los resultados obtenidos por MO y MEB revelaron la presencia de martensita con límites ricos en Ni en la región de la mezcla ERNi-1&ERNiCrMo-3/ER70S-6 correspondiente a las primeras pasadas de relleno. Además, se tuvo la presencia de agrietamiento por solidificación, precipitación de carburos, formación de islas y/o penínsulas en la interfase ERNi-1/ER70S-6 debido a la segregación de elementos de aleación. Los resultados obtenidos mediante el análisis estadístico (S/N y ANOVA) mostraron que la velocidad de avance tiene mayor efecto significativo en las variaciones de las mediciones de microdureza en el metal de soldadura (MS) alcanzando picos de microdureza de ~450 HV específicamente en la zona central de la unión. La comparación microestructural de electrodos ERNi-1 y ERNiCrMo-3 en el paso caliente mostró una diferencia en el modo de solidificación equiaxial y celular-dendrítico. Las propiedades mecánicas fueron determinadas mediante ensayos de tensión, impacto Charpy instrumentado y mediciones de microdureza. Los resultados experimentales indicaron una disminución en las propiedades mecánicas causada por el efecto del aporte térmico. El mecanismo de falla fue investigado mediante imágenes de MEB en diferentes regiones de las soldaduras bimetálicas, donde fue evidente identificar que el principal mecanismo de falla se da por la nucleación y crecimiento de microhuecos que rodean a las inclusiones compuesta de elementos como Ca, Mn, S, Al. Los resultados de la polarización potenciodinámica de las regiones de la corona y punto triple de las soldaduras bimetálicas mostraron un aumento en la densidad de corriente y velocidad de corrosión, siendo una de las regiones más vulnerable a la corrosión uniforme y por picadura en agua de mar natural a temperatura ambiente de 23 °C.

**Palabras clave:** bimetálico, optimización, ANOVA, paso caliente, punto triple, Hollomon, corrosión por picadura.

## ABSTRACT

This project of research used the Taguchi methodology to optimize the welding parameters on bimetallic steel of API 5L X-52/AISI 316L-Si steel welded by gas metal arc welding (GMAW-DC/GMAW-DC Wave Pulsed) and gas tungsten arc welding (GTAW-Pulsed) processes utilizing a narrow joint type. The microstructural characteristics of BM, cladding and bimetallic joints were carried out by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). The results obtained by OM revealed the presence of martensite with Ni-rich limits in the region of the mixture corresponding to the first cap passes. In addition, there was the presence of solidification cracking, carbides of precipitation, formation of islands or peninsulas at the ERNi-1/ER70S-6 interface due to the segregation of alloying elements. The results obtained through statistical analysis (S/N and ANOVA) showed that the travel speed has a greater and more significant effect on the variations of microhardness measurements in the weld metal (WM) reaching microhardness peaks of ~450 HV especially in the central region. Microstructural comparison of ERNi-1 and ERNiCrMo-3 electrodes in the hot pass showed a difference in the equiaxial and dendritic-cellular solidification modes. The mechanical properties were determined by tensile tests, instrumented Charpy impact, and microhardness measurements. The experimental results indicated a decrease in the mechanical properties caused by the effect of the heat input. The failure mechanism was investigated by SEM images in different regions of the bimetallic welds, where it was evident to identify that the main failure mechanism is due to the nucleation and growth of microvoids surrounding the inclusions composed of elements such as Ca, Mn, S, and Al. The results of potentiodynamic polarization of the top and triple-point regions of bimetallic welds showed an increase in current density and corrosion rate being this region the most susceptible to uniform and pitting corrosion in a temperature natural seawater at 23 °C.

**Keywords:** bimetallic, optimization, triple point, Hollomon, pitting corrosion.

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

La combinación de agua marina y capas de presal forman entornos o medios más complejos y agresivos, que suelen ir acompañados de agentes altamente corrosivos como: ácido sulfhídrico, dióxido de carbono y cloro provocando degradación por corrosión de diversas formas, tales como: agrietamiento inducido por hidrógeno, agrietamiento asistido por corrosión y esfuerzos, y corrosión por picaduras, así como, deterioro en sus propiedades mecánicas, principalmente en la unión de tuberías del transporte de hidrocarburos [1-5]. Ante esta problemática, los aceros bimetálicos o tuberías bimetálicas son una alternativa, siendo estos una combinación de dos materiales; un acero al carbono y un revestimiento comúnmente interno de acero inoxidable austenítico, acero inoxidable dúplex o aleaciones base níquel [6-8]. Este tipo de materiales ofrece buena resistencia mecánica y resistencia a la corrosión, mejorando su integridad estructural y vida operativa durante servicio [9, 10]. Las tuberías sufren con frecuencia -deformaciones plásticas del orden del ~3 % y son propensas a sufrir problemas por fatiga debido a que están sometidas a cargas dinámicas propias de las condiciones de servicio y en muchos casos, se encuentran en contacto con ambientes agresivos [11, 12]. Uno de los mayores problemas metalúrgicos en la unión de las tuberías bimetálicas está asociado con el fenómeno de agrietamiento en caliente causado por la dilución y segregación de elementos de aleación debido a la combinación de distintos materiales denominada ésta combinación como uniones soldadas disímiles (USD) [13]. En la unión de las tuberías bimetálicas por procesos de soldadura convencional es posible detectar defectos superficiales y volumétricos como grietas, que se forman, crecen y propagan en regiones susceptibles hasta que culminan en la fractura ó falla del material. La falla de componentes y estructuras durante la instalación y operación es un factor indeseable en la industria y en la infraestructura. Sin duda, la presencia de grietas en los materiales y su efecto en el comportamiento mecánico induce de mecanismos y/o fenómenos que causan la falla de estructuras fabricadas con USD's. Este fenómeno ha sido objeto de varios estudios a lo largo de los últimos 20 años, pero son pocos los reportes científicos o de ingeniería en esta temática [12, 14, 15]. Durante el proceso de soldadura por fusión, el/los ciclo(s) térmico(s) de soldadura afectan la microestructura de la zona afectada térmicamente (ZAT) y la zona fundida (ZF) disminuyendo las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión del cordón y del metal base (MB). Las distintas transformaciones metalúrgicas que se presentan en la microestructura durante el proceso de soldadura dependen

principalmente del aporte térmico, la velocidad de enfriamiento y de los picos de temperatura alcanzados. Si estos parámetros no son controlados, se puede provocar la presencia de agrietamiento en caliente o por solidificación, dilución de elementos de aleación, generación de esfuerzos residuales y distorsión, segregación de impurezas y precipitación de fases intermetálicas [16-18].

El emplear y desarrollar un procedimiento de soldadura con el adecuado metal de aporte (MA); influye en la obtención de una unión soldada que satisfaga los requisitos en diferentes aplicaciones de ingeniería y disminuya los problemas metalúrgicos mencionados anteriormente [19]. Dentro de los procesos de soldadura más utilizados para la construcción e instalación de estructuras de uso en ingeniería, se encuentran los procesos de soldadura GMAW y GTAW (por sus siglas en inglés) [20, 21]. Desafortunadamente, un problema común es el control de los parámetros de soldadura, ya que influyen en la calidad y la productividad, minimizando la presencia de esfuerzos residuales y distorsiones perjudiciales, impactando favorablemente en el costo de las uniones por soldadura. En esta base, existe la necesidad de optimizar el proceso de soldadura GMAW para lograr y asegurar la calidad en las uniones soldadas. La metodología Taguchi es un método que permite optimizar los parámetros del proceso con gran calidad, eficacia y en menor tiempo. Esta técnica emplea un diseño robusto basado en arreglos ortogonales que reduce en gran medida el número de experimentos y muestra la interacción e influencia entre los parámetros (variables) de entrada y salida con el uso de medidas estadísticas como: la relación de señal/ruido (S/N por sus siglas en inglés) y análisis de la varianza (ANOVA por sus siglas en inglés) [22, 23].

Con respecto a la soldadura de tuberías bimetálicas, es primordial tener en cuenta las etapas críticas en la unión de este tipo de material, como lo es el paso de raíz y el paso caliente. Para el paso de raíz se emplea un bajo aporte térmico que permita obtener una buena fusión y penetración sin la formación de óxidos y presencia de humedad y suciedad. En el paso caliente, en base a lo reportado en la literatura de soldaduras disímiles, las aleaciones de base níquel son muy utilizadas en la unión con aceros al carbono para minimizar la migración o difusión del contenido de carbono y la formación de martensita entre los cordones de soldadura o pasadas intermedias. Finalmente, las pasadas de relleno se realizan con un electrodo con características similares a las del acero al carbono.

En el presente trabajo se realizó un estudio de la optimización de los parámetros de soldadura en placas de acero API 5L X-52 revestidas de acero AISI 316L-Si soldadas con los procesos de

soldadura GTAW-Pulsado (GTAW-P) y GMAW con corriente directa y pulsación de ondas (GMAW-DC-WP) unidas a tope en una junta estrecha. El objetivo principal es evaluar y analizar el efecto de la manipulación de las variables de soldadura a partir de un estudio estadístico sobre las características microestructurales, comportamiento mecánico y electroquímico de las soldaduras.

## **1.1 Objetivos**

### ***1.1.2 Objetivo General***

Establecer un procedimiento de soldadura óptimo para la unión de aceros bimetálicos con la finalidad de mitigar el efecto del aporte térmico generado por la combinación de los procesos GTAW-P y GMAW-DC- WP en las propiedades de las uniones por soldadura de fusión.

### ***1.1.3 Objetivos específicos***

- Caracterizar microestructural y mecánicamente el metal base API 5L X-52 como material de respaldo para tener un punto de referencia
- Fabricar piezas de acero bimetálico (API 5L X-52/ AISI 316L-Si) por soldadura mediante el proceso de soldadura GMAW
- Definir los parámetros óptimos de soldadura de acuerdo a un estudio estadístico por la metodología Taguchi
- Establecer la correlación entre el análisis estadístico y las características microestructurales de las uniones soldadas.
- Comparar la adición de los metales de aporte ERNi-1 y ERNiCrMo-3 como capa de enmantequillado en el punto triple sobre las características microestructurales
- Conocer el comportamiento mecánico en el metal base, revestimiento y en las uniones soldadas
- Evaluar el comportamiento electroquímico del metal base, revestimiento y de las uniones soldadas.

## 1.2 Justificación

El empleo de los aceros bimetálicos se ha incrementado en los últimos años en la infraestructura del petróleo y gas como las dos principales formas de energía producidas y consumidas a nivel mundial por el hombre, debido al beneficio en los distintos sectores económicos. Para la industria del petróleo y gas, por ejemplo, sigue siendo de interés, establecer el desarrollo técnico apropiado en la fabricación e instalación de tuberías y equipos, específicamente cuando se hace la unión de estos materiales. De tal manera, que se pueda predecir el comportamiento de estos materiales bajo condiciones de operación en ambientes agresivos en los que suelen estar expuestos y a su vez permitan mitigar los costos, con el fin de mejorar las propiedades mecánicas, la resistencia a la corrosión, así como brindar seguridad y confiabilidad en dichos materiales.

En la literatura, la información acerca de soldaduras de tuberías bimetálicas es limitada, por lo que se generará conocimiento nuevo sobre la optimización del diseño de soldaduras disímiles, por ejemplo, aceros al carbono con aceros inoxidable o con aleaciones base-níquel. Dicho conocimiento básico y conciso permitirá conocer y aprovechar las propiedades inherentes de cada uno de estos materiales en la combinación en más de dos materiales diferentes.

La importancia de un desarrollo económico sostenible sin agotar los recursos naturales ni dañar el medio ambiente, no es una tarea fácil, ya que hay muchos desafíos presentes para el crecimiento de la infraestructura de los diferentes sectores como la industria del petróleo y gas. No obstante, puede lograrse mediante la implementación de diversas prácticas de desarrollo sostenible en todos los aspectos de la infraestructura y operación, permitiendo obtener beneficios económicos, sociales y ambientales.

Beneficios económicos:

- Disminución de los costos y riesgos económicos de la energía.
- Aumento de la seguridad en el abasto de hidrocarburos.
- Eficiencia, crecimiento y estabilidad del suministro de recursos naturales.

#### Beneficios sociales:

- Mejor nivel de vida, cultura y educación.
- Emplear nuevas técnicas de mantenimiento, inspección y control en las tuberías.
- Innovar nuevas tecnologías en las técnicas de soldadura.

#### Beneficios ambientales:

- Reducir problemas de contaminación en el suelo y agua.
- Mitigar los impactos del sector energía sobre la salud y el medio ambiente.
- Preservación de los recursos naturales.

### **1.3 Hipótesis**

Mediante el uso de una junta estrecha y la optimización de los parámetros de los procesos de soldadura GTAW-P y GMAW-DC WP empleados en la unión soldada del acero bimetálico API 5L X-52 /AISI 316L-Si, es posible asegurar el adecuado aporte térmico que proporcionará las mejores características microestructurales, comportamiento mecánico y resistencia a la corrosión. Esto permitirá reducir la formación de fases secundarias como carburos y la transformación de martensita en la zona fundida debido a la dilución de elementos de aleación.

## **CAPÍTULO 2. REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE**

### **2.1 Aceros HSLA**

Los aceros de alta resistencia y baja aleación, (HSLA por sus siglas en inglés) o también llamados microaleados son diseñados para brindar mejores propiedades mecánicas y gran resistencia atmosférica en comparación con los aceros al carbono convencionales [24]. Estas aleaciones son diseñadas para tener propiedades específicas como alta resistencia a la tensión, tenacidad y buena soldabilidad. Dentro de las aplicaciones más comunes de estos aceros son: construcción de puentes, edificios, recipientes a presión, accesorios de sistemas, automóviles, trenes, barcos, maquinaria de construcción y tuberías [25, 26].

### **2.2 Evolución microestructural y propiedades mecánicas de los aceros HSLA**

Durante el transcurso del tiempo, la técnica de procesamiento termomecánico controlado (TMCP por sus siglas en inglés) ha sido empleada en la fabricación de tuberías y la adición de elementos de aleación han ayudado a reducir el espesor e incrementar las presiones operativas de las tuberías con grados más finos. Este proceso ha sido desarrollado para producir una microestructura con granos finos y homogéneos, así como mejorar sus propiedades mecánicas.

La mayoría de los aceros son entregados en su condición de laminación en caliente con una microestructura compuesta de ferrita y perlita. La adición de microaleantes en la matriz produce un refinamiento en las propiedades mecánicas a temperaturas bajo cero y elevadas. Los elementos microaleantes más comunes en los aceros HSLA son el Nb y Ti. Estos elementos tienen una gran tendencia a formar carburos y carbonitruros en la microestructura. Los carburos mejoran las propiedades mecánicas del material base a través de endurecimiento por precipitación, solución sólida y refinamiento de grano [27]. Normalmente los aceros HSLA presentan un bajo contenido de carbono entre 0.05-0.1 % en peso con pequeñas cantidades de elementos de aleación o microaleantes [28].

## 2.3 Metalurgia de la soldadura en los aceros HSLA

### 2.3.1 Ciclo térmico de soldadura

Los ciclos térmicos de soldadura asociados con los aportes térmicos son conocidos por que afectan tanto la macro como la microestructura de la zona afectada térmicamente (ZAT) y el metal fundido (cordón de soldadura) que a su vez repercute en las propiedades mecánicas de la unión soldada. En soldadura, los aceros HSLA templados son sensibles al ciclo térmico. La región de ablandamiento dentro de la ZAT exhibe baja dureza y por lo tanto baja resistencia mecánica. Las ecuaciones que frecuentemente se utilizan en el estudio de los perfiles de soldadura térmicos se derivan de la Figura 2.1 de flujo de calor. Con base al valor del espesor de la placa (material) estas ecuaciones pueden utilizarse para determinar el pico de temperatura y velocidad de enfriamiento de un cierto aporte térmico dado.

#### Para el pico de temperatura:

- Flujo de calor bidimensional en la sección perpendicular a la dirección de soldadura para espesor grueso

$$\frac{1}{\theta_m - \theta_0} = \text{Перс} \frac{(r^2 - R^2)}{2 \left( \frac{q}{v} \right)} + \frac{1}{\theta_f - \theta_0} \quad \text{ecuación 1}$$

- Flujo de calor unidimensional en la sección perpendicular a la dirección de soldadura para espesor delgado

$$\frac{1}{\theta_m - \theta_0} = \frac{\sqrt{2\pi e} \rho c d r}{q/v} + \frac{1}{\theta_f - \theta_0} \quad \text{ecuación 2}$$

#### Para la velocidad de enfriamiento:

- El parámetro de enfriamiento asociado a una sección de espesor grueso, se determina:

$$\Delta t_{500}^{800} = \frac{(q/v)}{2\pi\lambda} \left[ \frac{1}{(500 - \theta_0)} - \frac{1}{(800 - \theta_0)} \right] \quad \text{ecuación 3}$$

- El parámetro de enfriamiento asociado a una sección de espesor delgado, se determina:

$$\bullet \Delta T_{500}^{800} = \frac{(q/vd)^2}{4\pi\lambda\rho C} \left[ \frac{1}{(500-\theta_0)^2} - \frac{1}{(800-\theta_0)^2} \right] \text{ecuación 4}$$

Donde:

$\theta_m$  = Temperatura máxima (°C)

$\theta_0$  = Temperatura inicial (°C)

$\theta_f$  = Temperatura de fusión (°K)

$r$  = Distancia radial del punto considerado hacia la fuente de calor (mm)

$R$  = Distancia radial del metal fundido (mm)

$\lambda$  = Conductividad térmica ( $\text{J m}^{-1} \text{°K}^{-1} \text{s}^{-1}$ )

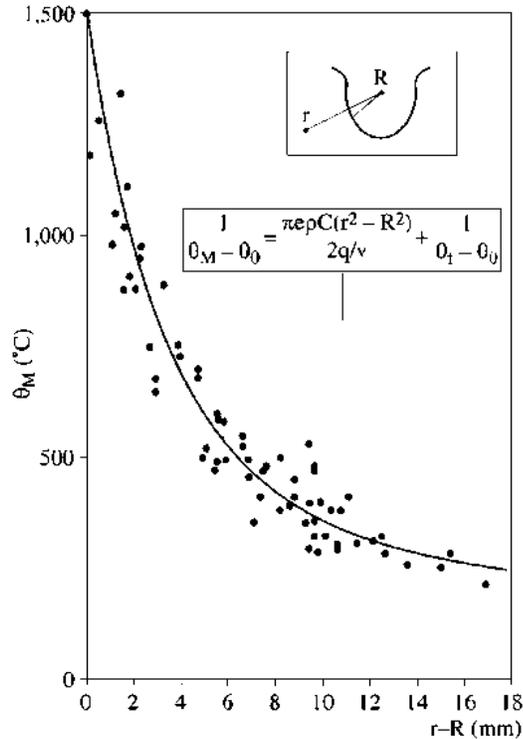
$\rho C$  = Capacidad calorífica volumétrica ( $\text{J m}^{-3} \text{°K}^{-1}$ )

$q$  = Calor transferido desde la fuente de calor hacia el material

$v$  = Velocidad de avance de la fuente de calor (m/S)

$q/v$  = Cantidad de calor introducida por unidad de longitud de la unión soldada (J/s)

$d$  = Espesor de la soldadura (m)



**Figura 2.1** Ecuaciones térmicas en unidimensional y bidimensional del perfil de temperatura y tiempo [27].

### 2.3.2 Correlación de ciclo térmico y microestructura en la ZAT

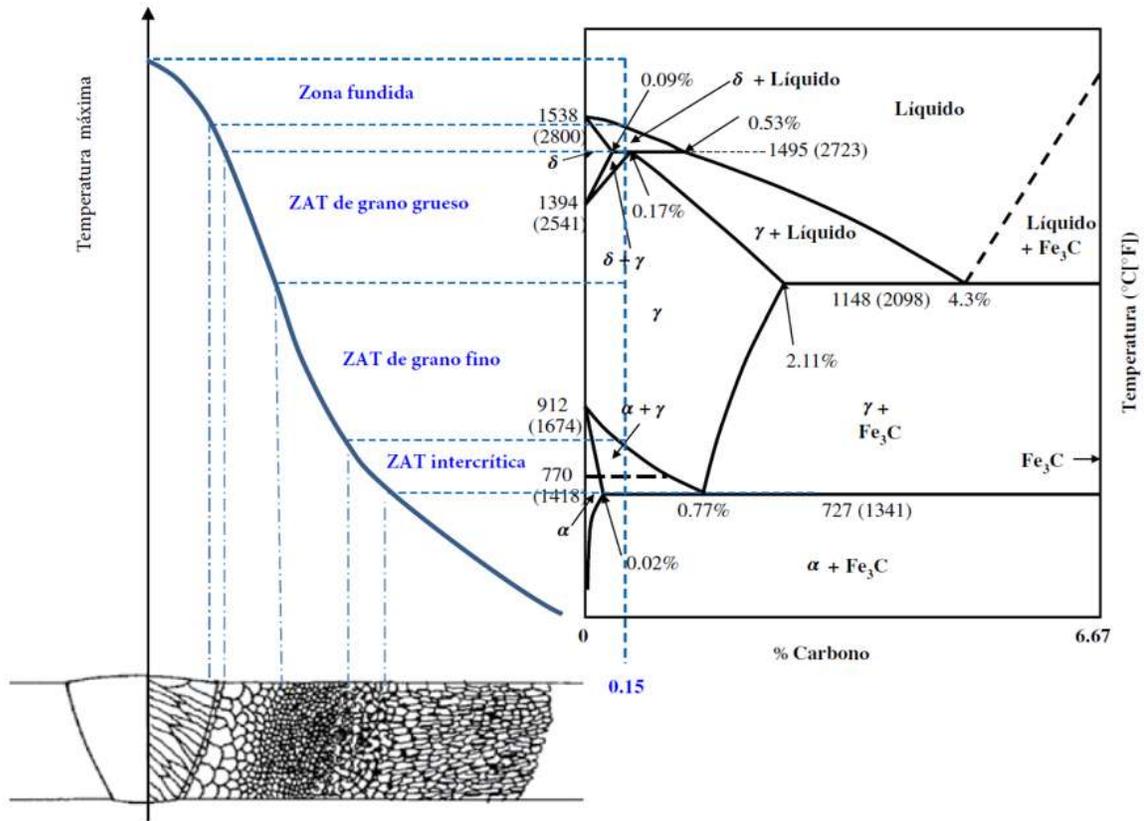
La ZAT es una región del MB, en la cual ocurre un ablandamiento debido al calor desde la pileta de soldadura. El calor que se conduce desde la pileta de soldadura altera la microestructura de la ZAT y desarrolla un gradiente su microestructura. Dependiendo de los picos de temperatura alcanzados en la ZAT se pueden presentar diferentes subzonas, tal como se aprecia en la Figura 2.2.

**ZAT de grano grueso (ZATGG):** Esta zona exhibe una temperatura cerca de la línea de fusión de 1200 ° C. Debido a una alta temperatura, los precipitados se disuelven y provocan un aumento en el tamaño de grano.

**ZAT de grano fino (ZATGF):** El metal es calentado cerca de la temperatura austenítica. Por lo tanto, los precipitados no se disuelven e impiden el engrosamiento del grano en la zona posterior.

**ZAT intercrítica (ZATI):** Esta zona experimenta una austenitización parcial durante el calentamiento del MB.

**ZAT subcrítica (ZATS):** En esta zona no se produce ninguna alteración en la matriz, pero el metal base presenta un temple.



**Figura 2.2** Transformaciones en la ZAT de los aceros HSLA [29].

## 2.4 Soldabilidad de los aceros HSLA

En la práctica, todas las soldaduras de línea en tuberías requieren más de una pasada de soldadura. En consecuencia, el metal de soldadura (cordón de soldadura) subyacente a menudo se precalienta a temperaturas lo suficientemente altas como para causar una transformación parcial o completa a austenita. El término de carbono equivalente (CE) es usado para indicar el endurecimiento o susceptibilidad al agrietamiento de aceros soldados, específicamente en las transformaciones que suceden en la ZAT. El CE como indicador de soldabilidad, ayuda en la estimación de los efectos de todos los elementos de aleación en la microestructura durante la soldadura de aceros. El Instituto Americano de Petróleo ha adoptado dos fórmulas para especificar el parámetro crítico metalúrgico y el carbono equivalente, mostradas en las ecuaciones 5 y 6.

$$P_{cm} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5B \quad \text{ecuación 5}$$

$$CE_{IIV} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Mo + \%Cr + \%V}{5} + \frac{\%Cu + \%Ni}{15} \quad \text{ecuación 6}$$

El contenido de carbono es considerado el principal parámetro que determina la soldabilidad de los aceros HSLA debido a que su porcentaje decreta la transformación a martensita y la susceptibilidad a agrietamiento inducido por hidrógeno.

## 2.5 Corrosión en los aceros HSLA

La corrosión en las tuberías de aceros al carbono siempre ha sido un tema de interés para la industria del petróleo y gas debido a sus altos costos de reparación de tuberías y su efecto perjudicial sobre la vida del componente. La Tabla 2.1 muestra algunas de las formas de corrosión y mecanismos más comunes en las tuberías de aceros HSLA, más adelante se profundizará a detalle sobre este tipo de formas de corrosión [27, 28, 30].

**Tabla 2.1** Principales formas de corrosión en tuberías de aceros HSLA [30].

<b>Forma de corrosión</b>	<b>Causas/ Condiciones</b>	<b>Mecanismo conduce a la falla</b>
Uniforme ó general	Reacciones catódica y anódica ocurren simultáneamente sobre toda la superficie	Disolución de material con el ambiente (pérdida de material)
Par galvánico	Diferencia en composición química de dos materiales disímiles	Diferencia de potencial electroquímico entre materiales disímiles
Hendidura	Pequeñas áreas con cantidades de solución estancadas	Aireación diferencial por las concentraciones de oxígeno en la solución.
Picadura	Reacciones catódica y anódica sobre toda la superficie	Diferencia de área por sitios catódicos y anódicos
Agrietamiento por corrosión y esfuerzo	Microestructura susceptible, medio corrosivo y esfuerzos residuales de tensión	Propagación de grietas en dirección al esfuerzo

---

Agrietamiento  
inducido por  
hidrógeno

Presencia H<sub>2</sub>S en la superficie del  
material

Difusión de átomos de hidrógeno  
en defectos cristalinos

---

## 2.6 Tuberías revestidas o bimetálicas

Los sistemas de tuberías son una importante parte de la infraestructura en la capacidad y transporte de hidrocarburos. El transporte de petróleo y gas sin procesar a alta presión y temperatura puede resultar en un ambiente agresivo. Sustancias como H<sub>2</sub>S, CO<sub>2</sub> y H<sub>2</sub>O producen una alta corrosividad y pueden provocar grietas inducidas por hidrógeno en las tuberías [6, 7]. Como una alternativa para el manejo de este tipo de hidrocarburos se emplea la aplicación de revestimientos con aleaciones resistentes a la corrosión (CRAs por sus siglas en inglés) en el acero al carbono. El revestimiento interno de las tuberías de acero al carbono normalmente es de acero inoxidable austenítico, dúplex y aleaciones base níquel (ver Figura 2.3). Existen diversos procesos para la aplicación de los revestimientos sobre la tubería, los más utilizados son: laminación en caliente, unión por explosión y aplicación por procesos de soldadura [6, 31, 32].



**Figura 2.3** Tuberías bimetálicas fabricadas por soldadura [6].

### 2.6.1 Tuberías bimetálicas fabricadas por soldadura

En los últimos años, el proceso de revestimiento por soldadura tiene una amplia aplicación en distintos sectores productivos como: industria química, petroquímica, plantas de fertilizantes, generación de energía, industria alimenticia, aeronáutica, en soluciones de ingeniería donde se

requiera mejorar la relación costo-calidad del material. Las técnicas de revestimiento por soldadura fueron desarrolladas por Strachan y Henshaw, Bristol para la aplicación en componentes de la Defensa Marina sujetos a presión extrema y cargas de impacto. Estos componentes estaban en contacto con agua de mar, pero necesitan menos mantenimiento y mayor resistencia [31, 33].

La técnica de revestimiento por soldadura es una forma de proporcionar propiedades a la superficie de un sustrato que carece de éstas o para conservar y mejorar componentes de materiales más costosos. Lo anterior se logra con la adición de una capa delgada de un material resistente a la corrosión mayor a 3 mm. Los procesos de soldadura más comunes para aplicar el revestimiento son: SMAW, GMAW, GTAW, SAW, ESW, rociado térmico y láser. Uno de los mayores problemas con los procesos de soldadura de arco eléctrico es la dilución del metal base y depositación de revestimientos debido al ajuste de los parámetros de soldadura de cada proceso la cual pueda afectar la composición química y microestructura del metal base [34]. Una alternativa para mejorar los cambios microestructurales en el revestimiento por soldadura es emplear un tratamiento térmico post-soldadura, el cual puede realizarse después de la depositación de metal de aporte (DMA) sobre el material de respaldo (MB) si el valor de la dureza de la ZAT del MB excede los límites especificados. Dependiendo del tipo de MB, un revenido puede ser suficiente para hacer un ablandamiento en la ZAT sin afectar la resistencia a la corrosión del revestimiento [7]. Como ya se explicó, dentro de las aleaciones resistentes a la corrosión se encuentran los aceros inoxidable austeníticos y las aleaciones base níquel, por lo que en esta sección abordaremos parte del estado del arte de estas aleaciones.

## **2.7 Aceros austeníticos inoxidables**

Los aceros inoxidables austeníticos (AIA) son de los materiales comúnmente utilizados y que en consecuencia representan uno de los grupos más grandes de aceros inoxidables a nivel mundial que se producen en miles de toneladas al año en varios países del mundo. La microestructura que presenta este tipo de aceros es únicamente fase austenita con bandas de ferrita. Los AIA son considerados resistentes a la corrosión uniforme pero susceptibles a la corrosión localizada en ambientes ácidos y en soluciones que contienen iones cloruro ( $\text{Cl}^-$ ), debido a su alto contenido de cromo y níquel. Los AIA generalmente presentan buena ductilidad, tenacidad y soldabilidad. Las principales aplicaciones de estos aceros son en la industria del petróleo, gas, petroquímica, marina,

nuclear y en el área médica como en los implantes ortopédicos, como se muestra en la Figura 2.4 [35-39].

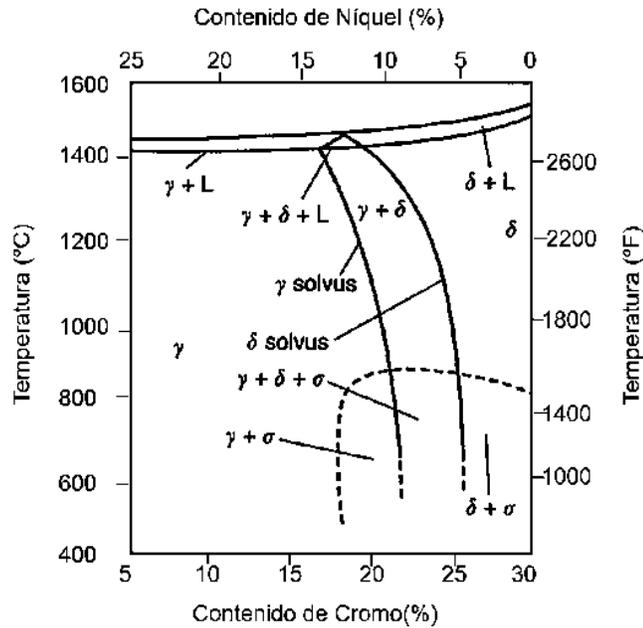


**Figura 2.4** Tanques industriales de acero inoxidable [36]

### **2.7.1 Metalurgia física de los aceros inoxidables austeníticos**

Todos los AIA son fabricados mediante un proceso termo mecánico controlado resultando una microestructura principalmente de austenita. Dependiendo del control del balance de la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , la microestructura obtenida por procesos de forja o fundición puede ser austenítica o una mezcla de austenita y ferrita.

El comportamiento de transformación de los AIA puede describirse usando un diagrama ternario Fe-Cr-Ni con un 70% de hierro como el que se muestra en la Figura 2.5.



**Figura 2.5** Diagrama de fases ternario Fe-Cr-Ni con un 70% de hierro [35].

En la Figura 2.5 se muestra que dependiendo del grado de acero inoxidable solidifican ya sea totalmente austenita o una mezcla de austenita y ferrita conforme la temperatura disminuye hasta 800°C. Por otro lado, se puede apreciar que existe una pequeña región en forma de triángulo dentro del rango de temperatura de solidificación donde la austenita, ferrita y líquido coexisten. Las aleaciones que solidifican como austenita a la izquierda de esta región triangular permanecen estables como austenita a temperatura ambiente.

La formación de precipitados y de fases secundarias en los AIA puede ocurrir en el metal de soldadura como también en la ZAT por el incremento de la temperatura por un tratamiento térmico adicional que puede ser : multipasadas de soldadura y tratamiento térmico después de la soldadura. Por ejemplo algunos precipitados como los carburos y nitruros suelen precipitar en el límite de grano debido a una mayor cantidad de energía que albergan junto con la segregación de impurezas que disminuyen algunas propiedades como resistencia a la corrosión.

A continuación se muestran los precipitados formados en los AIA en diferentes rangos de temperatura, en la Tabla 2.2 [35].

**Tabla 2.2** Precipitados en los aceros austeníticos inoxidable [35].

Precipitado	Estructura cristalina	Fórmula química nominal
MC	FCC	TiC, NbC
M <sub>6</sub> C		(FeCr) <sub>3</sub> Mo <sub>3</sub> C, Fe <sub>3</sub> Nb <sub>3</sub> C, MoSiC
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	FCC	(CrFe) <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , (CrFeMo) <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
NbN	FCC	NbN
Fase Z	Tetragonal	CrNbN
Fase sigma	Tetragonal	Fe-Ni-Cr-Mo
Fase Laves	Tetragonal	Fe <sub>2</sub> Mo, Fe <sub>2</sub> Nb
Fase Chi	BCC	Fe <sub>36</sub> Cr <sub>12</sub> Mo <sub>10</sub>
Fase G	FCC	Ni <sub>16</sub> Nb <sub>6</sub> Si <sub>7</sub> , Ni <sub>16</sub> Ti <sub>6</sub> Si <sub>7</sub>
Cr <sub>2</sub> N	Hexagonal	Cr <sub>2</sub> N
Ni <sub>3</sub> Ti	Hexagonal	Ni <sub>3</sub> Ti
Ni <sub>3</sub> (Al,Ti)	FCC	Ni <sub>3</sub> Al

### 2.7.1 Principales tipos de carburos y fases intermetálicas en los AIA

#### *Carburo M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>*

La precipitación de carburos del tipo M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> se originan debido a que la solubilidad de carbono disminuye rápidamente conforme disminuye la temperatura y la adición de altos contenidos de Ni, logrando que esta precipitación se propicie de manera rápida a lo largo del límite de grano en un rango de temperatura de 700- 900 °C. A tiempos prolongados, la presencia de estos carburos en el límite de grano provoca la sensibilización del acero lo que provoca alta susceptibilidad a la corrosión intergranular y una disminución en la ductilidad y tenacidad cuando son expuestos a ciertos ambientes agresivos [35].

#### *Fase sigma (σ)*

La precipitación de la fase sigma (σ) ocurre en un rango de temperaturas entre 550 y 900 °C en el límite de grano. La deformación o trabajado en frío acelera la precipitación de la fase sigma particularmente si se presenta recristalización durante el tratamiento de recocido. Un aumento en

la temperatura del tratamiento de recocido retrasa el inicio de la formación de fase sigma a menos que se forme ferrita delta ( $\delta$ ). La fase sigma aumenta la dureza, pero disminuye la ductilidad, tenacidad y la resistencia a la corrosión de los AIA [39].

## 2.8 Metalurgia de la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos

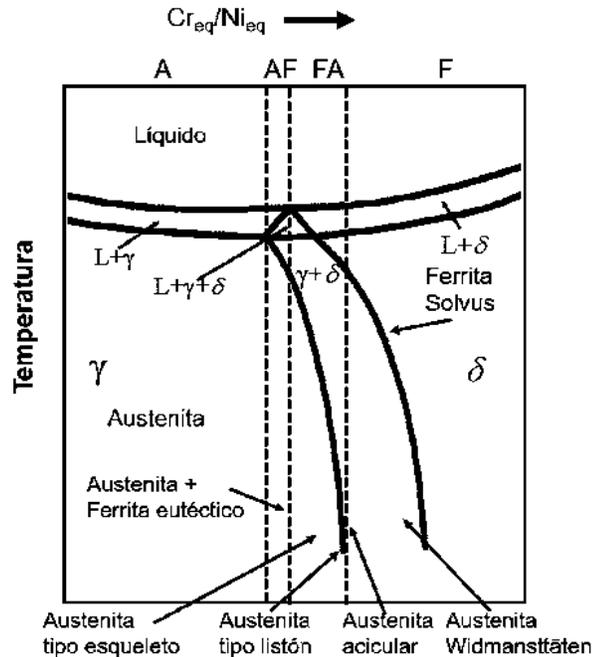
Todos los AIA pueden solidificar como austenita o como ferrita dependiendo de su composición química. Después de la solidificación, pueden ocurrir transformaciones adicionales en estado sólido al enfriarse a temperatura ambiente, ya que, la mayor parte de la solidificación se transformará en austenita.

### 2.8.1 Microestructura del metal de soldadura (MS) en los AIA

Existen cuatro posibilidades de solidificación y transformación de estado sólido en el metal de soldadura (MS) de los AIA. Los modos de solidificación austenita (A) y austenita-ferrita (AF) están asociados con la solidificación austenita primaria y para los tipos de solidificación ferrita-austenita (FA) y ferrita (F) tienen ferrita delta como fase primaria, tal como se aprecia en la Figura 2.6. En la Tabla 2.3 se puede observar los diferentes tipos de solidificación que pueden adquirir los AIA dependiendo de su composición química.

**Tabla 2.3** Tipos de solidificación de los aceros austeníticos inoxidables [35].

Tipo de solidificación	Reacción	Microestructura
A	$L \rightarrow L+A \rightarrow A$ $L \rightarrow L+A \rightarrow$	Totalmente austenítica
AF	$L+A+(A+F)_{eut} \rightarrow$ $A+F_{eut}$ $L \rightarrow L+F \rightarrow$	Ferrita en límites celulares y dendríticos
FA	$L+F+(F+A)_{per/eut} \rightarrow$ $F+A)$	Ferrita tipo esqueleto y/o laminar resulta de la transformación de ferrita a austenita
F	$L \rightarrow L+F \rightarrow F \rightarrow$ $F+A$	Ferrita acicular o matriz de ferrita con austenita de límite de grano y listones laterales Widmanstätten



**Figura 2.6** Relación del tipo de solidificación con el diagrama de fases ternario [35].

### ***Tipo A***

Esta solidificación mantiene una estructura completamente austenítica. La microestructura consiste en dendritas, las cuales crecen en la dirección contraria al gradiente de calor de la soldadura. Los espacios interdendríticos cuentan con un mayor porcentaje de elementos estabilizadores de la ferrita, debido a su segregación en la solidificación.

### ***Tipo AF***

Al aumentar la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  en una aleación, una cierta cantidad de ferrita puede presentarse. Esta se ubicará en los espacios interdendríticos de la estructura y se mantendrá a temperatura ambiente debido a que esta fase se enriquece de elementos estabilizadores por el fenómeno de microsegregación [35].

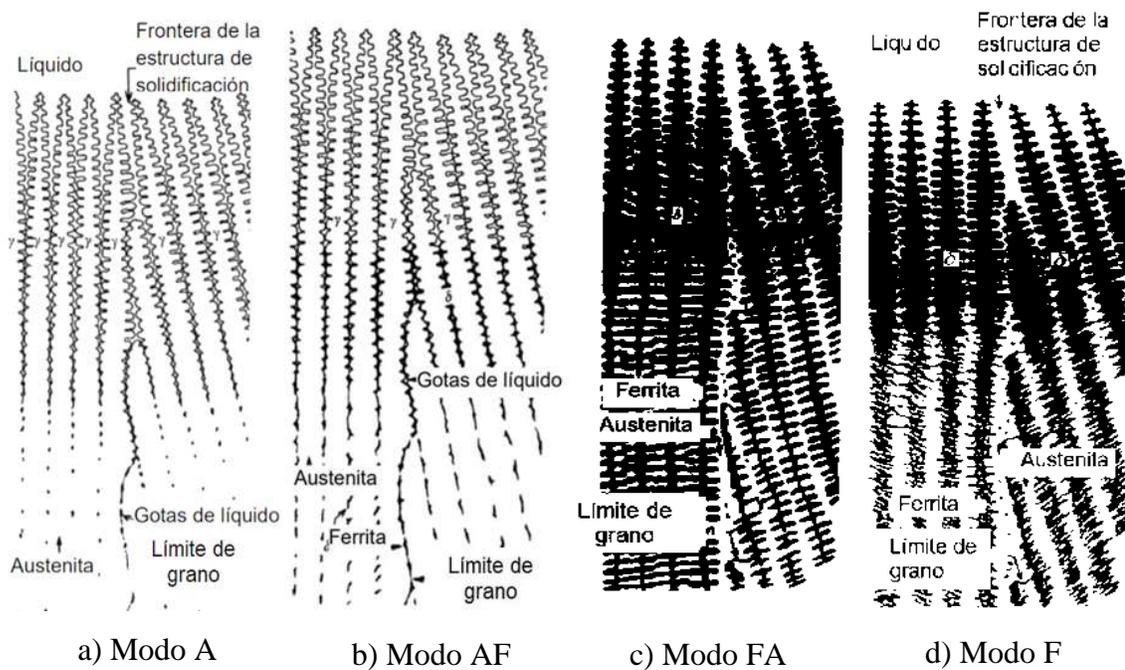
### ***Tipo FA***

Este tipo de solidificación se da a mayores contenidos de elementos estabilizadores de la ferrita. La microestructura se compone de una cierta cantidad de austenita, ubicada en los espacios

interdendríticos de la ferrita. Este tipo de solidificación presenta dos morfologías distintas: ferrita tipo esqueleto producida bajo condiciones de enfriamiento que permitan la transformación de ferrita en austenita y la difusión de elementos químicos y ferrita en forma de listones generada en condiciones de enfriamiento más rápido que reduce el tiempo para la difusión de elementos en la zona del MS dificultando la transformación de ferrita a austenita[35, 39].

### **Tipo F**

La solidificación tipo F es el resultado de una muy alta concentración de elementos estabilizadores de ferrita y es inusual en los AIA. Se tiene a la ferrita como única fase en la solidificación [35, 40]. De acuerdo con el diagrama ternario de fases, el cual relaciona la temperatura y  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , se puede observar en la Figura 2.7 la morfología y orientación de las dendritas que propician la formación de las fases ferrita y austenita durante el proceso de solidificación [35, 39].



**Figura 2.7** Microestructura del tipo de solidificación de los AIA [35].

### 2.8.2 Zona afectada térmicamente (ZAT)

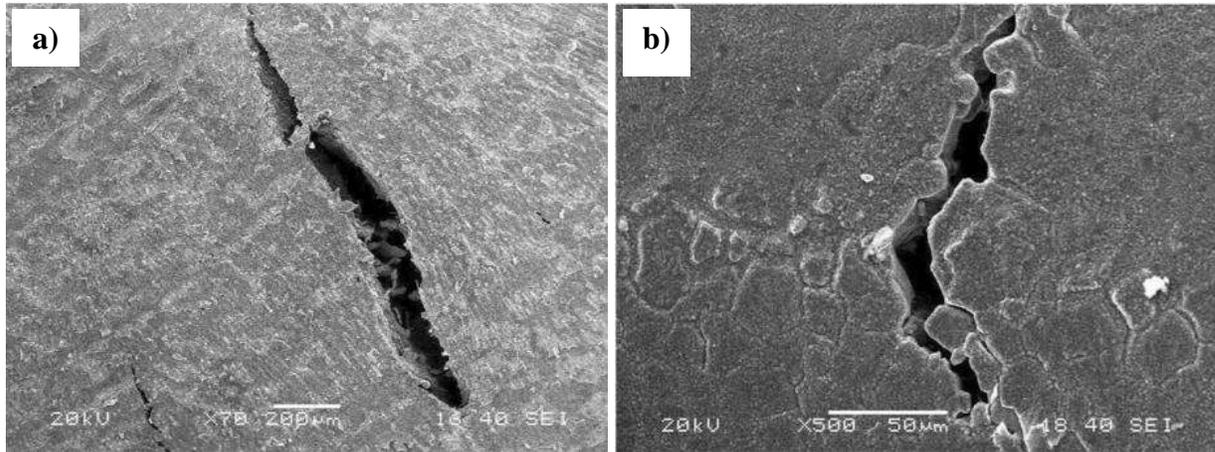
La naturaleza de la ZAT en los AIA depende de la composición química y microestructura del MB. Las siguientes transformaciones metalúrgicas pueden ocurrir en la ZAT:

**Crecimiento de grano:** En aceros que son soldados en condiciones de envejecido y laminación en caliente el crecimiento de grano es restringido a menos que el aporte térmico sea muy alto. Por otro lado, en metales base que han sido sometidos a trabajo en frío o laminado en frío, la recristalización y crecimiento de grano puede resultar en un ablandamiento en la ZAT.

**Formación de ferrita:** Cuanto mayor sea la relación  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  es más probable la formación de ferrita. La formación de ferrita a lo largo del límite grano en la ZAT restringe el crecimiento de grano y minimiza la susceptibilidad de agrietamiento por licuación en la ZAT.

**Precipitación:** Muchos precipitados del material base pueden disolverse en la ZAT cercanos a la temperatura de solidus debido a que se tiene una saturación de la matriz austenítica durante el enfriamiento. Carburos y nitruros son los precipitados comúnmente formados en la ZAT de los AIA, su tamaño, distribución y morfología depende de la composición del material y del ciclo térmico de la ZAT [35].

**Licuación en el límite de grano:** La fusión local a lo largo del límite de grano de austenita puede ocurrir como resultado de la segregación de impurezas de elementos químicos que reducen la temperatura de fusión en el límite de grano, como se aprecia en la Figura 2.8. La segregación de impurezas de elementos como azufre y fósforo en el límite de grano promueve agrietamiento por licuación [35, 41, 42].



**Figura 2.8** Micrografía obtenida por MEB de una unión soldada de acero AISI 316L. a) Grieta de solidificación ubicada cerca del centro de la zona de fusión y b) grieta en el límite de grano ubicada cerca del límite de fusión [42].

## 2.9 Soldabilidad de los aceros inoxidables austeníticos

La selección del metal de aporte (electrodo) para uniones similares o disímiles juega un papel importante en las propiedades mecánicas, creando el apropiado balance en el porcentaje de la fase y evitar un agrietamiento durante la solidificación en el metal de soldadura [43].

### 2.9.1 Agrietamiento por solidificación de la soldadura

El agrietamiento en caliente o por solidificación es uno de los mayores problemas en la soldadura de los AIA. Los metales de soldadura que solidifican como el modo A y tienen una estructura totalmente austenítica tienden a ser más susceptibles a sufrir problemas de agrietamiento en comparación con los del modo FA [35]. En general, se recomienda que el contenido de ferrita delta sea de 3-20 % para evitar problemas de agrietamiento, sin embargo, cantidades más altas de ferrita  $\delta$  en la zona de soldadura son más susceptibles a temperaturas altas debido a la transformación de la fase  $\sigma$  [44].

### ***2.9.2 Agrietamiento por licuación en la ZAT***

El agrietamiento por licuación en la ZAT ocurre debido a la formación de una película de líquido a lo largo del límite de grano en la zona parcialmente fundida adyacente al límite de fusión. El agrietamiento por licuación puede ser disminuido restringiendo los niveles de impurezas y tamaño de grano, con granos pequeños y finos se mejora la resistencia al agrietamiento.

### ***2.9.3 Agrietamiento por licuación en el metal de soldadura (ALMS)***

El ALMS ocurre por varias pasadas de soldadura en el límite de grano durante la solidificación y puede controlarse ajustando la composición química del metal de soldadura para tener la presencia de ferrita. El metal de soldadura que contiene suficiente cantidad de ferrita es generalmente resistente al agrietamiento por licuación. En depósitos completamente austeníticos, controlando los niveles de impurezas y minimizando el aporte térmico reduce o elimina el ALMS [35].

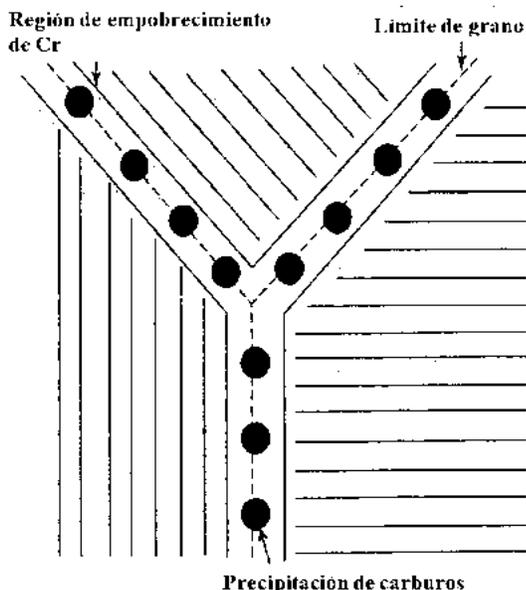
## **2.10 Corrosión en los aceros inoxidables austeníticos**

En general, la resistencia a la corrosión atmosférica y en electrolitos sin iones  $\text{Cl}^-$  de los AIA es buena y a temperatura ambiente es esencialmente nula, pero a temperaturas elevadas se incrementa su velocidad y la tendencia sufrir corrosión localizada. La soldadura de los AIA incrementa la susceptibilidad de diferentes formas de corrosión debido a los cambios metalúrgicos en la zona del metal de soldadura (fundida). La formación de esfuerzos residuales durante el proceso de soldadura es un factor adicional que disminuye la resistencia de agrietamiento por corrosión y esfuerzo (stress corrosion cracking). Las principales formas de corrosión de estos aceros en soluciones que contienen cloruros son: corrosión localizada, corrosión intergranular y agrietamiento por corrosión y esfuerzo en la ZAT [35, 43].

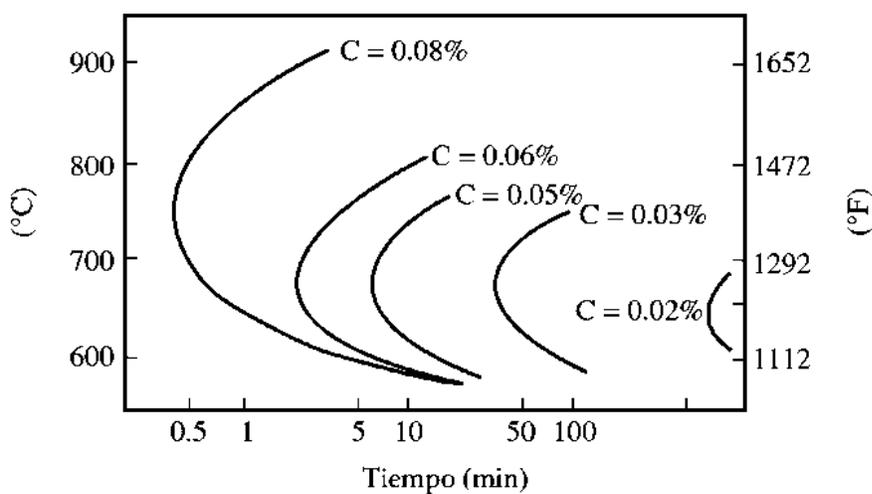
### ***2.10.1 Corrosión intergranular como consecuencia de la sensibilización***

En la ZAT de la mayoría de los AIA preferentemente se forman carburos del tipo  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  a lo largo del límite de grano en un rango de temperatura de 700 a 900°C, como se muestra en la Figura 2.9. Esto da como resultado una zona de empobrecimiento de Cr a lo largo del límite de grano que es más susceptible al ataque de corrosión intergranular. El contenido de C tiene una profunda influencia en la susceptibilidad de corrosión intergranular. El uso de aleaciones de bajo carbono

(grado L) disminuyen el riesgo de sufrir sensibilización, como se muestra en las curvas-tiempo-temperatura-precipitación (TTP) de la Figura 2.10, el cual demuestra el efecto y la diferencia del contenido de carbono en el tiempo de precipitación, concluyendo que con aleaciones de bajo carbono se obtiene un beneficio para disminuir y eliminar la sensibilización en el límite de grano de la ZAT durante la soldadura. Posteriormente se abordará el tema de la corrosión por picaduras.



**Figura 2.9** Precipitación de carburos en el límite de grano de un acero inoxidable austenítico [35].



**Figura 2.10** Curvas de tiempo-temperatura-precipitación  $M_{23}C_6$  para aleaciones 18Cr-8Ni con contenido variable de carbono [35].

## **2.11 Aleaciones base níquel**

Las aleaciones base níquel se clasifican como aleaciones endurecidas por: precipitación (EPP), dispersión de óxidos (EDO) y solución sólida (ESS), por poseer una metalurgia física compleja. Dado a que MA de este proyecto (ERNi-1 y ERNiCrMo3) para la capa intermedia de níquel (enmantequillado) corresponden al grupo de ESS, solo se hablará de las aleaciones base níquel endurecidas por solución sólida (ESS).

### **2.11.1 Aleaciones endurecidas por solución sólida**

Este tipo de aleaciones son endurecidas principalmente por la adición de elementos sustitucionales como el Cr, Fe, Mo, W y Cu. El Nb también proporciona cierto grado de endurecimiento por solución sólida, sin embargo, la principal razón de su adición es la formación de carburo o precipitado tipo  $Ni_3Nb$ . Los elementos anteriormente puntualizados son seguros al endurecer por solución sólida siempre y cuando excedan el límite de solubilidad de la fase austenítica rica en Ni. La adición de elementos sustitucionales resulta en la distorsión de la red austenítica FCC que a su vez produce el endurecimiento de la misma. Comúnmente estas aleaciones se proporcionan en estado de recocido de solución para asegurar que los elementos endurecedores se encuentren disueltos en la matriz austenítica y en consecuencia el material se encuentre libre de fases frágiles [29]. Las ESS pueden clasificarse en dos categorías de acuerdo con las interacciones que existen entre las dislocaciones y el soluto. Primero como anclaje de dislocaciones (en estado de reposo) y segundo como deslizamiento de dislocaciones (estado de movimiento) [45]. Se debe observar que para metales con una red cristalina FCC el principal mecanismo que controla el endurecimiento por solución es el movimiento de dislocaciones [46]. Sistemas binarios como el Ni-Cr y Ni-Mo son considerados ideales debido a una pequeña diferencia entre el tamaño atómico y valencia, considerando que el sistema Ni-Cr tiene menor grado de ESS por el hecho de poseer mayor energía por falla de apilamiento. El tamaño atómico influye en la falla de apilamiento, es por eso que la adición de elementos como Fe en el IN600 mostrará un ligero efecto y las propiedades no mejorarán respecto a un sistema Ni-Cr incluso se verán reducidas, además la distorsión que se producirá en la red cristalina ya que los tamaños de los átomos del Ni y Fe son muy similares  $1.62 \text{ \AA}$  y  $1.72 \text{ \AA}$ , respectivamente [45, 47]. Varios estudios señalan que la única transformación microestructural que surge por el efecto del tratamiento térmico es la formación de carburos ricos en cromo como el

$M_7C_3$  y  $M_{23}C_6$ , estos carburos, principalmente el  $M_{23}C_6$  puede surgir de la descomposición del carburo MC [45, 48].

La adición de elementos sustitucionales expande la matriz de Ni. Los carburos  $M_{23}C_6$  son promovidos por el Cr, Mo y W. Los carburos más comunes que se pueden encontrar en las aleaciones ESS son MC y  $M_{23}C_6$  [29].

### **2.11.2 Metalurgia física de las soldaduras de aleaciones base níquel del tipo EES**

En el metal de soldadura de las aleaciones ESS pueden presentarse cambios microestructurales como: formación de fases secundarias y gradientes de composición, además de presentar tres tipos de límites de grano de solidificación que pueden ser debidos al crecimiento celular y dendrítico competitivo (SGBs por sus siglas en inglés) tiende a existir una concentración de soluto, límites de dendritas (SSGBs por sus siglas en inglés) y los límites de grano que se forman por la desorientación cristalográfica, formación de fases secundarias que sirven para cambiar la dirección de los SGB y que están entre SGB y SSGB (MGB por sus siglas en inglés). La dirección de solidificación en el MS se da en la dirección cristalográfica  $\langle 100 \rangle$  en los sistemas cúbicos. Para la ZAT puede ocurrir recristalización, crecimiento de grano, disolución de partículas, precipitación de fases y segregación. El efecto del aporte térmico influye en el crecimiento de grano en la ZAT y en la formación plástica inicial del MB. La tendencia al agrietamiento en el MS incrementa cuando las fases secundarias se localizan en las zonas interdendríticas en pequeñas cantidades ya que a grandes cantidades puede rellenar las grietas formadas en caliente, debido a que estas aún son fases que solidifican al final [29, 45].

### **2.11.3 Corrosión localizada en aleaciones base níquel**

La corrosión localizada es un problema que surge principalmente en aleaciones austeníticas como los aceros inoxidable y las aleaciones base-Ni, esta corrosión localizada se debe principalmente al contacto con cloruros y a la formación de carburos de cromo, como el  $Cr_7C_3$  y el  $Cr_{23}C_6$ .

En aleaciones pasivantes que contienen Cr para formar una película protectora pasiva como el acero inoxidable y las aleaciones base níquel puede producirse corrosión localizada. La corrosión por picaduras se desarrolla como puntos superficiales discretos, que experimentan disolución anódica mientras que el resto de la superficie permanece pasiva y actúa como cátodo [49]. La forma y profundidad de las picaduras se debe al medio, composición química y tiempo que está en

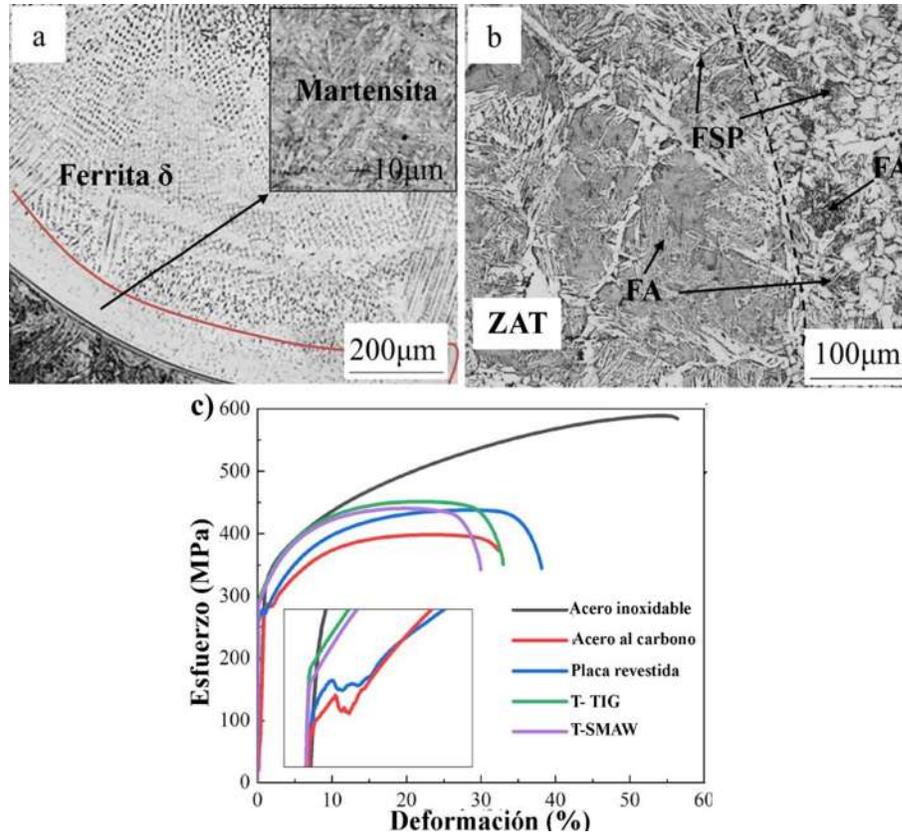
contacto con el metal con el fluido. Por ejemplo; en algunos casos la punta de la picadura es alargada y anisotrópica que puede comportarse como ánodo (deficiencia de O<sub>2</sub>) y el resto del material se comporta como cátodo.

## **2.12 Metalurgia y comportamiento mecánico de tuberías bimetálicas**

Dado a la escasa literatura sobre el estudio metalúrgico de soldaduras de tuberías bimetálicas, esta sección está enfocada y orientada a conocer los cambios microestructurales que sufren las tuberías bimetálicas al ser unidas por cualquier proceso de soldadura. Sin embargo, como se tiene un escenario complejo donde se pueden presentar situaciones en las cuales se desea unir materiales diferentes, como tal no existe información que relacione en conjunto y explique detalladamente lo que sucede microestructuralmente en las soldaduras bimetálicas. La mejor manera de abordar y explicar los fenómenos que suceden es a través de la siguiente información de uniones soldadas disímiles:

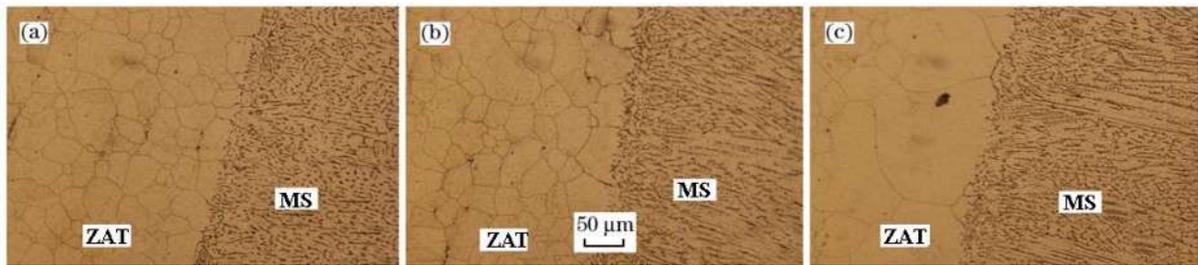
## **2.13 Uniones soldadas de acero al carbono con aceros austeníticos**

Yu y col. [50] realizaron un estudio microestructural en tres uniones soldadas de una placa bimetálica de acero al carbono (Q235) y acero inoxidable austenítico (AISI 304) soldada con los procesos de soldadura MAG, TIG y SMAW. Los autores observaron que el efecto de los procesos de soldadura MAG y SMAW en la condición de la soldadura sin una capa intermedia, influyó en la formación de franjas de martensita en el metal de soldadura del acero inoxidable, lo cual indica una difusión excesiva elementos químicos como el Cr y Ni en la interface con el electrodo ER308 y ER 50-6. No obstante, con los procesos TIG y SMAW las uniones mostraron una mejora en las propiedades mecánicas, lo cual es atribuido a altos contenidos de Cr y Ni en el metal de soldadura y al bajo aporte térmico por la combinación del proceso de fusión (ver Figura 2.11 a) , b) y c).



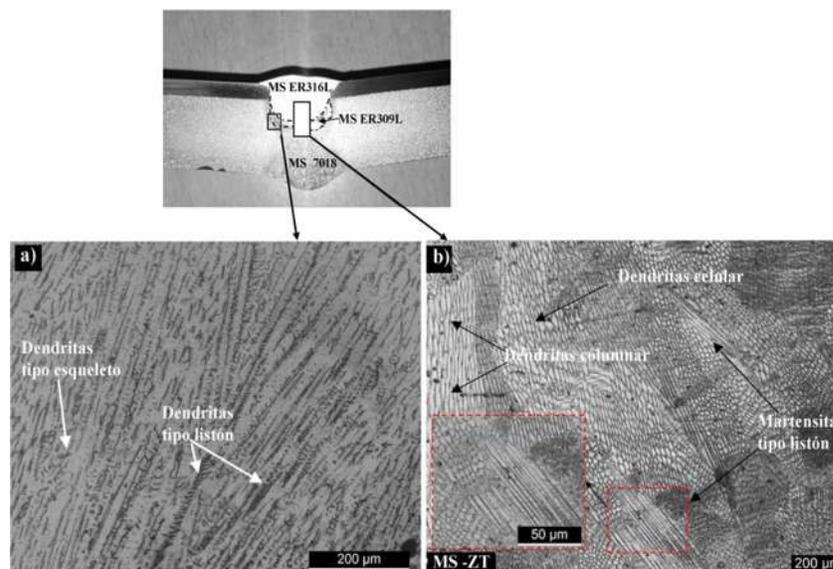
**Figura 2.11** Microestructura de las uniones soldadas. a) formación de una franjas de martensita en el metal de soldadura del acero inoxidable ER308, b) interfase MB /ZAT acero al carbono, y c) curvas esfuerzo-deformación del MB y uniones soldadas [50].

Mortazavi y col. [51] investigaron el efecto del aporte térmico en la microestructura y propiedades mecánicas en una unión disímil de un acero inoxidable austenítico (AISI 316L) y acero de alta resistencia y baja aleación (API X-70) utilizando tres niveles de aporte térmico 0.73, 0.84 y 0.97 kJ/mm. Los autores observaron que cuando el aporte térmico incrementa, el tamaño de la dendrita y espaciamiento interdendrítico en el MS aumenta y tamaño de grano en la ZAT. De igual manera, el grano de austenita adyacente a la línea de fusión crece a medida que aumenta el calor de aporte térmico (ver Figura 2.12 a), b) y c)).



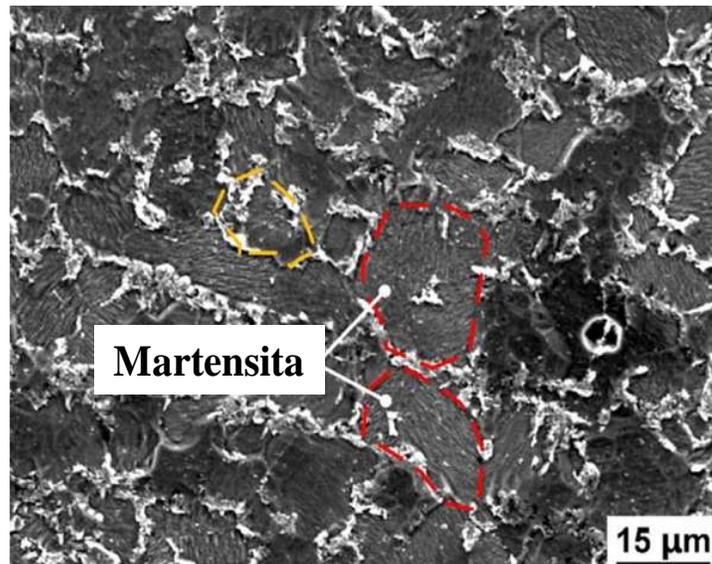
**Figura 2.12** Microestructura de la interfase de MB AISI 316L/MS 316L con diferentes aportes térmicos. a) 0.73 kJ/mm, b) 0.84 kJ/mm, y c) 0.97 kJ/mm [51].

Ghorbel y col. [52] evaluaron la microestructura de una unión soldada de placas bimetálicas de aceros A283 Gr C/A 240 TP 316 soldada por los procesos de soldadura SMAW y GTAW. De acuerdo con los resultados obtenidos, el MS depositado con el electrodo ER316L, reveló la presencia de ferrita delta con morfologías tipo esqueleto y en forma de listón, las cuales son atribuidas a la difusión de Cr y Ni controlada por la velocidad de solidificación. Para la zona de transición depositada con el electrodo ER309L se observó un crecimiento celular-columnar de granos alargados en la dirección de la solidificación y presencia de martensita en forma de listón. La morfología de la microestructura del MS ER309L son asociadas al recalentamiento y proceso de solidificación durante las pasadas de soldadura, tal como se muestra en la Figura 2.13 a) y b).



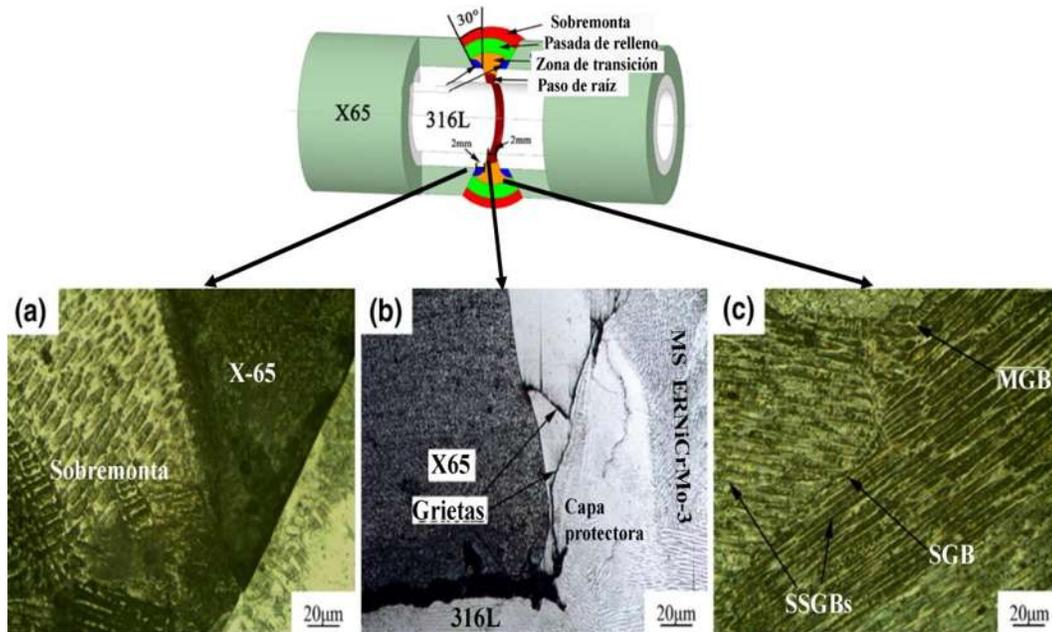
**Figura 2.13** Microestructura del MS de la unión soldada: a) MS 309L, y b) MS ER316L [52].

Qin y col. [19] realizaron soldaduras en placas de aceros inoxidable bimetálico mediante los procesos de soldadura GTAW y SMAW empleando MA ER-347 y ER-309 en la región de la raíz del MB y ER-309-16 y ER4315 en las pasadas subsecuentes, para posteriormente analizar sus características microestructurales. En los resultados por MO observaron la presencia de martensita y de una zona local endurecida en el MS con el MA ER-4315 debido a la difusión de elementos de aleación como Cr, Ni y C, como se muestra en la Figura 2.14



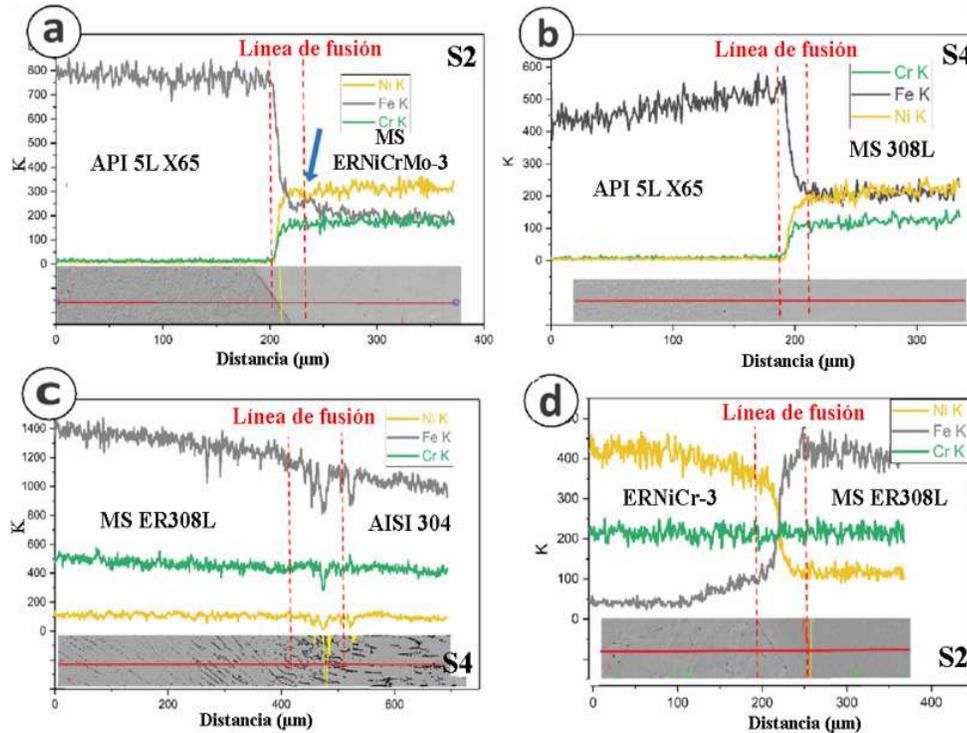
**Figura 2.14** Micrografía obtenida por MEB de la presencia de martensita en el MS ER-4315 [19].

Huang y col. [9] realizaron una soldadura de un tubo bimetálico de aceros API X-65/AISI 316L empleando un MA ERNiCrMo-3 en la región de la raíz, transición y pasadas de relleno. Para las primeras pasadas fueron realizadas con el proceso de soldadura TIG y la pasada de relleno con el proceso de soldadura SMAW. Estos investigadores concluyeron que el número de pasadas influye en el tamaño de grano y formación de fases por precipitación y solución sólida en el MS y ZAT lo cual indica que la fractura ocurre en la matriz del MS cerca de la línea de fusión, como se muestra en la Figura 2.15 a), b) y c).



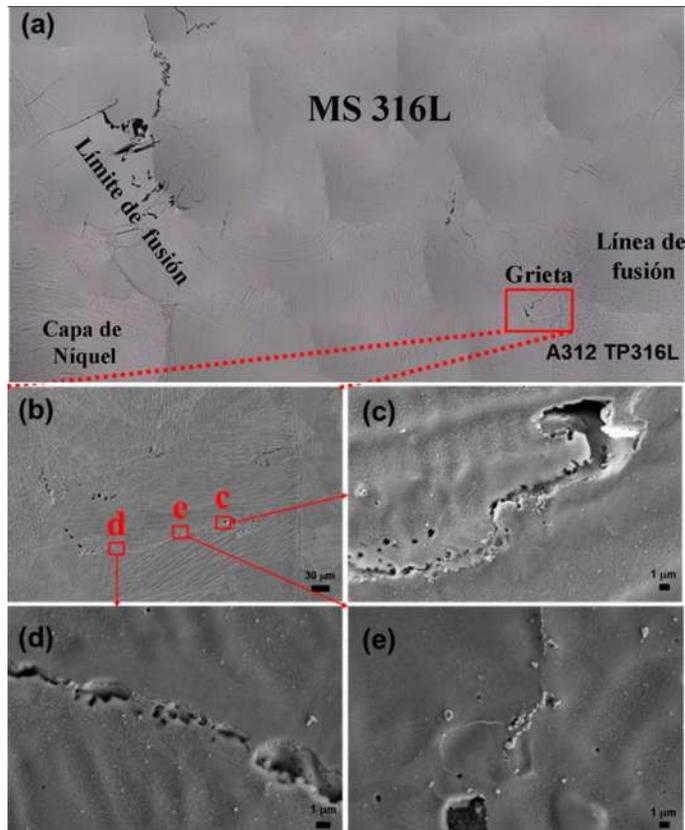
**Figura 2.15** Microestructura de la interfase X-65/ MS y capa de sobremonta, b) microestructura de la interfase X65/316L, y c) microestructura de la sobremonta [9].

Saffari y col. [53] investigaron el efecto con y sin una capa de níquel intermedia en una unión disímil de aceros API 5L X-65/AISI 304 soldada por el proceso de soldadura GTAW. Los resultados señalan que la adición de esta capa de níquel ERNiCr-3 minimiza la difusión de carbono y previene la formación de una fase dura como martensita en la línea de fusión, como se muestra en la Figura 2.16 a), b), c) y d). Las variaciones del contenido de Cr, Ni y Fe son más significativas en el orden de 200  $\mu\text{m}$  en la condición sin la adición de esta capa intermedia de níquel. Por otro lado, el efecto del calor de aporte térmico por las diferentes pasadas de relleno repercute en las propiedades mecánicas, en donde al incrementar el calor de aporte disminuye el esfuerzo último e incrementa la ductilidad de la unión con la adición de capa de níquel respecto a la condición sin la adición de esta capa.



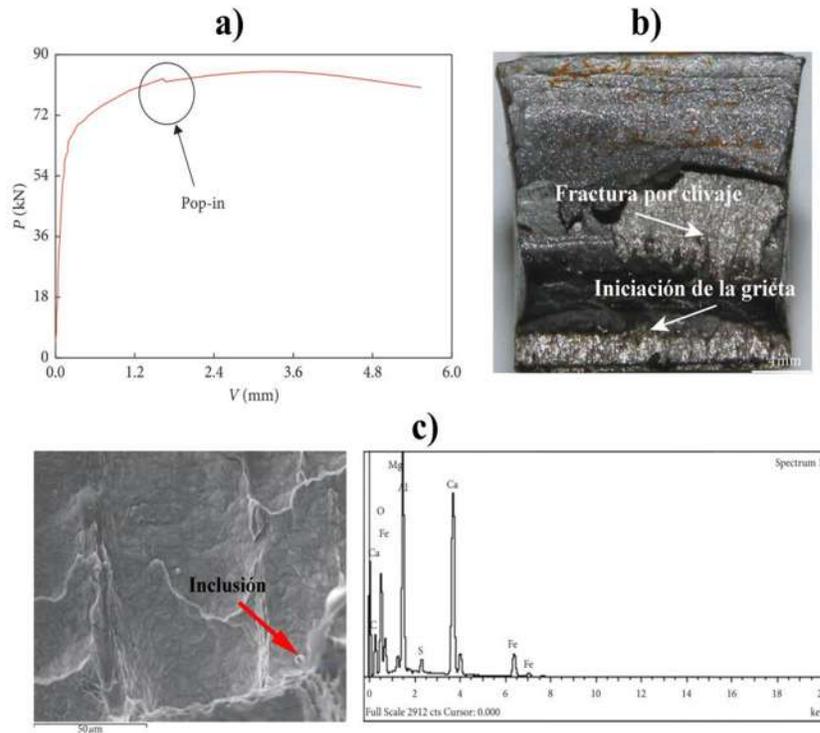
**Figura 2.16.** Variación en la composición química de la interfase: a) API 5L X65/ERNiCr-3, b) API 5L X65/MS 308L, c) MS ER308L/BM 304L, y d) ERNiCr-3/ MS 308L [53].

Lee y col. [54] estudiaron el efecto de una capa intermedia de níquel en una unión disímil de placas de los aceros A106Gr.B y A312 TP316L unidos por el proceso de soldadura GTAW. Dichos resultados mostraron la formación de grietas en la interfase del MS y la línea de fusión debido a la inducción de esfuerzos de tensión durante la solidificación del MS, los cuales forman cavidades en el límite de grano provocando la formación de grietas, tal como se ilustra en las imágenes de la Figura 2.17.



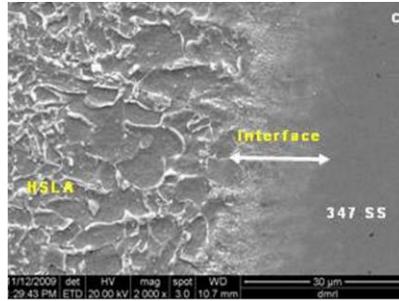
**Figura 2.17** a) Vista general de la formación de grietas en el MS, y b) micrografías obtenidas de MEB de la formación de grietas en el MS a diferentes magnificaciones [54].

Wang y col. [55] analizaron el comportamiento de tenacidad a la fractura en la unión de una tubería bimetalica L360QS/N08825 soldada por el proceso de soldadura GTAW. Según resultados obtenidos de las pruebas de desplazamiento de abertura de la punta de grieta (CTOD, por sus siglas en inglés), las muestras tanto del MS como de la ZAT presentaron un incremento y dispersión en los valores CTOD de la ZAT debido al fenómeno conocido como pop-in, lo cual está correlacionado con la morfología de la superficie de la fractura que mostró una alta densidad de dislocaciones y cantidad de inclusiones cerca de la zona de la fractura del MS y ZAT, como se aprecia en la Figura 2.18.



**Figura 2.18** a ) Fenómeno Pop-in en las curvas esfuerzo-desplazamiento de abertura(CTOD), b) superficie de la fractura de las pruebas CTOD, c) morfología y composición de las inclusiones en la zona de la fractura de la ZAT obtenida por MEB [55].

Rao y col. [56] estudiaron las correlaciones entre la microestructura y las propiedades mecánicas en un revestimiento de acero inoxidable austenítico AISI347 sobre un acero HSLA unidos por fricción. Los principales cambios microestructurales fueron el crecimiento de grano y zona de disminución de carbono (descarburización) cerca de la interface entre los metales. Estos cambios en la microestructura reflejaron que la resistencia a la tensión, tensión con muesca y tenacidad al impacto en el MB acero HSLA mostraron un aumento respecto a las muestras de la interfase, como se observa en la Figura 2.19.

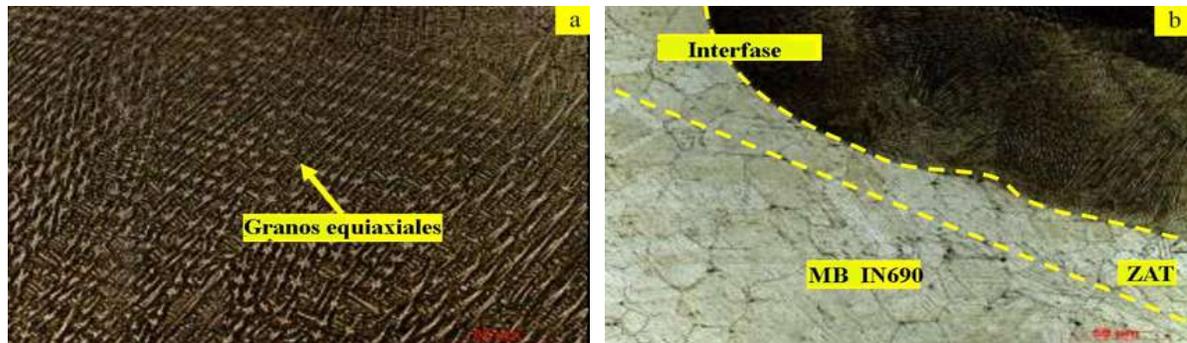


Propiedades mecánicas de la unión revestida de acero austenítico SS347 en un acero HSLA

Tipo de prueba	MB			Interfase	
	$\sigma_{YS}$ , MPa	$\sigma_{UTS}$ , MPa	% Elongación	$\sigma_{YS}$ , MPa	$\sigma_{UTS}$ , MPa
Tensión	630	713	21	400	592
Tensión con muesca	926	1025	-	715	953
Tenacidad al impacto a -40 °C	164 J			47 J	

**Figura 2.19.** Microestructura de la interfase del acero inoxidable austenítico AISI347 sobre un acero HSLA y valores de las propiedades mecánicas [56].

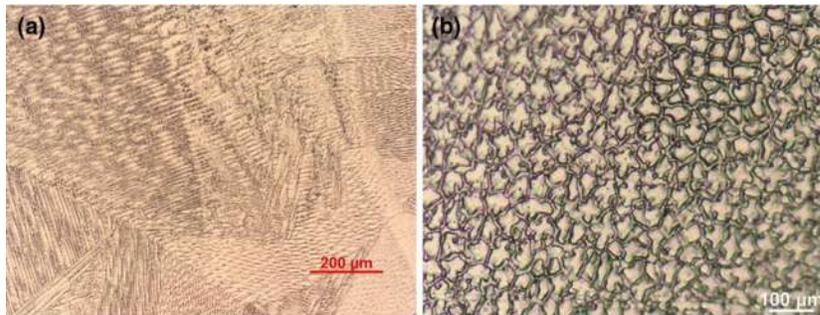
Sivalingam y col. [57] analizaron el uso de electrodos como ERNiCrFe-7 y ERNiCr-3 en la soldadura de placas de Inconel 690 soldado por la técnica de proceso de soldadura GTAW-Pulsado. La microestructura obtenida en ambos electrodos con una corriente pulsada resulto ser una microestructura dendrítica equiaxial fina en el centro del cordón de soldadura (ver Figura 2.20 a) y b).



**Figura 2.20** Microscopía óptica de las uniones soldadas con el proceso de soldadura GTAW-Pulsado usando ERNiCrFe-7: a) centro del cordón de soldadura, y b) interfase ZAT/MS ERNiCrFe-7 [57].

#### **2.14 Uniones soldadas de acero inoxidable austenítico con aleaciones base níquel**

Manikandan y col. [13] investigaron el efecto de los procesos de soldadura GTAW y SMAW en una combinación de aceros bimetálicos de Incoloy 800/AISI 316L empleando un electrodo ERNiCrMo-3 en la microestructura, como se aprecia en la Figura 2.21 a) y b). De acuerdo con las pruebas mecánicas por tensión y tenacidad al impacto, la soldadura por GTAW mostró un mejoramiento de 14 % y 25 % respecto a la soldadura por SMAW, lo cual es atribuido a la formación de fases secundarias en el MS ( ver Figura 2.21 c).

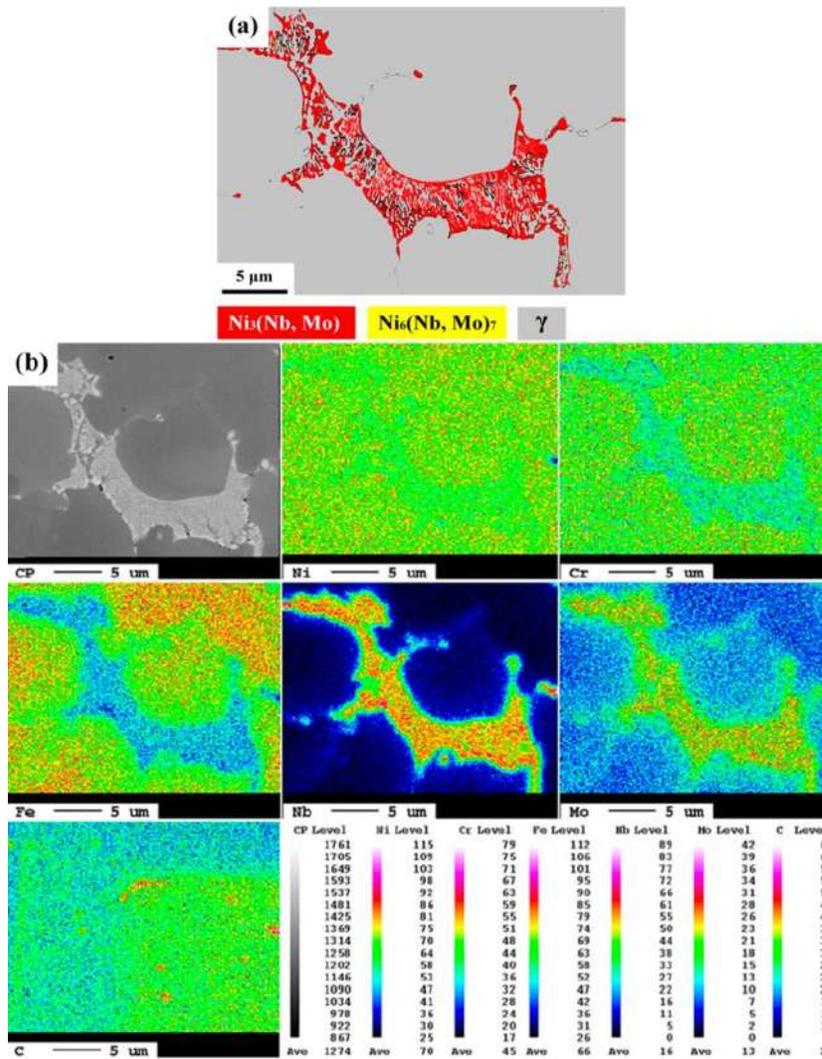


**c) Propiedades mecánicas**

Soldadura	Esfuerzo máximo (UTS) (MPa)	Esfuerzo de fluencia (YS) (MPa)	% Ductilidad	Tenacidad
GTAW	649.5	352.45	47	55
SMAW	567.5	329.32	37	44
Inconel 800	764	353	55	
AISI 316L	558	290	50	

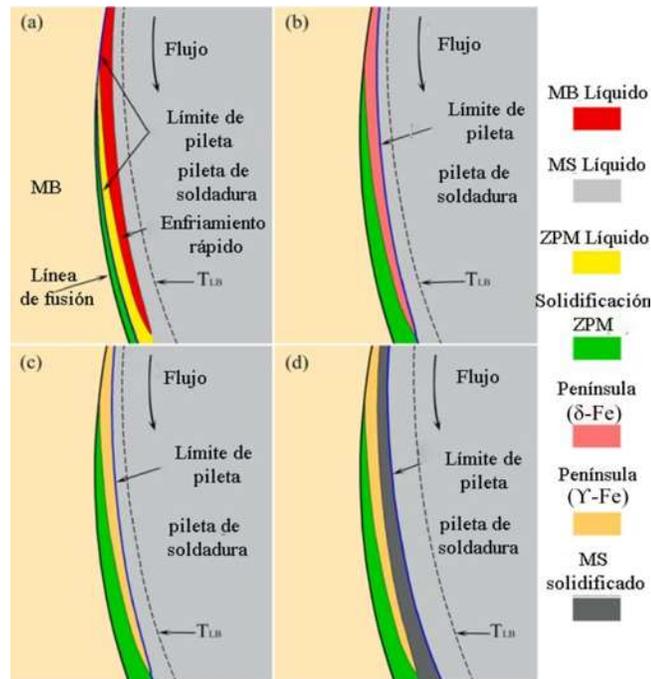
**Figura 2.21** Microestructura de la zona centro de fusión realizada con un electrodo ERNiCrMo-3 a) GTAW, b) SMAW, y c) propiedades mecánicas de la soldadura [13].

Chen y col. [58] realizaron un estudio comparativo de la susceptibilidad al agrietamiento en caliente en depósitos de soldadura de aleaciones IN52M y IN52MSS sobre acero inoxidable 308L, los depósitos de soldadura fueron realizados por el proceso de soldadura TIG. Dichos autores concluyeron que el agrietamiento en caliente en los revestimientos por IN52MM y IN52MSS fueron relacionados con la presencia de microconstituyentes intermetálicos  $\gamma$  ( $\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Mo})$ ) en los límites interdendríticos en la matriz austenítica durante el proceso de solidificación (ver Figura 2.22 a) y b)).



**Figura 2.22.** a) Mapa de fases por difracción electrones por electrodispersión (EBSD, por sus siglas en inglés), y b) mapa elemental de solidificación por EMPA de productos en el revestimiento con 52MM [58].

Zhang y col. [59] realizaron la caracterización de la interfase de una unión disímil entre un acero martensítico de alto Cr y MS de una aleación base níquel soldada por el proceso de soldadura GTAW-Narrow Gap (junta estrecha). Los investigadores observaron que la formación de la península se debe a un enfriamiento rápido del MB líquido durante la etapa de solidificación debido a la diferencia de temperatura en la zona parcialmente mezclada (ZPM), como se puede observar en la Figura 2.23.



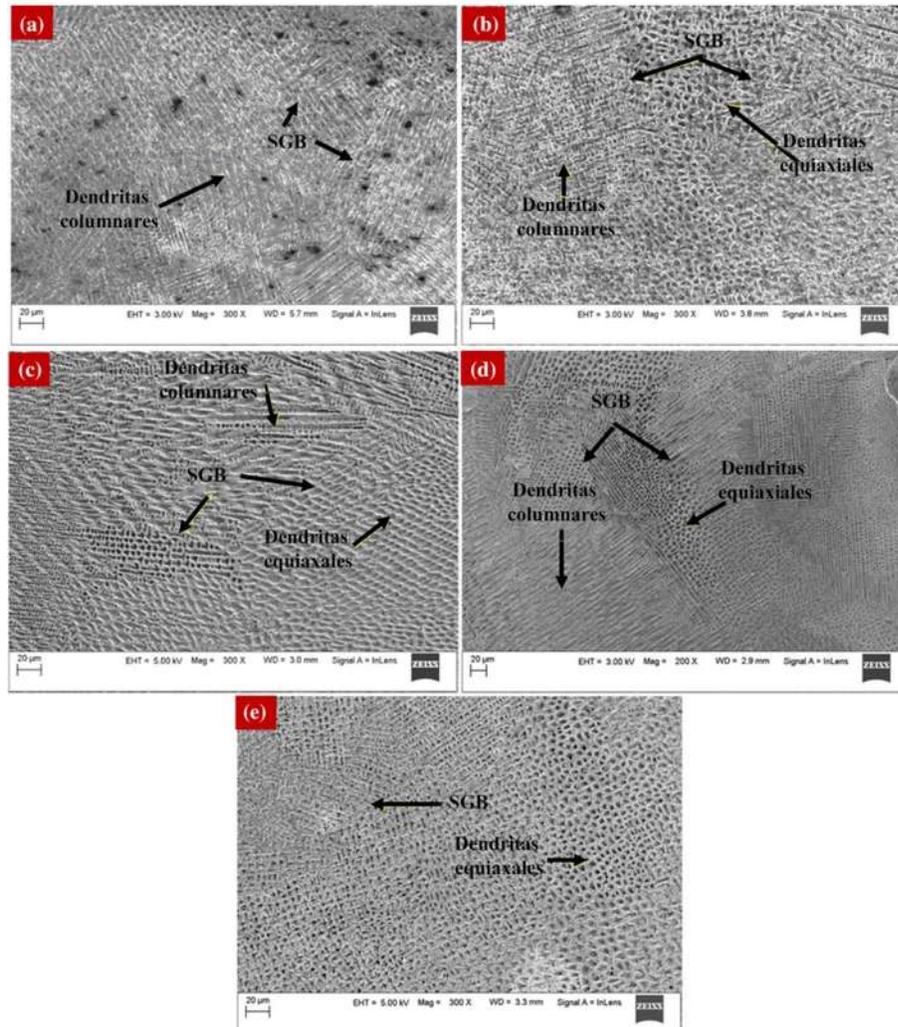
**Figura 2.23** Formación de la estructura de la interfase: (a) formación de península en la etapa temprana de solidificación, (b) la ZPM austenítica ha solidificado antes de que ( $\delta$ -Fe) península comience a transformarse en ( $\gamma$ -Fe), (c) formación de ( $\gamma$ -Fe), y (d) MS subsiguiente se solidifica epitaxialmente en ( $\gamma$ -Fe) de la península [59].

Sahu y col. [60] realizaron una soldadura disímil de un acero inoxidable AISI 316L/Inconel 718 con diferentes condiciones de corriente por el proceso de plasma. Encontraron que al aumentar la corriente pulsada disminuye la relación de solidificación  $G/R$  con un modo de solidificación columnar dendrítico, mientras que cuando el valor de  $G/R$  disminuye, se tiene un modo de solidificación con dendritas equiaxiales, como se aprecia en la Figura 2.24 y Tabla 1.

Kumar y col. [61] realizaron una revisión extensa de los principales problemas en las uniones soldadas disímiles de aleaciones de Inconel con aceros inoxidables austeníticos como: formación de la zona de no mezcla, segregación de elementos químicos, precipitación de fases intermetálicas y secundarias, agrietamiento por solidificación y microfisuración.

Tabla I. Estimación de los parámetros de solidificación

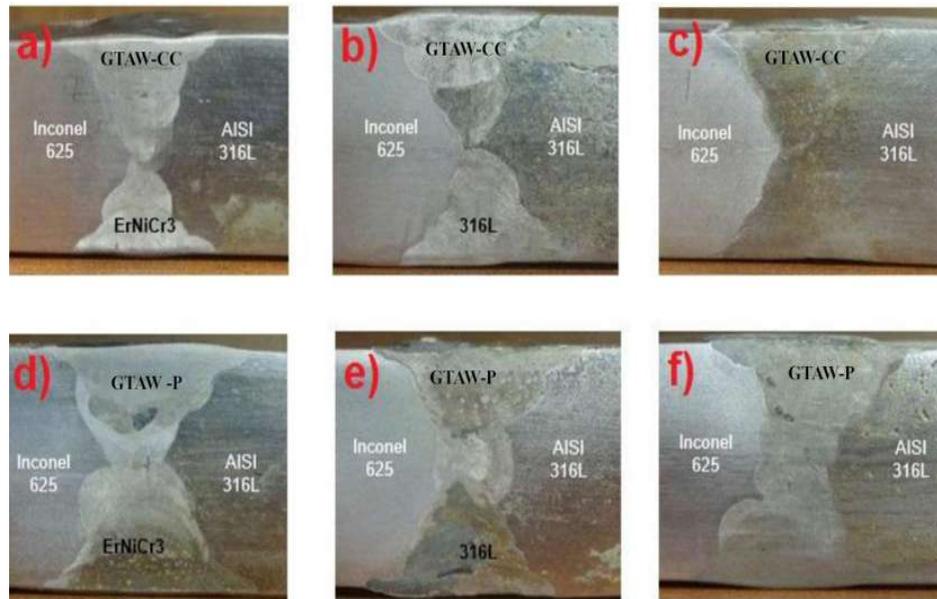
Condición soldadura	Gradiente de temperatura $-G$ (K/mm)	$(G/R)_{min}$	$(G/R)_{max}$
PD1	372.3	114.2	1213.8
PD2	341.4	106.0	1099.3
PD3	350.0	102.9	1190.2
PD4	317.5	99.9	1041.7
PD5	278.7	92.0	844.5



**Figura 2.24** Microestructura del centro de soldadura de las diferentes condiciones y estimación de los parámetros de solidificación: a) PD1, b) PD2, c) PD3, d) PDC4, e) PDC5 [60].

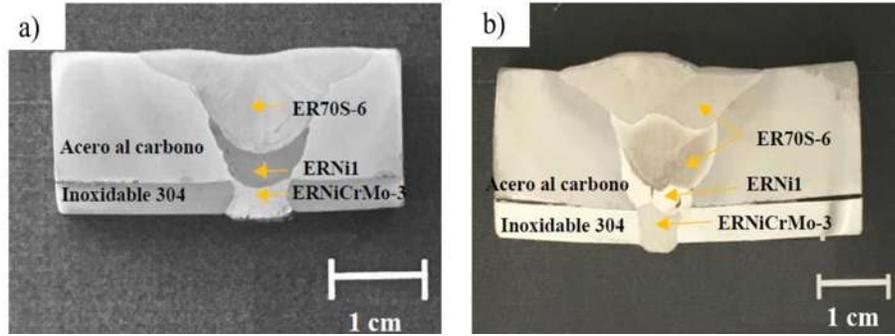
Dokme y col. [62] investigaron la microestructura y comportamiento mecánico de una soldadura disímil de un Inconel 625 y AISI 316L unida con el proceso de soldadura GTAW-C (corriente continua) y GTAW-P (corriente pulsada) empleando tres electrodos diferentes ERNiCr-3, TIG 316L y mezcla (ERNiCr-3/316L). En ambos tipos de corrientes continua y pulsada, obtuvieron características microestructurales similares como la formación de una zona de no mezcla (ZNM) y

zona parcialmente mezclada (ZPM) cerca de la línea de fusión ( ver Figura 2.25 ). Los resultados de microdureza y tensión mejoraron con la mezcla de electrodos y corriente pulsada.



**Figura 2.25** Micrografías de la soldadura disímil de Inconel 625 y AISI 316L. a-c) GTAW-CC, y d-f) GTAW-P [62].

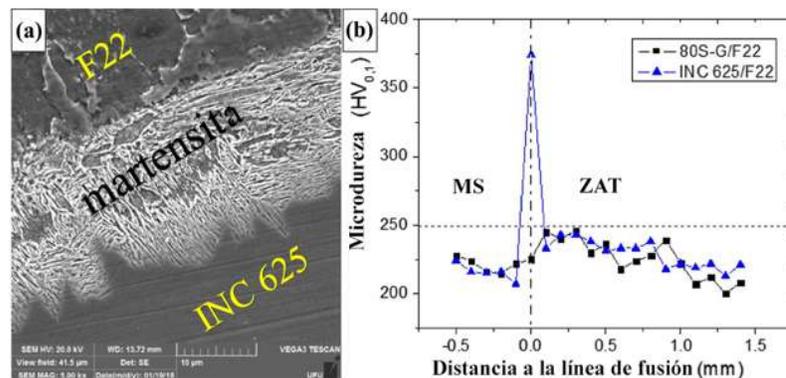
Rangel y col. [63] realizaron un estudio microestructural de la soldadura de un acero API X-65 revestido con Inconel 825 unido por el proceso de soldadura GMAW. Para su estudio hicieron tres soldaduras con dos niveles de aporte térmico después del depósito de la capa de enmantequillado intermedia. La soldadura A con alto aporte térmico en las pasadas de relleno presentó buen control en la formación de martensita, originando una mayor cantidad de esta fase por dilución de elementos de aleación. Para la soldadura B con bajo nivel de aporte térmico en las pasadas de relleno, permitió controlar la transformación de martensita en la ZF, como se puede apreciar en la Figura 2.26.



**Figura 2.26.** Perfil transversal de la soldadura de acero API X-65 revestido con Inconel 825 con diferentes aportes térmicos. a) soldadura A (aporte térmico alto, y b) soldadura B (aporte térmico bajo) [63].

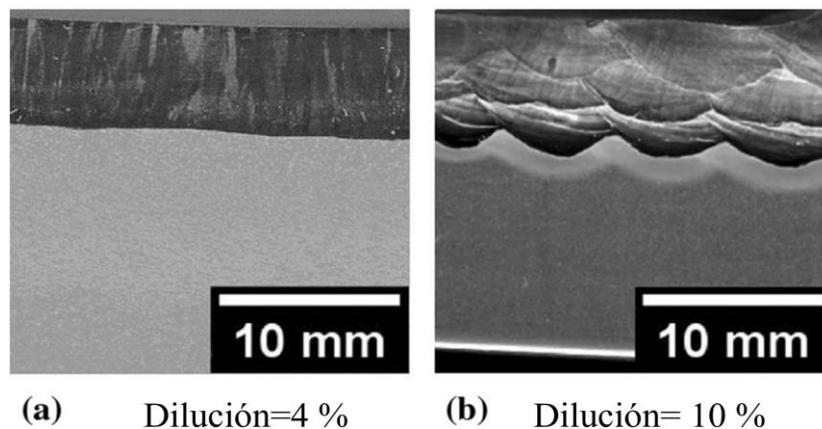
## 2.15 Uniones soldadas de acero al carbono con aleaciones base níquel

García y col. [64] estudiaron el efecto de un tratamiento térmico después de realizarse una unión disímil de un acero de baja aleación F22 y un acero API X-80 soldados por el proceso de soldadura GMAW utilizando un electrodo AWS ER80S-G y AWS ERNiCrMo-3 como una capa de enmantequillado. Para la interfase de la soldadura F22/ERNiCrMo-3, el efecto del post tratamiento térmico (PTT) en la martensita al interior de la zona parcialmente mezclada no influyó en el valor de la dureza a lo largo de la línea de fusión ( ver Figura 2.27 ). Por otro lado, en ambas condiciones de soldadura no hay un efecto de los electrodos y del PTT sobre la tenacidad a la fractura, a pesar de presentar inhomogeneidades en el MS.



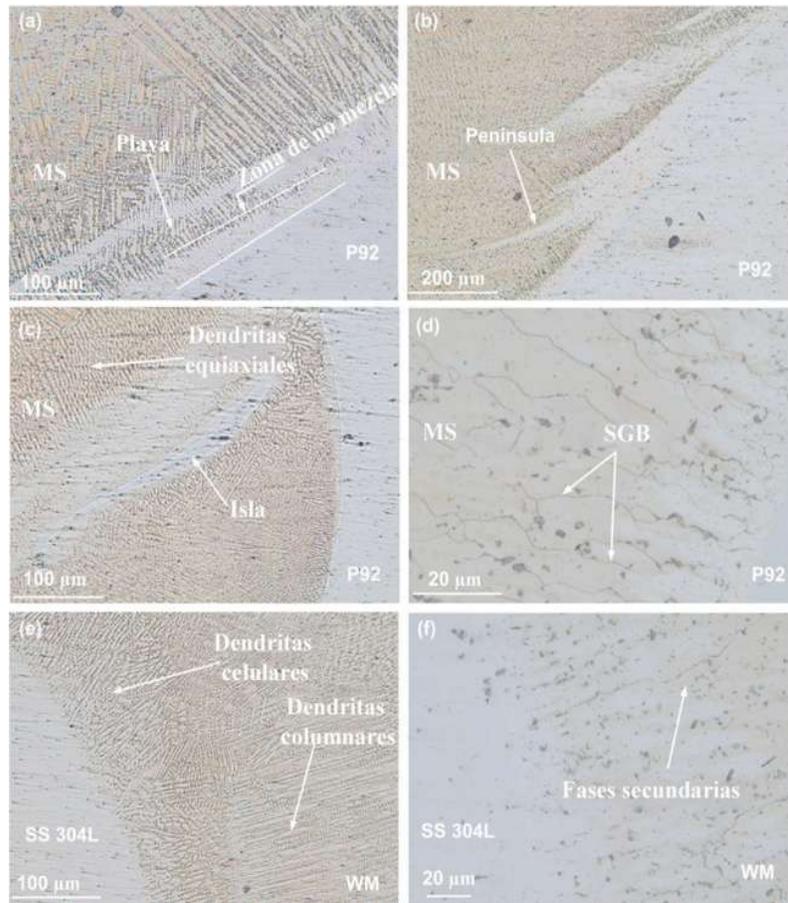
**Figura 2.27** Interfase del enmantequillado con Inconel 625. a) estructura martensítica en la ZPM, y b) picos de microdureza en la región de la martensita [64].

Alvaraes y col. [65] investigaron la microestructura y características mecánicas de revestimiento de Inconel 625 depositado en un acero ASTM A516 Gr 70 por el proceso de soldadura electroescoria (ESW) y electrodo revestido (SMAW). Los resultados obtenidos revelaron que la soldadura realizada con SMAW presentó mayor porcentaje de dilución promoviendo la formación de una zona parcialmente diluida en comparación con el proceso ESW. El revestimiento de Inconel 625 en una sola pasada por ESW presentó resultados apropiados después de un tratamiento térmico a 620 °C por 10 horas, como se observa en la Figura 2.28.



**Figura 2.28.** Macrográficas del revestimiento después de ser atacadas con agua regia: a) ESW, y b) SMAW [65].

Dak y col. [66] realizaron un estudio metalúrgico de una unión disímil P92/AISI 304L soldada por el proceso de soldadura GTAW con un electrodo de aleación base níquel ERNiCrMo3. Según los resultados de las características microestructurales obtenidas por MEB, la microestructura del MS reveló la presencia de una zona de no mezcla en forma de playa, isla, penínsulas en la interface del MB P92 y el MS asociado a la diferencia de temperaturas. También detectaron la segregación de elementos químicos como Mo y Nb en la matriz, originando la posibilidad de ser eutécticos ricos en Nb y MoC, como se puede observar en la Figura 2.29.



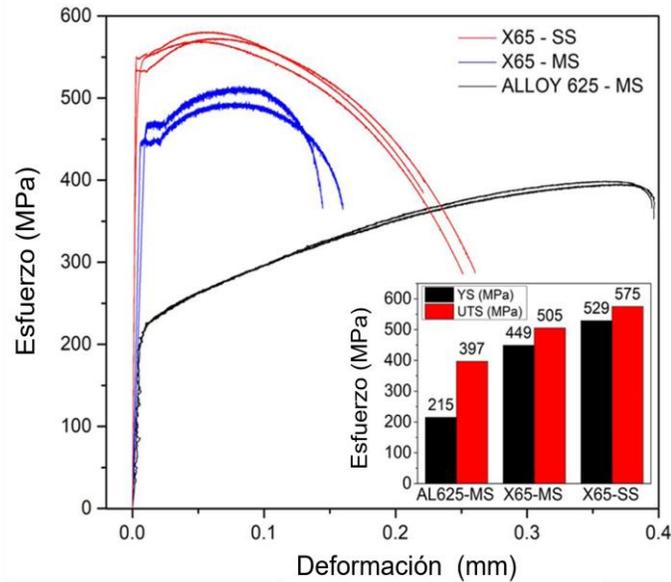
**Figura 2.29.** Micrografías de la soldadura y de las interfases del metal base (a) zona no mezclada, (b) formación de península, (c) formación de isla, (d) presencia de SGBs, (e) modo de solidificación columnar y celular, y (f) fases secundarias y SGB [66].

Nivas y col. [67] realizaron un estudio comparativo en las propiedades mecánicas de una unión disímil de acero de baja aleación con un acero austenítico 304LN soldado con los procesos de soldadura GTAW y narrow gap welding (NGW) (junta estrecha) utilizando un electrodo IN82 como MA. Los resultados experimentales de la Tabla 2.4 mostraron que la resistencia mecánica y el coeficiente de endurecimiento en la unión disímil soldada por NGW aumentaron respecto a las propiedades mecánicas de la condición soldada por GTAW. Esto puede ser atribuido a la precipitación carburos de aleación compleja por la variación en el calor de aporte durante el proceso de soldadura sin mostrar un cambio relevante en la región de la fractura.

**Tabla 2.4** Propiedades a la tensión de las soldaduras disímil a temperatura ambiente.

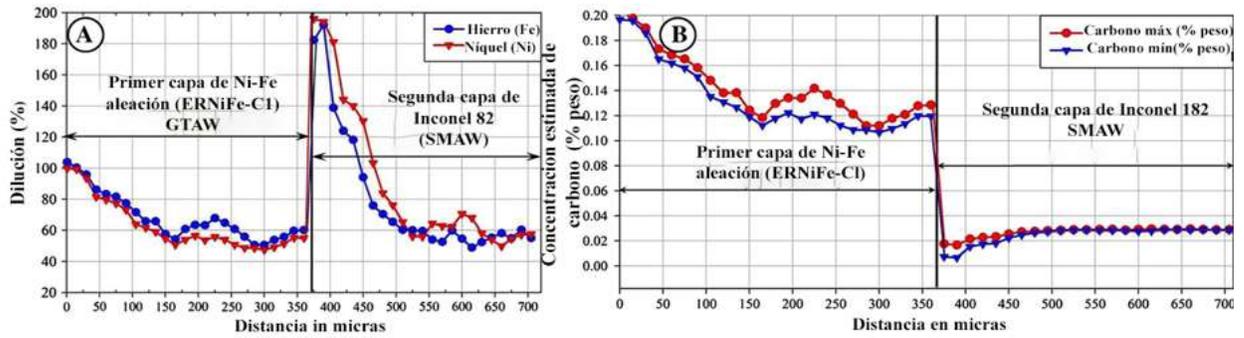
N° de muestra	$\sigma_{YS}$ (MPa)	$\sigma_{UTS}$ (MPa)	$\epsilon$ (%)	Coefficiente de Endurecimiento (n)
IN82-GTAW	$406 \pm 2$	$607 \pm 5$	$19.7 \pm 0.4$	$0.22 \pm 0.02$
IN82-NGW	$412 \pm 10$	$674 \pm 11$	$21.5 \pm 0.8$	$0.28 \pm 0.03$

Knerek y col. [2] realizaron un revestimiento de Inconel 625 sobre un tubo de acero API X-65 depositado por el proceso de soldadura TIG hot-wire. Los resultados obtenidos por las pruebas de tensión, microdureza y dobléz, indican que el revestimiento de Inconel 625 presenta una disminución en sus propiedades respecto a las del MB API X-65, como se ilustra en la Figura 2.30.



**Figura 2.30.** Propiedades mecánicas de los materiales MB X-65 (SS, MS) y revestimiento (aleación IN625) [2].

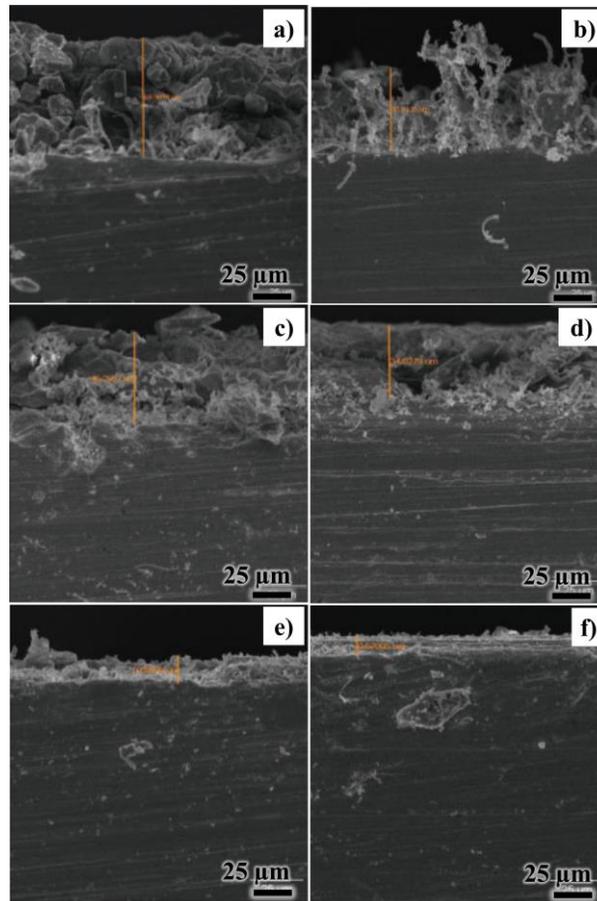
Rathod y col. [68] investigaron el comportamiento de una capa de una aleación Ni-Fe intermedia en el revestimiento de Inconel 182 sobre un acero al carbono SA503Gr. 3Cl depositados por SMAW y GMAW. Para los investigadores el empleo de esta aleación Ni-Fe puede controlar la actividad y concentración del gradiente del contenido de carbono en las interfases especialmente en la muestra tratada térmicamente respecto a la muestra sin ser tratada debido al efecto de la dilución, como se puede observar en la Figura 2.31 a) y b).



**Figura 2.31** Variaciones en regiones espaciales de materiales: a) dilución calculada de Ni y Fe, y b) gradientes estimados de concentración de carbono [68].

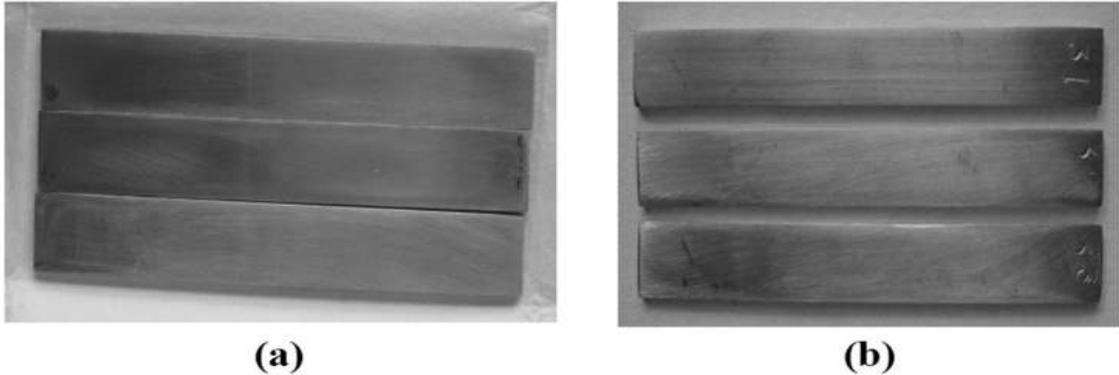
## 2.16 Resistencia a la corrosión de tuberías bimetálicas

Yin y col [69] estudiaron el efecto de la temperatura sobre la capa de productos de corrosión de la superficie del acero al carbono expuesta a una solución que contiene  $\text{CO}_2$ . Los resultados revelaron que la temperatura resulta ser un factor determinante en la velocidad de corrosión del acero al carbono e inversamente proporcional al espesor de la capa de productos de corrosión, tal como se muestra en la Figura 2.32.



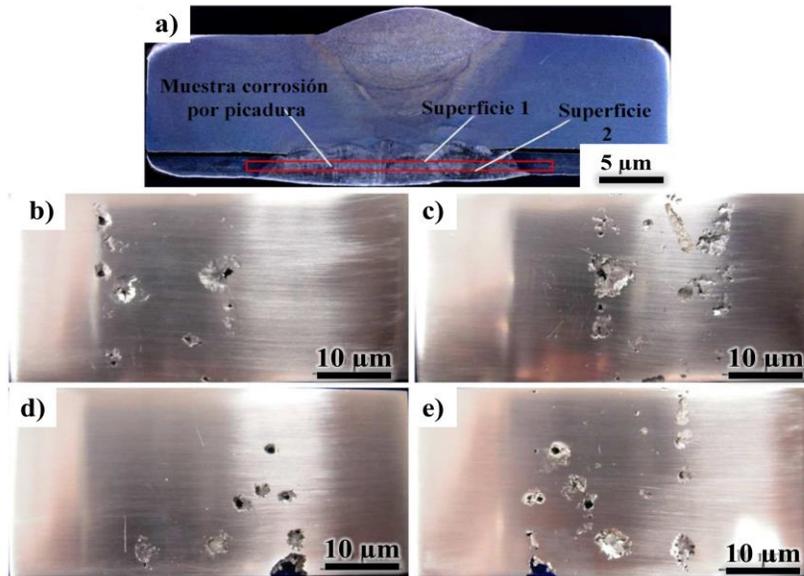
**Figura 2.32** Imágenes de la sección transversal de los productos de corrosión formados a diferentes temperaturas: a) 50 °C, b) 70 °C, c) 100 °C, d) 130 °C, e) 150 °C [69].

Zeng y col. [70] investigaron la resistencia a la corrosión en hoyuelos obtenidos de la soldadura TIG en una tubería bimetálica API-X52/Inconel 825 en un ambiente de  $H_2S/CO_2$ . Los resultados revelaron que la formación de estos hoyuelos en la región de la raíz no se corroe en una solución de gas estimulante. Las pruebas de anti-agrietamiento de corrosión por esfuerzos muestran que estos hoyuelos de soldadura de la raíz no se rompen, lo que indica una buena resistencia al agrietamiento en un ambiente  $H_2S/CO_2$  ( ver Figura 2.33).



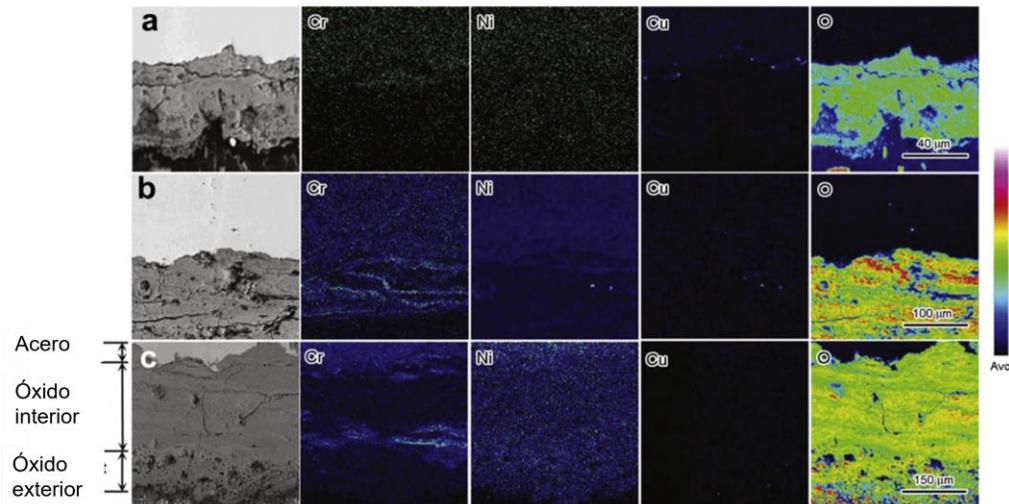
**Figura 2.33.** Especímenes de la soldadura estrecha API X- 52/Inconel 625despues de 720 hrs de corrosión : a) solución de gas estimulante, y b) solución de gas estimulante con 0.5 %  $C_2H_4O_2$  [70].

Liyang y col. [71] evaluaron la resistencia a la corrosión por picadura de una soldadura de un acero bimetálico L415/316L en una solución al 6 %  $FeCl_3$  a una temperatura de 50 °C. Los resultados de corrosión por picadura mostraron mayor potencial de picado en el MS debido a la composición química del electrodo ER-309L. La razón es que el Mo actúa como ánodo inhibitor, el cual al mostrar mayor concentración de Mo en la interfase metal/solución se promueve la formación de picaduras ( ver Figura 2.34).



**Figura 2.34.** Morfología macroscópica de especímenes picados después de la prueba de corrosión: a) posición de la muestra de corrosión, b) superficie 1 del espécimen, c) superficie 2 del espécimen 1, d) superficie 1 del espécimen 2, y e) superficie 2 del espécimen 2 [71].

Zhou y col. [72] analizaron el efecto de Cr, Ni y Cu en el comportamiento a la corrosión de aceros microaleados de bajo carbono en una solución de iones de cloruro. En base a los resultados experimentales, observaron que la velocidad de corrosión aumenta debido a la acumulación de productos de corrosión en la etapa inicial y después disminuye en un tiempo de 50 /12 horas. Por otro lado, según el mapeo por EPMA indica que la concentración de Cr en la región de la interfase del óxido incrementa los productos de corrosión de la forma  $\alpha\text{-(Fe}_{1-x}\text{,Cr}_x\text{)OOH}$ , Cr-goethite, resultando cristales pequeños de agregación densa, los cuales proporcionan una alta protección a la capa de óxidos para ambientes corrosivos, como se ilustra en la Figura 2.35.



**Figura 2.35** Mapeo de elementos de aleación por (EPMA) en el óxido formado en el acero Cr-Ni-Cu después de varios ciclos de corrosión: a) 10 ciclos, b) 30 ciclos, y c) 73 ciclos [72].

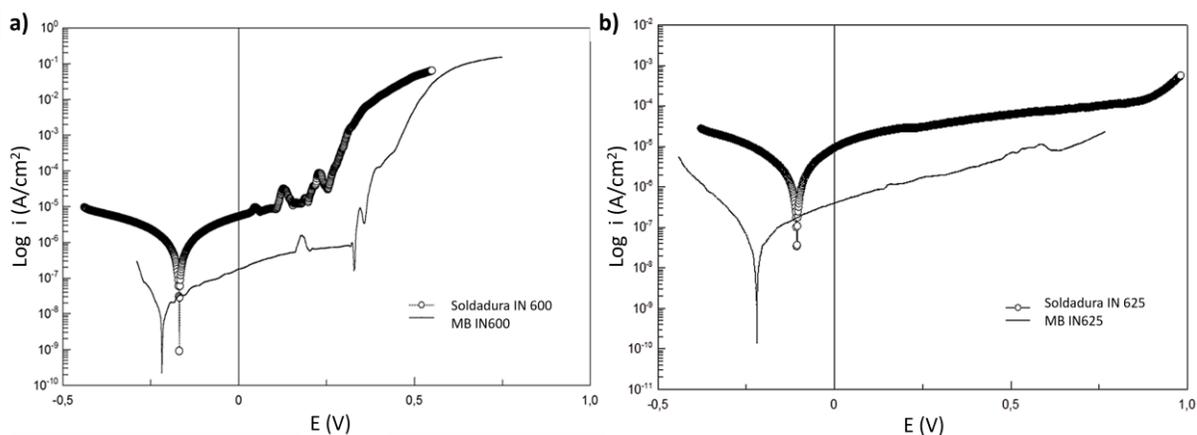
Meguid y col. [73] estudiaron el comportamiento a la corrosión por picadura de un acero inoxidable AISI 316L en soluciones que contienen cloruros. Según las mediciones de la polarización potenciodinámica mostraron que el potencial crítico de picado del acero AISI 316L en estas soluciones disminuye de manera lineal con un incremento en la concentración de cloruros en el rango de  $10^{-3}$  -2.4 M incrementado la temperatura de 30 a 70 °C. Sin embargo, la adición de iones de sulfuro y/o tiosulfato a una concentración de 0.6 M NaCl significativamente cambia el valor del potencial de picado a valores más activos.

Dadfar y col. [74] analizaron el comportamiento a la corrosión de una unión soldada de un acero austenítico 316L soldado por el proceso de soldadura TIG sumergido en una solución salina ( 0.9 % NaCl). Los resultados obtenidos de las curvas de polarización mostraron una disminución del potencial de corrosión con una velocidad de corrosión mayor respecto a la muestra del MS. Por otro lado, el comportamiento electroquímico de muestras tratadas térmicamente después de la soldadura ( $E_{corr} = -140$  mV,  $i_{corr} = 365$  nA) presentaron mejor resistencia a la corrosión a diferencia de las muestras soldadas ( $E_{corr} = -206$  mV,  $i_{corr} = 570$  nA), lo cual puede deberse a la presencia de fases secundarias en el MS (ver Tabla 2.5).

**Tabla 2.5** Valores de la densidad de corriente de corrosión, potencial de corrosión y velocidad de corrosión en una solución salina a 37 °C [73].

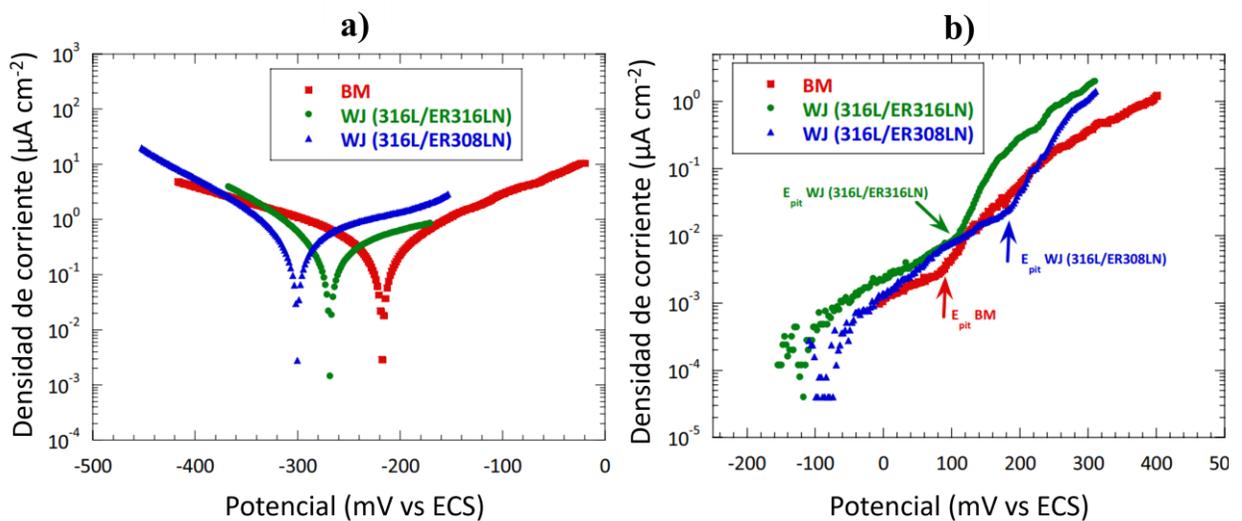
Material	$E_{\text{corr}}$ (mV)	$I_{\text{corr}}$ (nA/cm <sup>2</sup> )		Velocidad de corrosión
		Tafel	Lineal	
MB	-174 ± 20	265 (16)	194 (16)	0.111
MS	-157 ± 20	136 (17)	116 (3)	0.057
Condición de soldada	-206 ± 15	570 (15)	414 (24)	0.240
Soldada y tratada térmicamente	-140 ± 20	365 (41)	296 (14)	0.153

Lyczkowska y col. [75] estudiaron la resistencia a la corrosión por picadura en una unión soldada IN600 e IN625 soldada por el proceso de soldadura láser. Los resultados mostrados de estos materiales mostraron una tendencia a pasivarse en una solución 3.5 % NaCl, el potencial de corrosión no es un reflejo de la cinética de los materiales a ser más resistentes. Un incremento en la densidad de corrosión de la soldadura disminuye la resistencia a la corrosión en comparación a la del MB ( ver Figura 2.36). Por lo que, la mayor resistencia a la corrosión por picadura de los MB es atribuida a la microestructura equiaxial.



**Figura 2.36.** Curvas potenciodinámicas del MB y soldadura de aleaciones en 3.5 % NaCl: a) IN 600, y b) IN 625 [75].

Sriba y col. [76] evaluaron el efecto de la composición química del MA ER316LN y ER308LN en la resistencia a la corrosión de una unión soldada de acero AISI 316L realizado por el proceso GTAW. Los resultados de las pruebas electroquímicas concluyen que la unión soldada con 316/ER308LN exhibe mejor resistencia a la corrosión por picadura que la unión soldada combinada con 316/ER316LN, lo cual señala que valores grandes de la densidad de corriente de corrosión del MB comparados con los de uniones soldadas puede resultar en una activa disolución de algunas heterogeneidades como inclusiones y en cierta medida acelerar el fenómeno de corrosión, como se puede observar en las gráficas de la Figura 2.37.



**Figura 2.37** a) curvas de polarización, b) polarización anódica del MB y soldaduras [76].

## CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

En esta sección se describe de manera detallada toda la parte experimental realizada en este proyecto de investigación.

### 3.1 Materiales

Se utilizaron placas de acero API 5L X-52 como material base y de respaldo con dimensiones de 200×100×15.36 mm<sup>3</sup>, donde dicho material fue recibido en condición de recocido. Se realizó un análisis de composición química tanto en el metal base (API 5L X-52) como en los electrodos depositados por medio de espectroscopia de emisión óptica en un equipo marca Bruker Modelo Q4 Tasman. Los electrodos de aporte seleccionados fueron AWS ER316L-Si, AWS ER Ni-1, AWS ERNiCrMo-3 y AWS ER70S-6 de 1.2 mm de diámetro. La composición química de estos materiales se presenta en la Tabla 3.1.

**Tabla 3.1** Composición química del metal base y electrodos utilizados (% en peso).

Material	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	P	S	Nb	Ti	V	Fe	W	ThO <sub>2</sub>
API 5L X-52	0.16 2	1.44 0	-	-	0.00 5	0.19 0	0.01 5	0.00 5	0.10	.005 0	0.00 5	Bal.	-	-
ER 316L-Si	0.03	1.9	18.5	12	2.70	.80	0.03	0.03	-	-	-	Bal.	-	-
ERNi-1	0.01	0.4	-	Bal	-	0.11	-	-	-	2.5	-	0.1	-	-
ERNiCrMo-3	0.01	0.1	22	bal	8.7	0.15	0.01	0.01	3.6	-	-	1	-	-
ER70S-6	0.16	1.2	-	0.15	0.15	0.85	0.02	0.03	-	-	0.03	Bal.	-	-
EWTh-2-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	97.3	2.2

### 3.2 Caracterización microestructural y mecánica del acero API 5L X-52

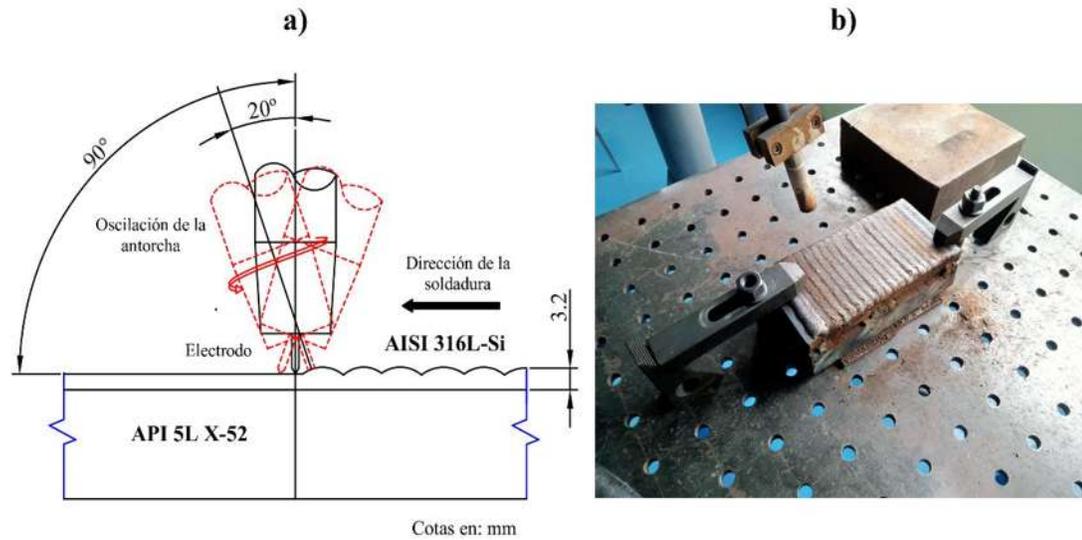
Se cortaron y maquinaron 2 probetas de dimensiones: 20×15×15mm<sup>3</sup> para su preparación metalográfica convencional y evaluación microestructural del MB API 5L X-52. Se comenzó con el desbaste con lijas de SiC de diferentes granulometrías de grado 80 a 3000, seguido de un pulido con pasta diamante de 9, 3 y 1 μm hasta lograr un acabado espejo. Una vez terminado el proceso

de pulido, las muestras se lavaron en una tina ultrasónica con acetona y fueron secadas para realizar el ataque químico.

Para revelar la microestructura del MB se llevó a cabo un ataque químico utilizando el reactivo Nital al 2% mediante la técnica de inmersión. En la Tabla 3.5 se muestran los detalles de las soluciones que se utilizaron, modo de ataque y tiempos de inmersión para revelar la microestructura del material analizado, así como en otras aleaciones. Por otro lado, a través de técnicas de caracterización como microscopía óptica (MO) utilizando un equipo Carl Zeiss Axio y microscopía electrónica de barrido (MEB) en un equipo JEOL JSM-7600F se observó la microestructura y fases presentes. Además, se prepararon probetas para realizar ensayos de tensión, impacto y microdureza, las medidas y normas bajo las cuales se trabajó son descritas en las secciones correspondientes.

### **3.3 Aplicación del revestimiento AISI 316L-Si sobre el acero API 5L X-52**

Se utilizaron placas de acero API 5L X-52 mencionadas en la sección 3.1 sobre las que se aplicó un revestimiento de soldadura con un electrodo AWS ER 316L-Si de diámetro de 1.2 mm sobre una de las caras, mediante el proceso de soldadura GMAW semi-automático con modo de transferencia continuo y un gas de protección cuya composición fue 98 % Ar + 2% O<sub>2</sub>. Para homogenizar el espesor de 3 mm del revestimiento del electrodo AWS 316L-Si sobre las placas del MB fue a través de la oscilación del arco eléctrico. La distancia de recorrido de la antorcha transversal en la junta fue de 8 mm con una velocidad de oscilación de 15 mm/s y un ángulo de inclinación de 20°, como se ilustra en la Figura 3.1. Finalmente, la separación entre la boquilla y metal base fue de 14 mm.



**Figura 3.1** Revestimiento sobre placas de MB acero API 5L X-52. a) configuración de la antorcha, y b) vista isométrica de las placas revestidas.

### 3.4 Metodología Taguchi aplicada al proceso de soldadura

Para llevar a cabo la realización y optimización de los parámetros de soldadura en la unión de placas de acero bimetálico (API 5L X-52/AISI 316L-Si), se empleó un diseño experimental factorial  $3^3$  en el cual se establecieron 3 factores (variables de entrada) con 3 niveles distintos que representa un arreglo ortogonal  $L_9$  basado en la metodología Taguchi. Los factores a manipular fueron: el espesor del enmantequillado de níquel, velocidad de avance y velocidad de alimentación de electrodo. Para cada factor se seleccionó un nivel 2 que representa el punto de partida de cada factor. Mientras que, un nivel superior 3 (+1) e inferior 1 (-1), define el rango para manipular las variables, logrando un balance homogéneo en ambos lados, como se muestra en la Tabla 3.2.

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

Factores	Notación	Unidades	Nivel		
			1	2	3
Espesor de níquel	$H_p$	mm	2	3	4
Velocidad de avance	$W_s$	mm/s	3	4.5	6
Alimentación de electrodo	$WFS$	mm/s	76.2	84.2	92.2

A partir de los factores establecidos como variables a manipular se generó el arreglo ortogonal  $L_9$ , el cual se muestra en la Tabla 3.3 con ayuda del software estadístico Minitab™, obteniendo un total de 9 experimentos que representan a un modelo experimental total de 27 experimentos. Esto genera un matriz de experimentos que interaccionan entre sí para determinar los valores óptimos de la unión por soldadura.

**Tabla 3.3** Arreglo experimental  $L_9$ .

N° de junta	Espesor de Ni	Velocidad de avance	Alimentación del electrodo
	mm	mm/s	mm/s
1	2	3.0	76.20
2	2	4.5	84.20
3	2	6.0	92.2
4	3	3.0	84.20
5	3	4.5	92.2
6	3	6.0	76.20
7	4	3.0	92.2
8	4	4.5	76.20
9	4	6.0	84.20

### 3.4.1 Relación señal/ruido (S/N)

En el análisis de datos experimentales, la función de pérdida es definida para calcular la desviación entre el valor experimental y el valor deseado. La metodología Taguchi recomienda el uso de la función de pérdida para medir la desviación de la característica (criterio) de calidad del valor deseado. El valor de la función de pérdida se transforma en relación (criterio) señal-ruido (S/N) [77]. Para este trabajo, se eligió el criterio S/N “menor es mejor” para la microdureza como variable de respuesta, ya que, es más conveniente tener un valor promedio de microdureza por debajo de ~250 Vickers en el MS para obtener mejores propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión disminuyendo la presencia de problemas durante la soldadura de los aceros bimetálicos mencionados en la parte de revisión del estado de arte. La relación S/N para el criterio “menor es mejor” se calcula de acuerdo con la siguiente ecuación:

$$S/N = -10 \log \left[ \left( \frac{1}{n} \right) \left( \sum_{i=1}^n y_i^2 \right) \right] \quad \text{ecuación 7}$$

Donde:

$n$  es el número de experimentos y  $y_i$  es el valor de la variable de respuesta.

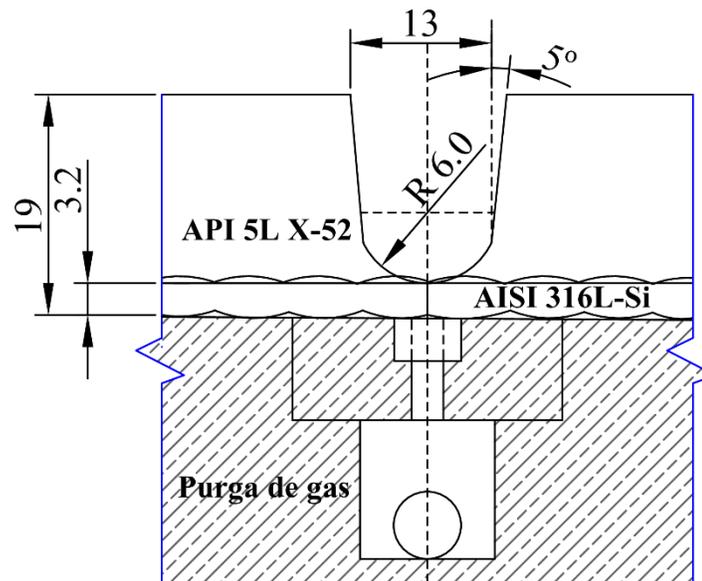
### 3.4.2 Análisis de la varianza (ANOVA)

Finalmente, se utilizó el análisis estadístico de la varianza (ANOVA, por sus siglas en inglés) para determinar el efecto relativo de cada parámetro de soldadura en las mediciones de microdureza como variable de respuesta de las uniones soldadas.

Con el empleo de técnicas estadísticas (S/N y ANOVA) en la metodología Taguchi realizadas en esta sección, se encontró la mejor condición óptima de los parámetros de soldadura, la cual fue reproducida en un triplicado. Posteriormente, se realizó y analizó las características microestructurales y mecánicas en la condición óptima de la unión soldada siguiendo la metodología experimental.

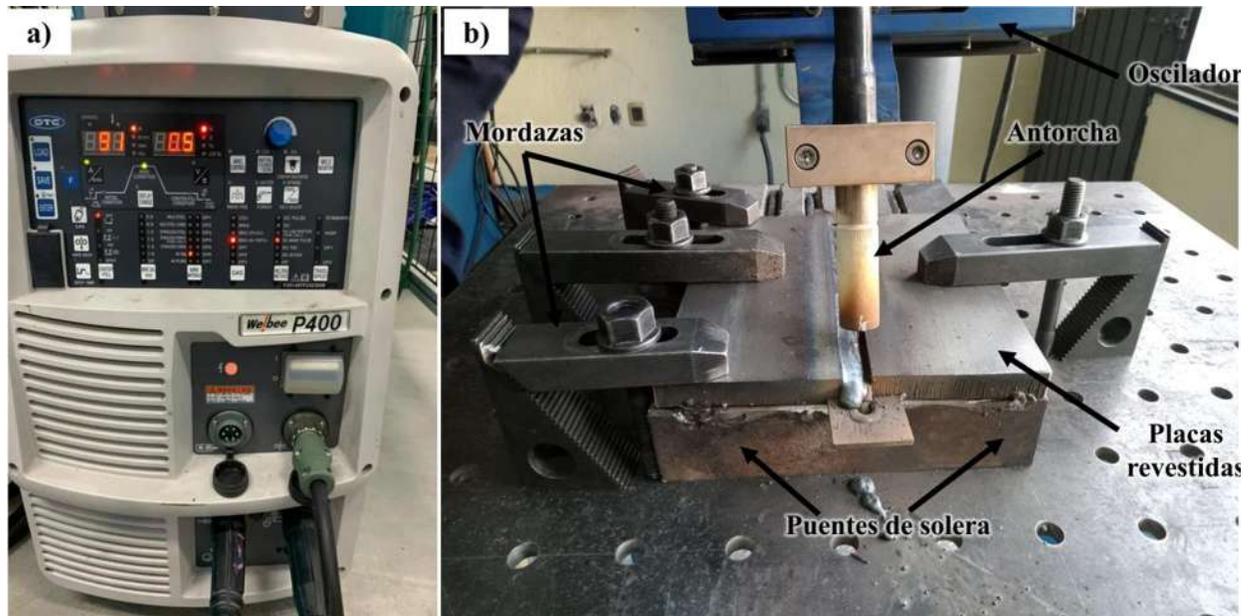
### 3.5 Proceso de soldadura del acero bimetálico (API 5L X-52/AISI 316L-Si)

Se realizó la unión de las placas bimetálicas mediante los procesos GTAW y GMAW de forma semiautomática en una y varias pasadas utilizando una máquina de arco pulsado programable INFRA ALPHA TIG 352 (GTAW-P) y Welbee marca OTC Daihen modelo P400 (GMAW-DC ) respectivamente. El tipo de junta a soldar que se utilizó fue a tope con un tipo de preparación en U sin separación y con purga de gas de respaldo, como se muestra a detalle en la Figura 3.2.



**Figura 3.2** Diseño de la junta para soldar la placa bimetálica (cotas en mm).

Las placas bimetálicas fueron limpiadas de forma mecánica con una carda de alambre de acero inoxidable y desengrasadas con acetona previo al proceso de soldadura. Cabe señalar, que las placas fueron sujetadas con mordazas y con puentes soldados en sus extremos, esto para contrarrestar la distorsión y disminuir la generación de esfuerzos residuales en dichas placas durante la soldadura. El arreglo experimental se presenta en la Figura 3.3.



**Figura 3.3** Proceso de soldadura en placas bimetálicas API 5L X-52/AISI 316L-Si. a) Vista frontal de la máquina de soldar Welbee Daihen P400, y b) configuración de la aplicación de la soldadura.

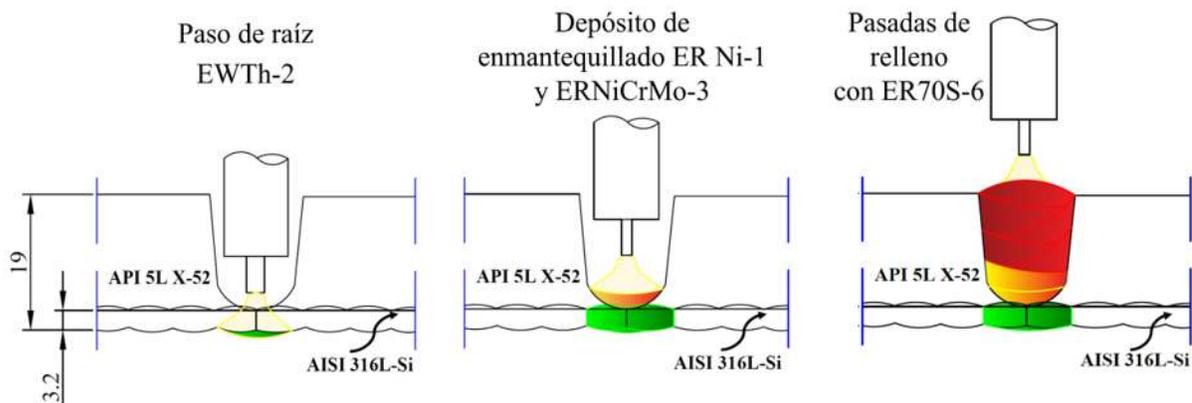
Las etapas de la soldadura del acero bimetalico fueron realizadas de la siguiente manera y como se ilustra en la Figura 3.4:

1.- Se realizó el paso de raíz con modo de transferencia pulsado mediante el proceso de soldadura GTAW-Pulsado, empleando un electrodo no consumible EWTh-2 con un diámetro de 3.2 mm, CD-EN (polaridad de electrodo negativa) y gas de protección 100 % Ar. Además, se utilizó un gas de respaldo, con la finalidad de facilitar y proteger la zona de la raíz de contaminación de óxidos y de la suciedad.

2.- Para el paso caliente, la capa de enmantecillado de la aleación base níquel fue depositada con los electrodos AWS ERNi-1 y AWS ERNiCrMo-3 de diámetro de 1.2 mm, modo de transferencia pulsada y gas de protección de gas 100% Ar con el proceso de soldadura GMAW-DC-WP. Para establecer los parámetros de soldadura con este modo de transferencia se tomó como referencia la curva sinérgica del acero inoxidable austenítico. En máquinas GMAW con modo sinérgico, las variables de pulso se ajustan automáticamente en función de la velocidad de alimentación del alambre requerido para una geometría de la unión determinada. Las curvas sinérgicas se consideran

como el ajuste instantáneo de parámetros de soldadura como frecuencia y ancho de pulso en función del voltaje o corriente detectado al establecerse el arco eléctrico debido al control electrónico interno del equipo[78]. En esta etapa se hicieron nueve soldaduras de acuerdo al arreglo experimental L<sub>9</sub> donde la capa de enmantequillado fue con el AWS ERNi-1. Posteriormente se hizo una soldadura tomando los mismos parámetros óptimos obtenidos del análisis estadístico, pero empleando un electrodo AWS ERNiCrMo-3. Es importante señalar, que se utilizó una boquilla de punta delgada con diámetro  $\phi 12.85$  mm que nos permitió al alambre llegar al fondo del paso de raíz.

3.- Las pasadas de relleno se hicieron con un electrodo consumible AWS ER70S-6 de diámetro de 1.2 mm y una mezcla de gas de protección de 75 % Ar + 25 % CO<sub>2</sub> con el proceso de soldadura GMAW. Cabe mencionar, que el electrodo AWS ER70S-6 es bien conocido por sus excelentes propiedades de soldadura, arco estable, eficiencia de alta depositación, bajo chisporroteo y compatible con el acero al carbono. La temperatura entre pasadas fue de 200 °C entre cada cordón y monitoreada con un termómetro digital de infrarrojo. La Tabla 3.4 muestra las variables de soldadura utilizadas en la soldadura de las placas de acero bimetálico.



**Figura 3.4** Etapas de la soldadura de placas bimetálicas realizadas con el proceso GTAW-P y GMAW-DC-WP.

**Tabla 3.4** Parámetros de soldadura utilizados en los procesos de soldadura GTAW-P y GMAW-DC-WP.

VARIABLES	Paso de raíz	Paso caliente	Pasadas de relleno
Electrodo (AWS)	EWTh-2	ERNi-1 ERNiCrMo-3	ER70S-6
Corriente pico ( $I_p$ )	145	64	127
Corriente de fondo ( $I_b$ )	73	15	-
Frecuencia de pulsos (Hz)	2	10	-
Voltaje (V)	18.3	135	23
Velocidad de avance (mm/s)	2.4	2.03	3
Velocidad de alimentación (mm/s)	-	112.18	76.2
Flujo de gas (L/min)	9.44	14.16	11.8
Flujo de respaldo de gas (L/min)	4.72	-	-

### 3.6 Caracterización microestructural de las uniones soldadas

Se cortaron 10 probetas en sentido transversal al cordón de soldadura de dimensiones:  $45 \times 12 \times 18.38 \text{ mm}^3$  para preparación metalográfica convencional en tres zonas : metal base (BM) , zona afectada térmicamente (ZAT) y metal de soldadura (cordón ). El procedimiento de desbaste y pulido es igual al mencionado en la parte de caracterización microestructural del metal base API 5L X-52. Se utilizaron las mismas técnicas de caracterización MO y MEB para analizar el tipo de microestructura, morfología y fases presentes en la unión soldada. Para revelar la microestructura de las uniones soldadas, la Tabla 3.5 muestra la información sobre el ataque químico en la superficie pulida de la muestra.

**Tabla 3.5** Reactivos utilizados para revelar la microestructura en distintos materiales.

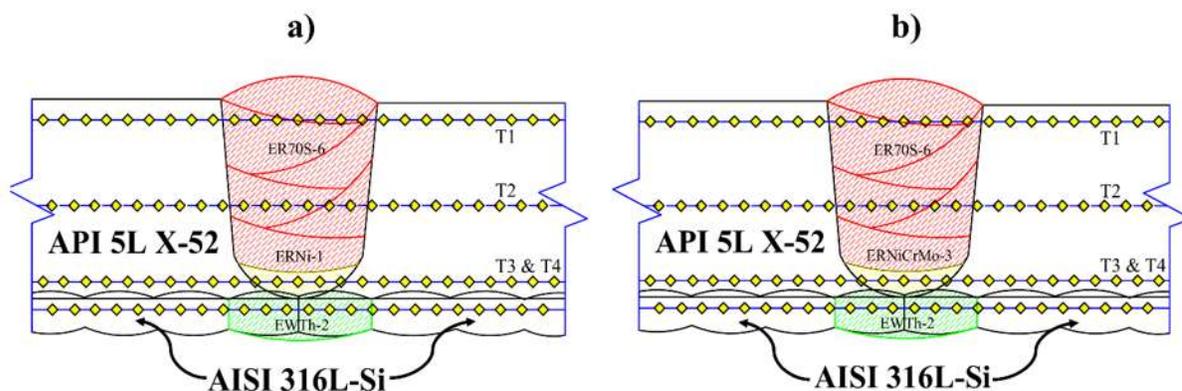
Solución	Tipo de ataque	Parámetros	Aleación revelada
----------	----------------	------------	-------------------

Nital 5%	Por inmersión	t=10 s	API 5L X-52 ER 70S-6
50 mL HNO <sub>3</sub> 50 mL CH <sub>3</sub> COOH	Por frotación	t=30 s	Mezcla Fe-Ni
20 mL H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub>			ER 316L-Si
10 mL H <sub>2</sub> O	Electroataque	12 V y t= 45 s	ER Ni-1 ER NiCrMo-3

### 3.7 Caracterización mecánica de las uniones soldadas

#### 3.7.1 Ensayo de microdureza

Los perfiles y mediciones de microdureza se realizaron usando un durómetro marca Mitutoyo modelo HM-220 de acuerdo a la especificación API CRA line pipe (línea de tubería) y las normas ASTM E384 y E92 [79-81] en las probetas de las soldaduras de placas bimetalicas. La separación entre cada indentación fue de 1 mm en el MB API 5L X-52 y en la zona del MS y ZAT de 500 µm con una carga de 100 g durante 10 s. Las mediciones de microdureza se realizaron en la sección transversal perpendicular a la dirección de la soldadura en cuatro perfiles de barrido de diferentes regiones de la unión soldada. Las cuales cubren la zona del MB, ZAT, revestimiento y MS, como se muestra en la Tabla 3.6 y Figura 3.5.



**Figura 3.5** Esquema de los barridos de microdureza de la soldadura de placas bimetalicas API 5L X-52/AISI 316L-Si: a) SB-1 y SB-9, y b) SB-Mo3.

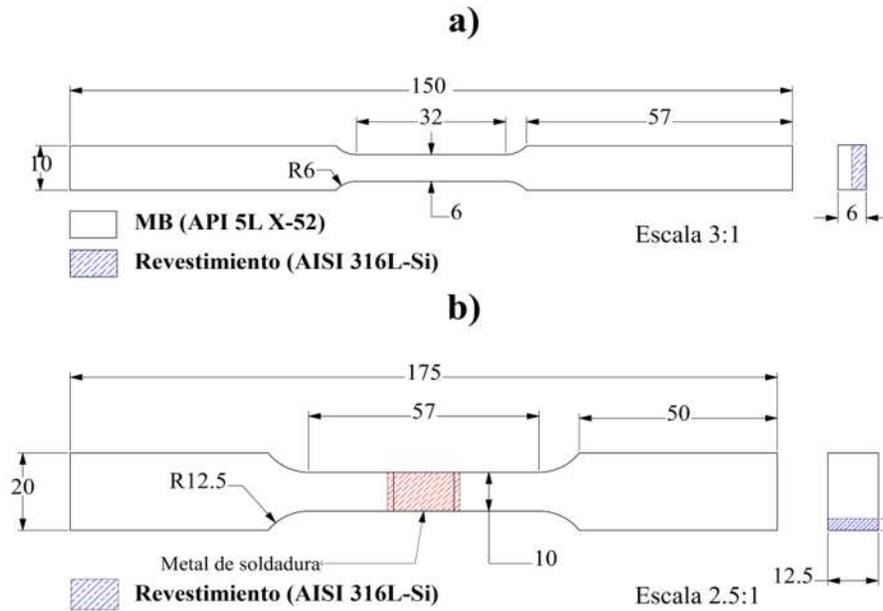
**Tabla 3.6** Distribución de los perfiles de microdureza en la soldadura de placas de acero bimetálico.

Nivel Transversal	Descripción
T1	Indentación a 1.5 mm respecto de la superficie exterior
T2	Indentación a la mitad del espesor del acero API 5L X-52
T3 y T4	Indentación a 1 mm respecto a la línea central entre la zona de raíz y revestimiento

Es importante mencionar que en esta parte del procedimiento experimental correspondiente al comportamiento mecánico y electroquímico fueron elegidas las soldaduras de placas bimetálicas SB1, SB9 y SBMo3 con base a un estudio microestructural y estadístico realizado por la metodología Taguchi, el cual es descrito en la sección de análisis y resultados. Este estudio mencionado no afectó muestras de MB y revestimiento.

### ***3.7.2 Ensayo de tensión***

Se llevaron a cabo ensayos de tensión uniaxial en probetas de MB, revestimiento y soldaduras de placas bimetálicas, de acuerdo a la norma ASTM E8M [82]. Los ensayos de tensión se realizaron en una máquina servo-hidráulica marca MTS DE 100kN modelo Landmark utilizando una velocidad de deformación de  $1 \text{ mm} \times \text{min}^{-1}$ . La deformación axial se midió con un extensómetro MTS modelo 634.31F-26 con una longitud calibrada de 20 mm. El diseño y dimensiones para las probetas de MB y revestimiento fue a una geometría rectangular de tamaño reducido y para las soldaduras de placas bimetálicas (SPB) se consideró la misma geometría, pero con un tamaño estándar. Esto con la finalidad de observar el comportamiento mecánico de la mezcla de MA, MB y revestimiento en la región de las pasadas de soldadura. Se maquinaron 2 probetas por condición de acuerdo a las dimensiones indicadas en la Figura 3.6, dando un total de 10 probetas de tensión.

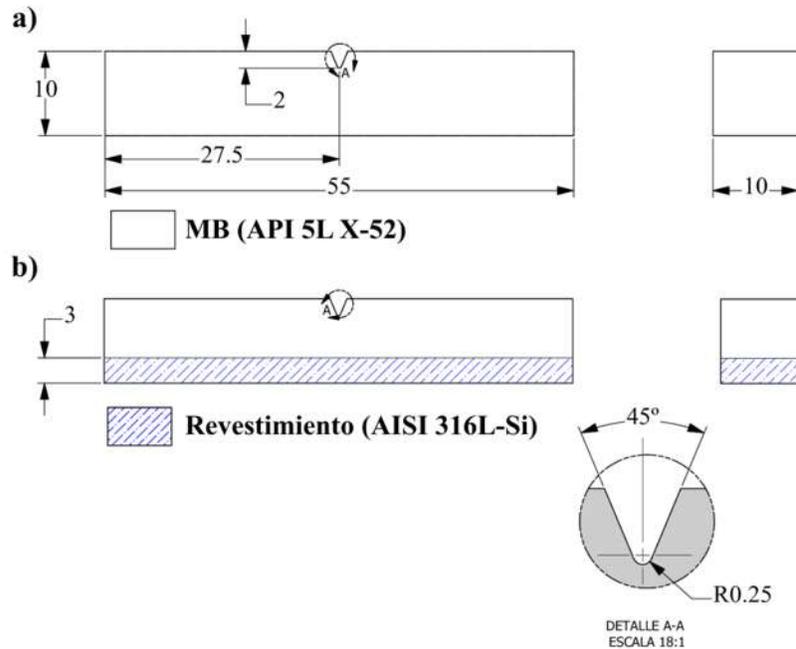


**Figura 3.6** Diseño de probeta de tensión: a) MB y revestimiento, b) SB1, SB9 y SBMo3 (cotas en mm).

### 3.7.3 Ensayo de impacto Charpy V con péndulo instrumentado

Se maquinaron 2 probetas por cada condición obteniendo un total de 18 probetas para el ensayo de impacto Charpy V (CVN por sus siglas en inglés) cuya geometría fue de acuerdo a la norma ASTM E23-16b [83] ( ver Tabla 3.7 y Figura 3.7 ). Las probetas fueron obtenidas de la sección transversal a la dirección de la unión soldada, revestimiento y del MB. Las muescas de las probetas MB se hicieron tanto en sentido longitudinal como transversal al sentido de laminación, la muesca para el revestimiento fue del lado del MB y otra en la cara del revestimiento y para las probetas de soldaduras de placas bimetálicas (SPB) fue en el MS y ZAT. Las pruebas de impacto Charpy V fueron realizadas a temperatura ambiente utilizando un péndulo instrumentado con una capacidad de 258 J y velocidad de impacto de  $5.25 \text{ m s}^{-1}$ .

Los datos fueron obtenidos por medio de una tarjeta de adquisición de datos acoplada a una computadora, la frecuencia de adquisición fue de 50000 muestras por segundo, los datos fueron procesados de acuerdo a la norma ASTM E2298-18 [84] para ensayos de impacto con péndulos instrumentados.



**Figura 3.7** Diseño de probeta de impacto Charpy V: a) Probeta de MB API 5L X-52, y b) Probeta de revestimiento (AISI 316L-Si) y soldadura de placas bimetálicas. ( cotas en mm).

**Tabla 3.7** Probetas de impacto Charpy.

Nº Probeta	Condición	Ubicación de la muesca
2	MB API 5L X-52	Longitudinal y transversal
2	Revestimiento	MB API 5L X-52
2	Revestimiento	Revestimiento
2	SB1	ZAT
2	SB1	MS
2	SB9	ZAT
2	SB9	MS
2	SBMo3	ZAT
2	SBMo3	MS

### **3.8 Análisis de fractografías**

Como parte complementaria de los ensayos mecánicos las muestras fueron analizadas mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) en las superficies de las fracturas, las cuales se cortaron y limpiaron teniendo el debido cuidado de no contaminar ni dañar dicha superficie.

### **3.9 Caracterización electroquímica de las uniones soldadas**

#### ***3.9.1 Preparación de las muestras***

Se cortaron y maquinaron muestras del metal base (MB API 5L X-52) y del revestimiento (AISI 316L-Si) así como de las soldaduras de placas bimetálicas (SB1, SB9 y SBMo3) para llevar a cabo el estudio del comportamiento electroquímico de las muestras en agua de mar natural. Las dimensiones del revestimiento fueron de  $13 \times 13 \times 15 \text{ mm}^3$  y de las soldaduras de placas bimetálicas de  $18.38 \times 26.5 \times 10 \text{ mm}^3$ . Posteriormente, se realizó un desbaste con lijas de SiC cuyas granulometrías fueron a partir de grado 120 hasta 1500. La superficie de la muestra a analizar se limpió antes y después de cada prueba con acetona. Mediante MO, se observó la presencia de productos de corrosión, así como de picaduras en la superficie analizada en las diferentes muestras después de estar en contacto (inmersas) en agua de mar natural a temperatura ambiente ( $23 \text{ }^\circ\text{C}$ ).

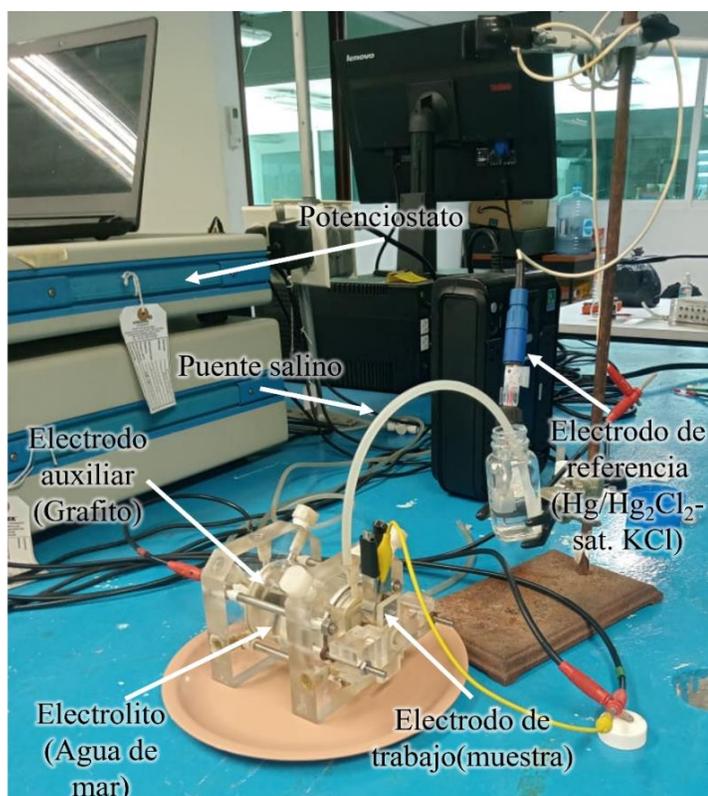
#### ***3.9.2 Polarización potenciodinámica en agua de mar natural***

Para evaluar el comportamiento electroquímico y determinar la resistencia a la corrosión de las soldaduras y MB, así como, la susceptibilidad a la corrosión por picadura del revestimiento con AISI 316L-Si, se utilizó la técnica electroquímica de polarización potenciodinámica.

Las pruebas de polarización potenciodinámica en agua de mar se realizaron en una celda electroquímica convencional de tres electrodos utilizando una interfase electroquímica SOLARTRON modelo S1 1287 y un analizador de respuesta en frecuencia SOLARTRON modelo 1280C (ver Figura 3.8) a una temperatura de  $23^\circ\text{C}$ , pH de 8.42 y una conductividad iónica de 5.4 mS/m. El valor del potencial de circuito abierto (PCA) se estableció después de un periodo de inmersión en el electrolito de 30 minutos, posteriormente se aplicó un sobrepotencial catódico de -300 mV vs. PCA y sobrepotencial anódico de 1000 mV vs. PCA para la región del acero inoxidable (AISI 316L-Si), mientras que para el acero API 5L X-52 y las diferentes regiones de las soldaduras de placas bimetálicas se aplicó un sobrepotencial catódico de -300 mV vs. PCA y un

sobrepotencial anódico de 500 mV vs. PCA , en ambos escenarios la velocidad de barrido fue a 20 mV/min.

La configuración de la celda electroquímica consistió de un electrodo de referencia de Calomel saturado (KCl saturado), electrodo auxiliar de grafito, electrodo de trabajo (muestras) y puente salino (ver Figura 3.8). El pH de agua de mar de la costa de Campeche fue obtenido a través de un medidor de pH HANNA modelo H1 2221 antes de cada prueba. El agua de mar se recolectó a una distancia de ~950 metros mar adentro del golfo de México en la Terminal San Francisco perteneciente a la Administración Portuaria Integral (API) del estado de Campeche cada 7 días procurando obtenerla en el mismo sitio. Para cada prueba, se realizó un triplicado por cada condición (muestra) esto para tener resultados confiables y asegurar la reproducibilidad.

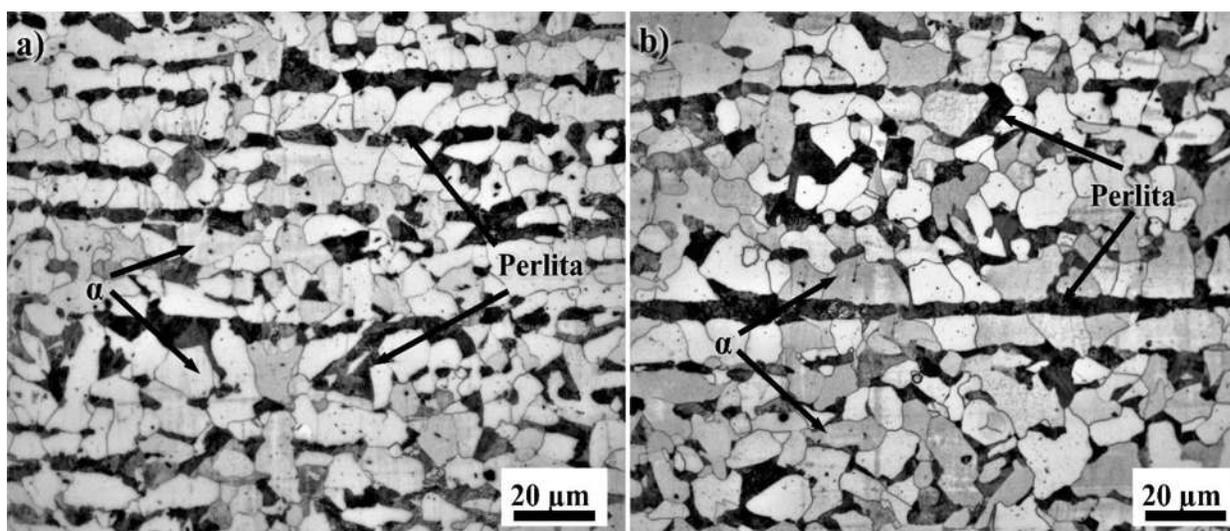


**Figura 3.8** Configuración de la celda electroquímica para pruebas potenciodinámicas.

## CAPÍTULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

### 4.1 Caracterización microestructural del MB del acero API 5L X-52

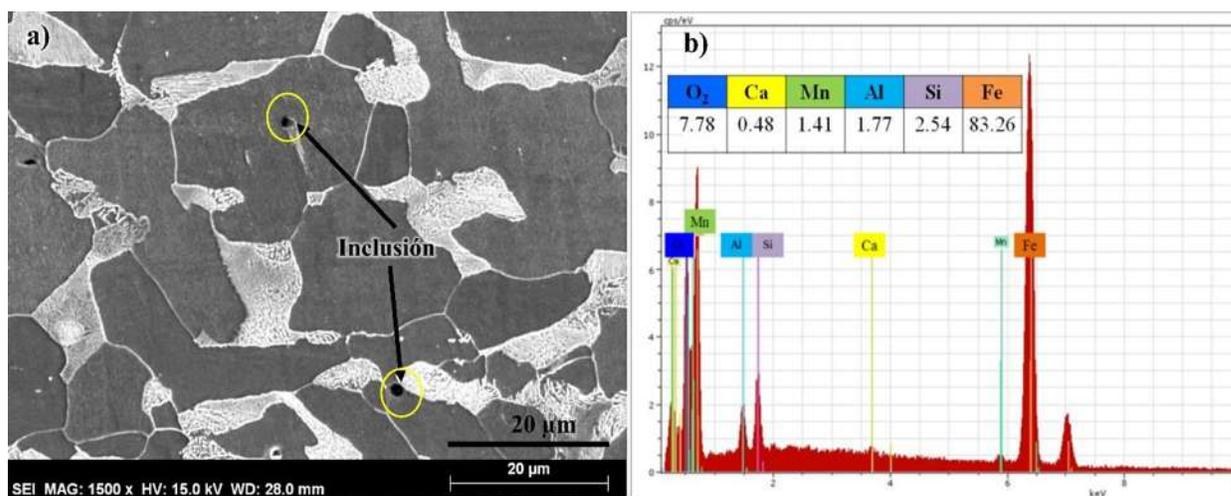
En la Figura 4.1, se puede observar la microestructura típica que presenta el acero API 5L X-52 que consiste en granos equiaxiales de ferrita y perlita laminar con un tamaño de grano de  $\sim 13.75 \pm 5 \mu\text{m}$  en ambas direcciones longitudinal y transversal. Es evidente observar bandas estrechas de perlita que siguen una trayectoria lineal y paralela al sentido de laminación del material, por lo que las presentes características en la microestructura del acero API 5L X-52 coinciden con lo reportado por diversos autores [85, 86]. Así mismo, la fracción de porcentaje de fases consta de aproximadamente 79.41 % de ferrita y 20.58% de perlita, tal como se aprecia en la Figura 4.1b).



**Figura 4.1** Micrográficas obtenidas por microscopía óptica (MO) del MB API 5L X-52. a) sentido longitudinal, b) sentido transversal a la laminación.

Mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) a través de un análisis químico puntual (AQP) se detectó la presencia de inclusiones ricas en Fe, Mn, Si, Al y Ca (ver Figura 4.2b) con una forma inicialmente esférica debido a la adición de Ca y a la influencia de elementos de aleación como Nb, Ti, V que contribuyen a la formación de estas inclusiones durante el proceso de fabricación, sin embargo, estas inclusiones sufren una deformación durante este proceso permitiendo obtener una geometría elipsoidal final, tal como lo muestra la Figura 4.2 a). Dichos elementos de aleación pueden formar inclusiones del tipo I, II y III de MnS e inclusiones globulares o del tipo Fe-Mn-S,

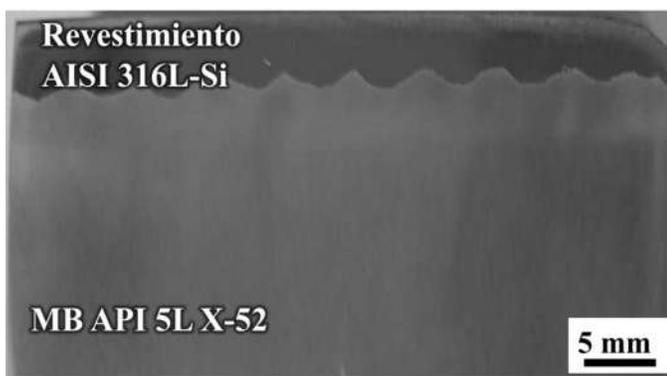
las cuales dependen de ciertos factores como: temperatura, composición química, tamaño y morfología durante el proceso de laminado en caliente de acuerdo con los resultados experimentales de ciertos autores [87-89]. Las inclusiones alargadas juegan un papel perjudicial en las propiedades del material como la resistencia al agrietamiento inducido por hidrógeno.



**Figura 4.2** Micrografía obtenidas por MEB del MB API 5L X-52: a) presencia de inclusiones y b) espectro de análisis químico de las inclusiones (% atómico).

#### 4.2 Caracterización macro y microestructural de la interfase de revestimiento (API 5L X-52/AISI 316LSi)

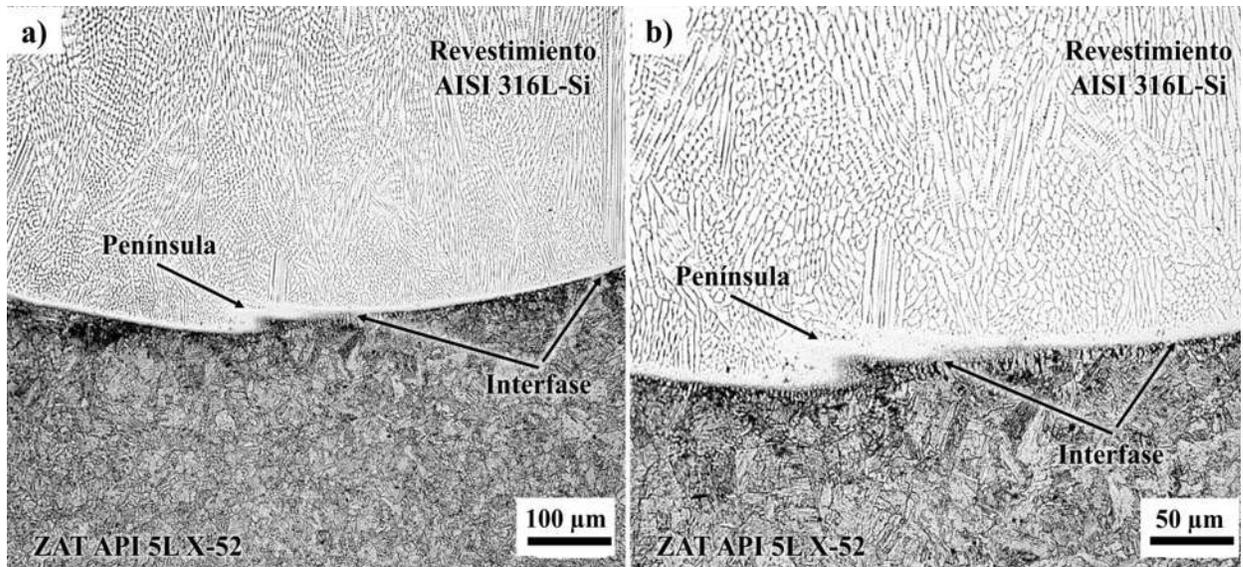
La Figura 4.3, muestra una vista transversal de la macrografía del revestimiento donde es posible observar una interfase ondulada, buen traslape entre cada cordón, buena penetración, fusión del MA (ER316L-Si) y geometría del cordón. La forma ondulada en la interfase es atribuida a la velocidad de oscilación y ángulo de la antorcha de las pasadas del MA (ER316L-Si) sin la presencia de defectos. Para la ZAT del API 5L X-52, se puede observar una banda de color gris claro cerca de la interfase, dentro de la cual se encontraron subzonas con diferentes morfologías y tamaño de grano que corresponden a la matriz del MB las cuales se formaron por el efecto del aporte térmico y ciclos térmicos de soldaduras alcanzados durante cada pasada con el MA (316L-Si), más adelante serán analizadas a mayor detalle.



**Figura 4.3** Macrografía del revestimiento (API 5L X-52/ER316L-Si) realizado por el proceso de soldadura GMAW.

La Figura 4.4 muestra la microestructura obtenida por MO que presenta el revestimiento de acero AISI 316L-Si, el cual consiste en bandas de ferrita dentro de una matriz austenítica. La microestructura de la ZAT del acero API 5L X-52 se caracteriza por presentar dos subzonas denominadas: zona de crecimiento de grano (ZCG) y zona de refinamiento de grano (ZRG) con una microestructura con diferentes morfologías la ferrita como: ferrita acicular, ferrita Widmanstätten, ferrita proeutectoide, bainita inferior y superior, la formación de estas diferentes formas de ferrita y tamaño de grano están relacionadas con las altas velocidades de enfriamiento y aporte térmico, de acuerdo a lo reportado por algunos autores [37, 86, 90-92].

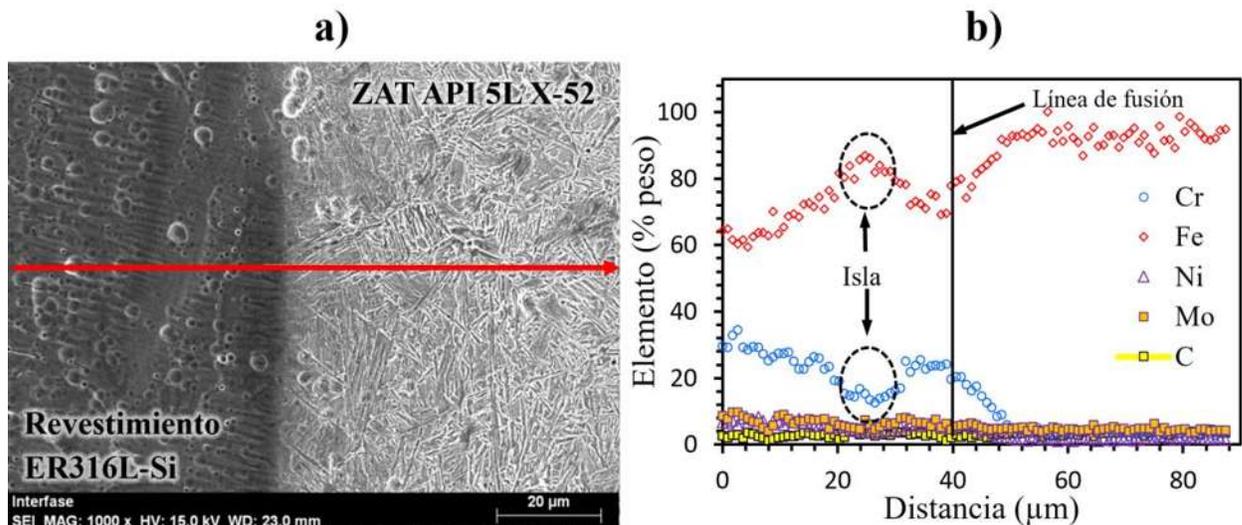
Se sabe que al unir materiales disímiles por algún proceso de soldadura por fusión es muy probable segregación de elementos de aleación. En el material utilizado en la investigación, se detectó la presencia de segregaciones en el interior del revestimiento AISI 316L-Si cerca de la línea de fusión (LF) conocidas como islas. Este tipo de segregaciones en el metal fundido (MF) son causadas por la diferencia de temperatura de líquidus del metal base ( $T_{L-MB}$ ) y la temperatura líquidus del metal de aporte ( $T_{L-MA}$ ), cuando  $T_{L-MB} > T_{L-MA}$  se formará una segregación conocida como isla y/o península, y si la  $T_{L-MB} < T_{L-MA}$  se formarán playas, algo muy característico en las soldaduras disímiles [93-96]. De igual manera, no se alcanzó a visualizar sobre la interfase, pero es común detectar la formación de límite tipo I y II, por el efecto del nivel de aporte térmico que promueve la mezcla difusional de elementos de aleación e impurezas e influye en el porcentaje de dilución, de acuerdo a lo reportado por Lázaro y col [97].



**Figura 4.4** Microestructura de la interfase entre revestimiento AISI 316L-Si/ ZAT API 5L X-52 obtenida por microscopía óptica a diferentes magnificaciones: a) 10X ,y b) 20X.

Por otro lado, mediante MEB a través de un barrido químico lineal (BQL) realizado desde la región del revestimiento (AISI 316L-Si) hasta la región de la ZAT API 5L X-52 como se indica con una flecha de color rojo en la micrografía de la Figura 4.5, se puede observar un cambio en el contenido de la composición química de algunos elementos de aleación en la zona de transición que pasa por cuatro regiones como: revestimiento (AISI 316L-Si), isla, LF y ZAT API 5L X-52. El contenido de Cr, Ni y Mo disminuyen gradualmente en comparación con el contenido de Fe, el cual aumenta desde la zona del revestimiento (AISI 316L-Si) hacia la ZAT API 5L X-52. Sin embargo, se observa un ligero pico en el contenido de Fe y una disminución del Cr justo en la región de la formación de la isla, lo cual indica que en esta región la composición química corresponde a la ZAT del acero API 5L X-52. Ambos elementos de aleación Fe y Cr muestran una tendencia inversa en cuanto a su composición química en la LF a diferencia de la región de la isla, indicando que posiblemente se formaron carburos y/o regiones de martensita. Para la región de la ZAT API 5L X-52 se pueden observar variaciones insignificantes de la composición química del Fe que pueden atribuirse a las transformaciones de la ferrita. Por otro lado, se observó una pequeña variación del contenido de carbono (C) desde el revestimiento (AISI 316L-Si) hasta la ZAT API 5L X-52 mostrando un contenido de 1.74 % en el revestimiento (AISI 316L-Si), 1.85 % en la isla, 2% en la LF y 2.2 % en la ZAT del acero API 5L X-52 de acuerdo a los resultados de AQP, lo cual sugiere que existe un ligera transferencia de masa de carbono del ZAT API 5L X-52 hacia el MS AISI

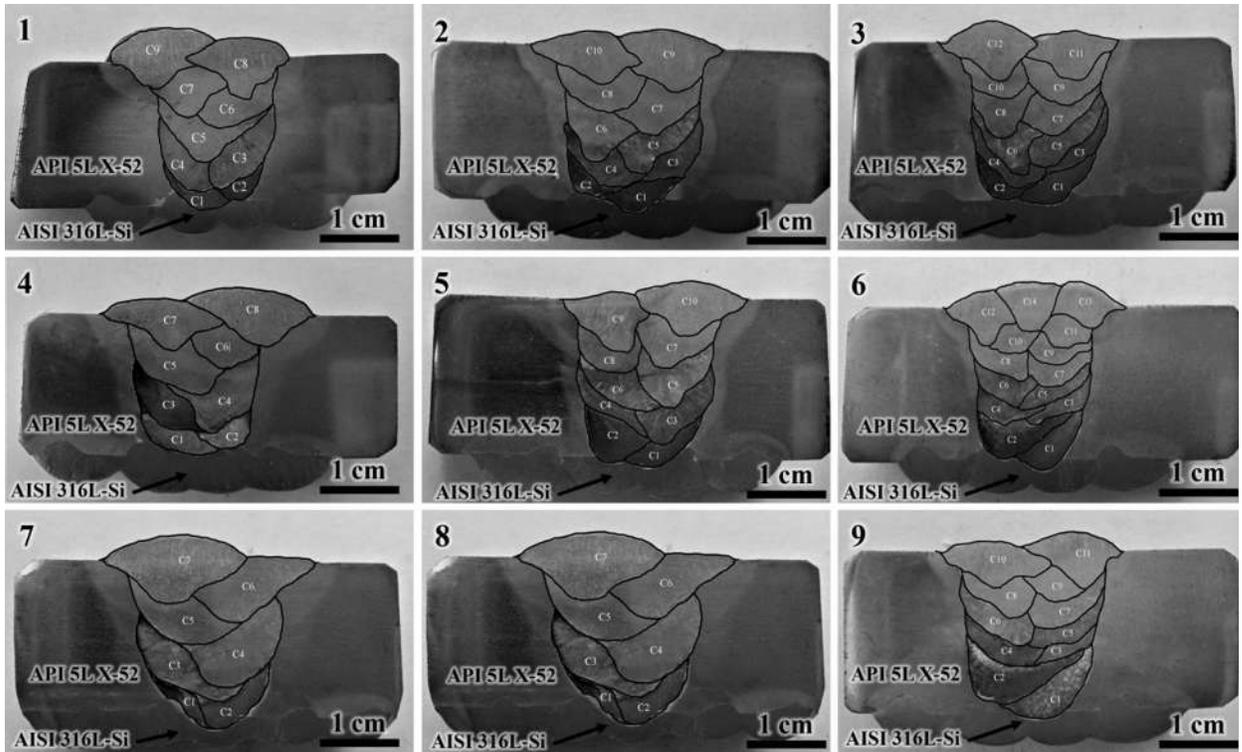
316L-Si, esto es atribuido al porcentaje de dilución y velocidad de enfriamiento, resultados experimentales similares fueron reportados por Tao y col [98]. Nambu y col [99] demostraron que la aplicación de una capa de níquel de aproximadamente 30-35  $\mu\text{m}$  entre el revestimiento y MB API 5L X-52 reduce principalmente la difusión del carbono, así como de otros elementos químicos por su baja solubilidad entre ambos materiales.



**Figura 4.5** Barrido lineal de elementos químicos en la interfase del revestimiento AISI 316L-Si y ZAT API 5L X-52.

### 4.3 Caracterización macro y microestructural de la soldadura bimetalica API 5L X-52/AISI 316L-Si

La Figura 4.6 muestra los perfiles macroestructurales de la sección transversal de las nueve soldaduras realizadas de acuerdo con el arreglo experimental L<sub>9</sub> basado en la metodología Taguchi. Las soldaduras presentaron una apariencia sana en la sección transversal, buena fusión lateral y penetración completa, refuerzo adecuado en la parte superior e inferior de la junta sin la presencia de discontinuidades como: fisuración, socavados, inclusiones y/o poros. El pie de la soldadura no presenta socavados ni agrietamiento longitudinal ni transversal en todos los casos indicando que las variables utilizadas durante el proceso de soldeo no inducen este tipo de defectos superficiales y volumétricos. También se puede apreciar la delimitación de la geometría de cada pasada de soldadura y su respectiva nomenclatura designada con la letra “C” correspondiente al cordón.



**Figura 4.6** Soldaduras bimetálicas experimentales API 5L X-52/AISI 316L-Si de acuerdo con el arreglo ortogonal L9.

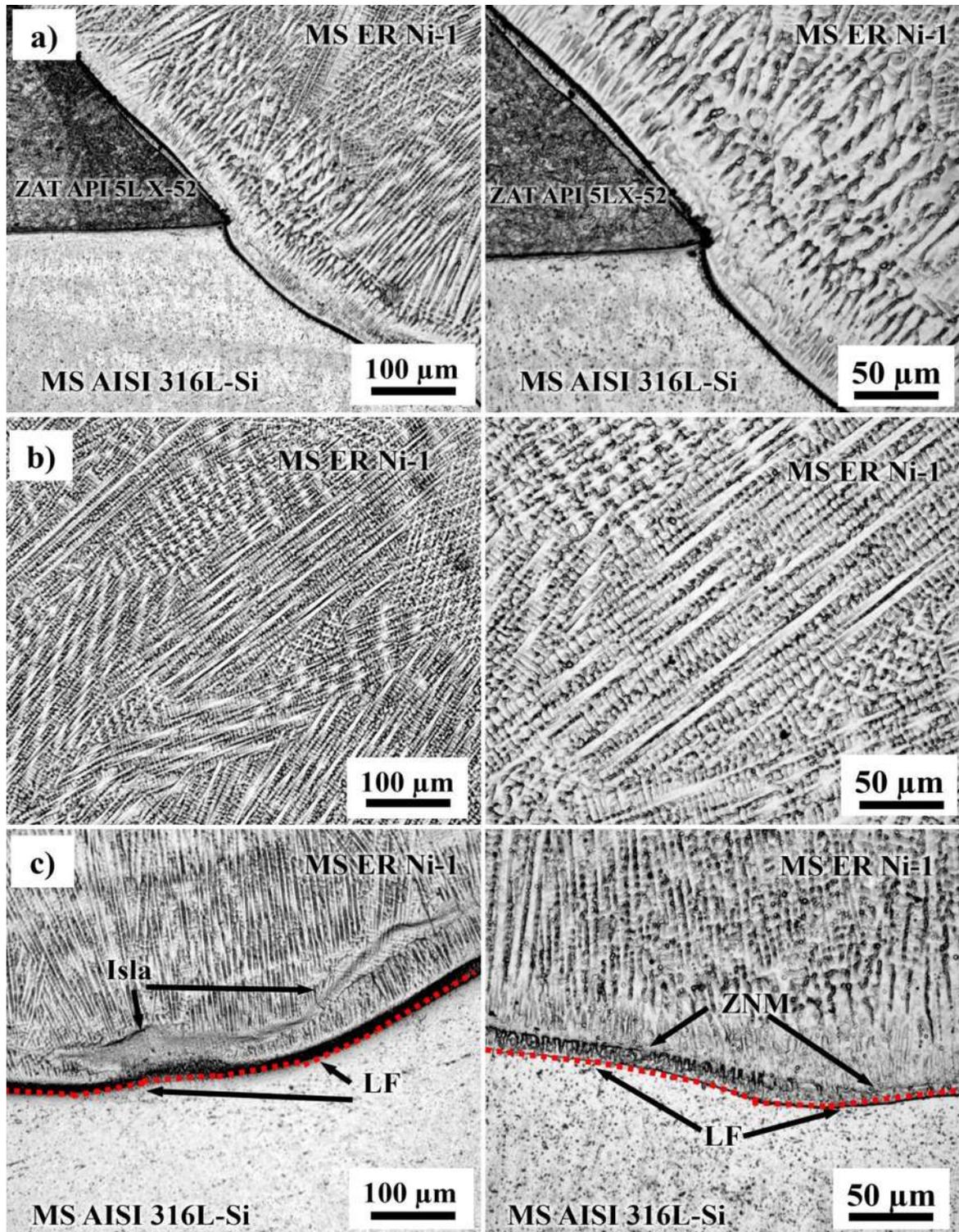
#### **4.3.1 Caracterización microestructural en el punto triple (ZAT API 5L X-52/MS AISI 316L-Si/MS ERNi-1) de la soldadura bimetálica**

Una de las regiones críticas en la unión de los materiales bimetálicos es la zona donde convergen el revestimiento, enmantequillado y el MB API 5L X-52 siendo esta una región llamada punto triple. En la Figura 4.7 a), se puede apreciar la microestructura del punto triple obtenida por MO, la cual coincide con la misma microestructura mostrada en la región del revestimiento y en la ZAT API 5L X-52 mostrada en la sección de resultados microestructurales de la interfase del revestimiento. Sin embargo, se puede apreciar pequeñas bandas de recrystalización de grano a lo largo de la interfase tanto del lado de AISI 316L-Si como del ERNi-1, las cuales presentan una variación en la morfología, tamaño, y orientación del grano causadas por la transferencia de calor generado en las pasadas de soldadura. Mientras tanto, en la región del MS ERNi-1 presenta una microestructura de una matriz austenítica con una morfología columnar-dendrítica, es decir, un crecimiento dendrítico con granos alargados orientados y alineados a una trayectoria en línea recta en la dirección de la fuente de calor, que pueden deberse al gradiente de composición química,

gradiente térmico, velocidad de enfriamiento, modo y oscilación de la transferencia de metal de aporte, los cuales también contribuyen de igual forma en la formación de dendritas equiaxiales, tal como se muestra en la Figura 4.7 b) a una magnificación de 10X y 20 X, respectivamente. Por otro lado, se detectó la presencia de heterogeneidades (segregación) en el MS del ERNi-1 cercanas a la línea de fusión (LF) tanto del lado del revestimiento con AISI 316L-Si como de la ZAT del acero API 5L X-52 denominadas islas y/o penínsulas mencionadas anteriormente (ver Figura 4.7 c)).

En la Figura 4.7 c), se puede observar que entre la MS del ERNi-1 y revestimiento de AISI 316L-Si existe una zona conocida como zona de no mezcla o de no dilución (ZNM), la cual resulta cuando se tiene una diferente composición química y temperatura liquidus del MA con la del MB. La ZNM se presenta como una zona viscosa y/o laminar, donde una pequeña parte del MB ha sido fundida completamente y ha resolidificado sin experimentar transferencia de masa y dilución de elementos de aleación creando una banda estrecha dentro de la cual es evidente observar un crecimiento planar. Dar y col [66] reportaron que la zona de no mezcla (ZNM), zona parcialmente fundida (ZPF) y zona de transición (ZT) juntos forman una microestructura conocida como isla. Dichos autores concluyen que este gradiente de la microestructura es causado por el contenido de Ni mezclado durante el proceso de soldadura.

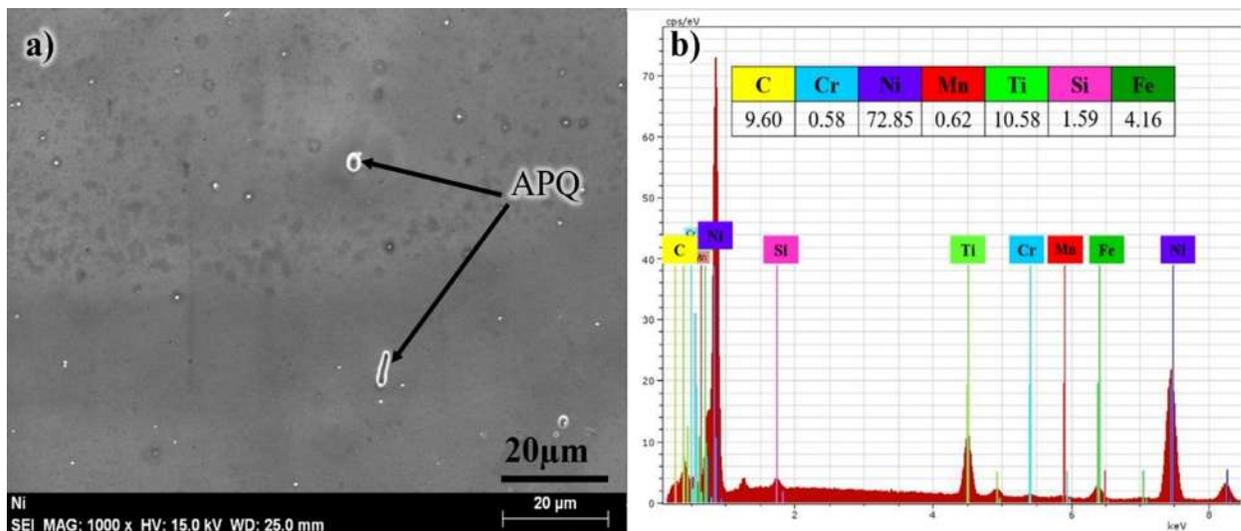
Investigaciones realizadas por Dak y col [100] señalan que el mecanismo de formación de la ZNM involucra la formación de una capa retenida del metal base no fundida, la cual está dominada por el flujo de convectivo de la pileta de soldadura.



**Figura 4.7** Microestructura de la soldadura del acero bimetalico: a) microestructura del punto triple de tres aleaciones, b) microestructura del ERNi-1, y c) formación de isla y ZNM en el MS ERNi-1.

### 4.3.2 Microestructura de la zona del enmantequillado ERNi-1

En la Figura 4.7 a), se puede observar la micrografía obtenida por MO de la región del MS ERNi-1 la cual presenta una microestructura de una matriz totalmente austenítica con una morfología columnar-dendrítica y equiaxial. Por otro lado, la Figura 4.8 a) obtenida por MEB, es posible observar la presencia de partículas de tonalidad blanca con una geometría alargada y/ o esférica localizadas sobre los brazos dendríticos de la matriz austenítica con una ligera disminución en el contenido de Ni y Fe mientras que los elementos C, Ti y Si aumentan su contenido de (9.60, 10.58 y 1.59 ) % atómico respectivamente. Según el AQP de la Figura 4.8 b) indica la posibilidad de que estas partículas puedan ser carburos del tipo TiC debido a que ambos elementos C y Ti tienen una fuerte tendencia a segregar durante el proceso de solidificación y una elevada difusividad en estado sólido en una matriz austenítica de una aleación base níquel. Sin embargo, este tipo de carburos contribuyen a la formación de un grano más fino en la pileta fundida como los resultados experimentales similares mostrados por Chai y col [101]. Es importante mencionar que tanto por MO como MEB no se detectó la presencia de grietas en el MA depositado con ERNi-1, ya que es bien sabido que este tipo de aleaciones son muy susceptibles a presentar problemas de agrietamiento en el límite de grano en soldaduras de más de una pasada de relleno por el efecto del aporte térmico y velocidad de enfriamiento durante el proceso de soldadura y solidificación.



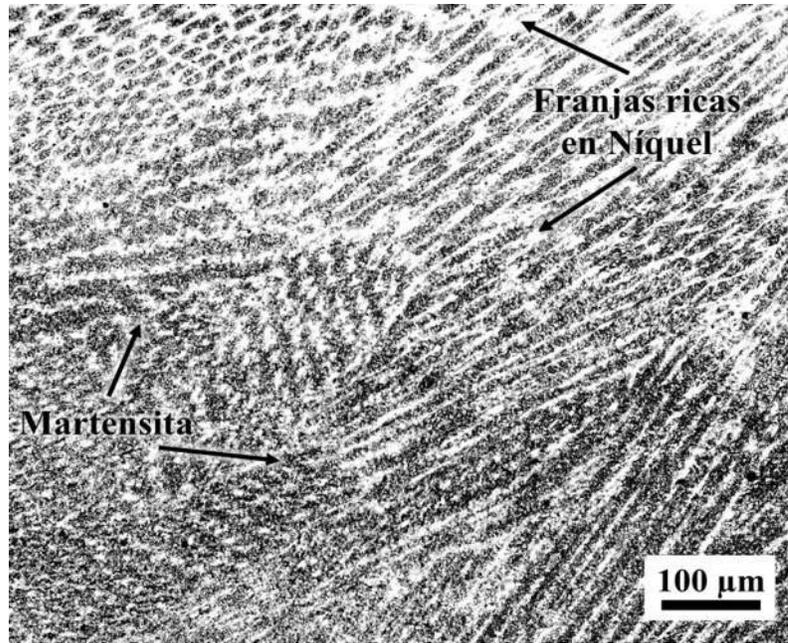
**Figura 4.8** a) micrografía obtenida por MEB de la microestructura ERNi-1, y b) análisis químico elemental (AQP) de los precipitados en la matriz austenítica (% atómico).

### ***4.3.3 Caracterización microestructural en el MS ER70S-6***

Es importante mencionar, que a través de MO se puede observar que la microestructura de las nueve soldaduras bimetálicas es muy similar a pesar del ajuste en los parámetros de soldadura que influyen en el espesor, geometría y número de pasadas de cordones. Sin embargo, se observó mediante MO la presencia de regiones de martensita y un aumento gradual en la formación de islas en los primeros cordones de soldadura donde se forma la mezcla de los electrodos ERNi-1 con ER70S-6.

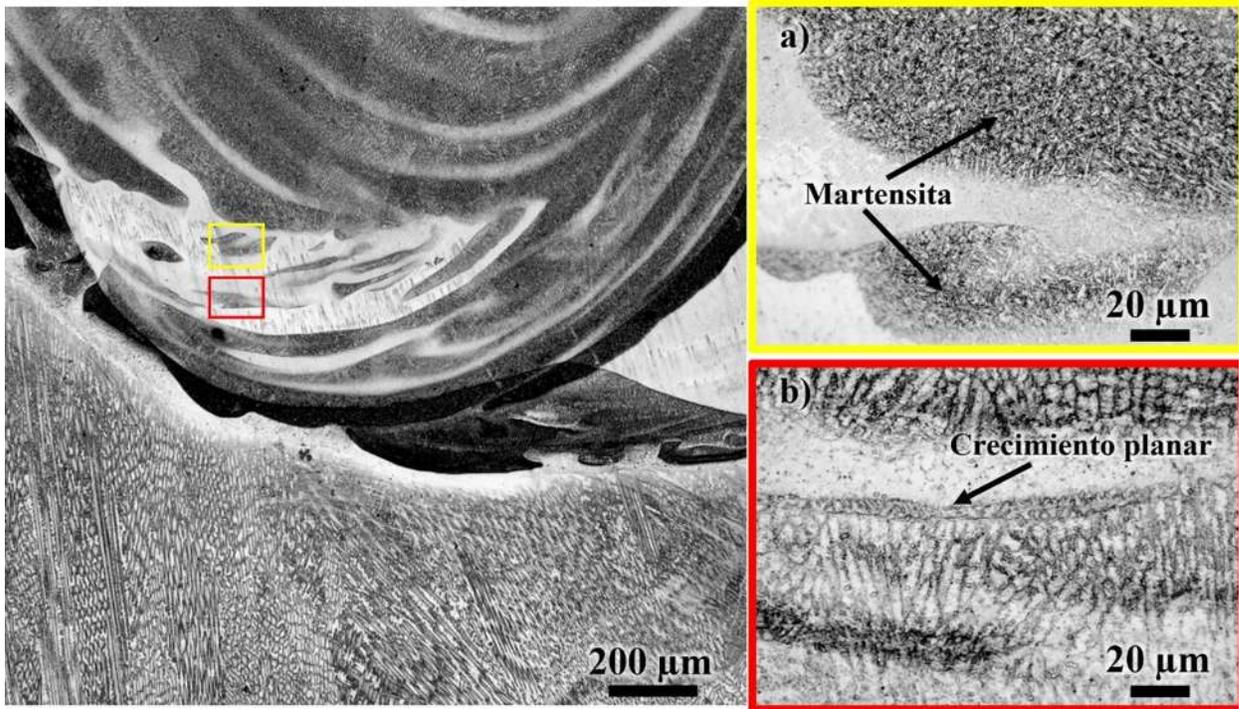
#### ***4.3.3.1 Caracterización microestructural de la mezcla de ERNi-1/ER70S-6 en las primeras pasadas con ER70S-6***

Además del punto triple, existe otra región con características microestructurales peculiares como lo es la mezcla del electrodo ERNi-1 con el aporte ER70S-6. En la Figura 4.9 se puede observar que la región de la mezcla de electrodos ERNi-1 y ER70S-6 presenta una microestructura de granos finos entrelazados con forma de red de panal obtenidos por la combinación de Ni-Fe con límites de grano ricos en Ni y un modo de solidificación celular-dendrítico y equiaxial. Además, se puede apreciar franjas estrechas en distintas formas de color blanco que rodean a las regiones oscuras de martensita. La morfología de la microestructura de la mezcla puede asociarse a la difusión de ambos elementos Ni-Fe debido a la acumulación de calor generado por las diferentes pasadas de soldadura posteriores durante el proceso de solidificación de la soldadura. Wu y col [102] señalan que en una mezcla de Ni-Fe, primero las regiones de níquel son fundidas debido a su punto de fusión bajo y luego son disueltas y distribuidas en áreas ricas de Fe, ambos elementos presenta una buena solubilidad en condiciones estándar de acuerdo al diagrama de fases Fe-Ni. La difusión de Ni en una matriz Fe puede provocar la formación precipitados  $\delta$ -Fe a altas temperaturas y que se forme  $\alpha$ -Fe a temperaturas menores de  $\sim 912$  °C como una estructura BCC. Por otro lado, esta morfología de forma de red en la microestructura causada por la mezcla de Ni-Fe ha sido observada como una morfología de escama de peces en investigaciones similares a las de otros autores [103]. No obstante, según lo reportado por Rodríguez y col [63] visualizaron un ligero revenido de martensita en esta región, en el cual presenta un crecimiento celular-dendrítico con granos finos de ferrita y bainita rodeado de franjas de martensita causados por las temperaturas alcanzadas por los ciclos térmicos de soldadura y velocidad de enfriamiento entre las distintas pasadas de soldadura.



**Figura 4.9** Morfología de la microestructura de la mezcla ERNi-1 y ER70S-6.

Otro punto de interés se puede observar cerca de la interfase entre MS ER70S-6 y MS ERNi-1, donde es posible observar la presencia de islas, penínsulas y remolinos dentro de las cuales se observaron regiones de martensita, como se puede visualizar en la Figura 4.10 a). En algunas regiones en el interior de las penínsulas, además de observar la presencia de martensita contienen pequeñas regiones estrechas con un crecimiento planar (ver Figura 4.10 b)), que de acuerdo a estudios experimentales por Babyak y col [104] estas regiones donde se tiene la formación de remolinos son susceptibles a presentar problemas de agrietamiento inducido por hidrógeno y pueden ser sitios preferenciales de concentradores de esfuerzos. Buntain y col [105] reportaron que las microestructuras martensíticas se forman en zonas parcialmente mezcladas (ZPM) entre el MB y MS que están presentes a lo largo de la LF y la formación de remolinos que son parcialmente mezclados con la piletta líquida y MS. Hochanadel y col [106] observaron la presencia de remolinos en la microestructura del cordón de soldadura obtenida por la mezcla de materiales puros de Fe-Ni unidos por el proceso de soldadura de haz de electrones, los cuales según estos investigadores son atribuidos a la alta velocidad de enfriamiento de solidificación que no permite la mezcla completa de algunos elementos químicos. Así mismo, observaron que la martensita de la mezcla de Fe-Ni es diferente a la mezcla Fe-C debido a la deformación en la red cristalina y una baja de densidad de dislocación.



**Figura 4.10** a) Presencia de martensita, y b) crecimiento planar en regiones del MS ER70S-6 de las pasadas C3y C4 en todas las soldaduras bimetálicas.

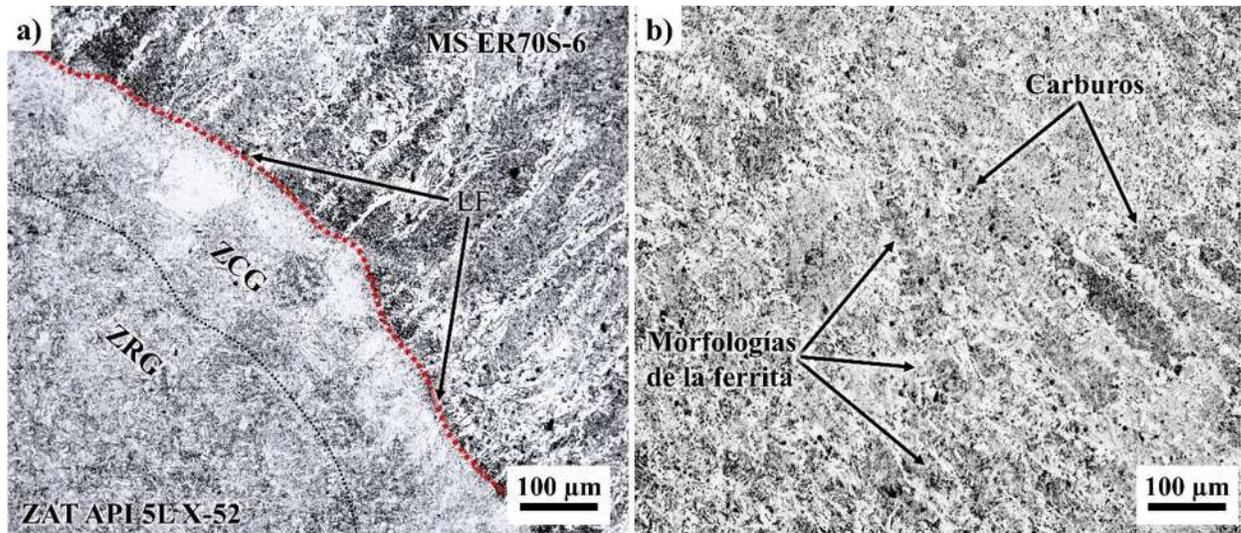
#### 4.3.3.2 Microestructura en la ZAT y MS en el ER70S-6

La microestructura de la ZAT del acero API 5L X-52 se caracteriza por presentar dentro de la ZAT dos subzonas denominadas: zona de crecimiento de grano (ZCG) y zona de refinamiento de grano (ZRG) las cuales son producto del ciclo térmico de soldadura.

En la Figura 4.11 a), se puede apreciar la delimitación entre cada subzona. Adyacente a la línea de fusión se observa una zona de crecimiento de grano, seguido por una zona de refinamiento de grano y finalmente el MB API 5L X-52. Ambas subzonas presentaron microestructuras complejas constituidas por bainita superior e inferior (BS e BI), ferrita acicular (FA), ferrita Widmanstätten (FW), ferrita poligonal (FP), límite de grano ferrita (LGF) y ferrita proeutectoide (FP) [63, 107].

En la Figura 4.11 b), se aprecia la microestructura típica que presenta el MS ER70S-6, donde se puede visualizar un frente de crecimiento planar a lo largo de la línea de fusión, además se presenta un refinamiento de grano marcado en la microestructura con las diferentes morfologías de la ferrita, precipitación de carburos y microporos dentro de los granos ferríticos. Ashari y col [108] encontraron que altos niveles de aporte térmico disminuyen la cantidad de fases como: FA, FW y

fases intermetálicas en la microestructura de aceros al carbono, las cuales depende de la difusión de elementos de aleación como Mn, Ti, Ni, C, O<sub>2</sub>, Si debido a su baja velocidad de difusión dentro de la matriz.



**Figura 4.11** a) microestructura de la ZAT API 5L X-52, y b) microestructura del MS ER70S-6.

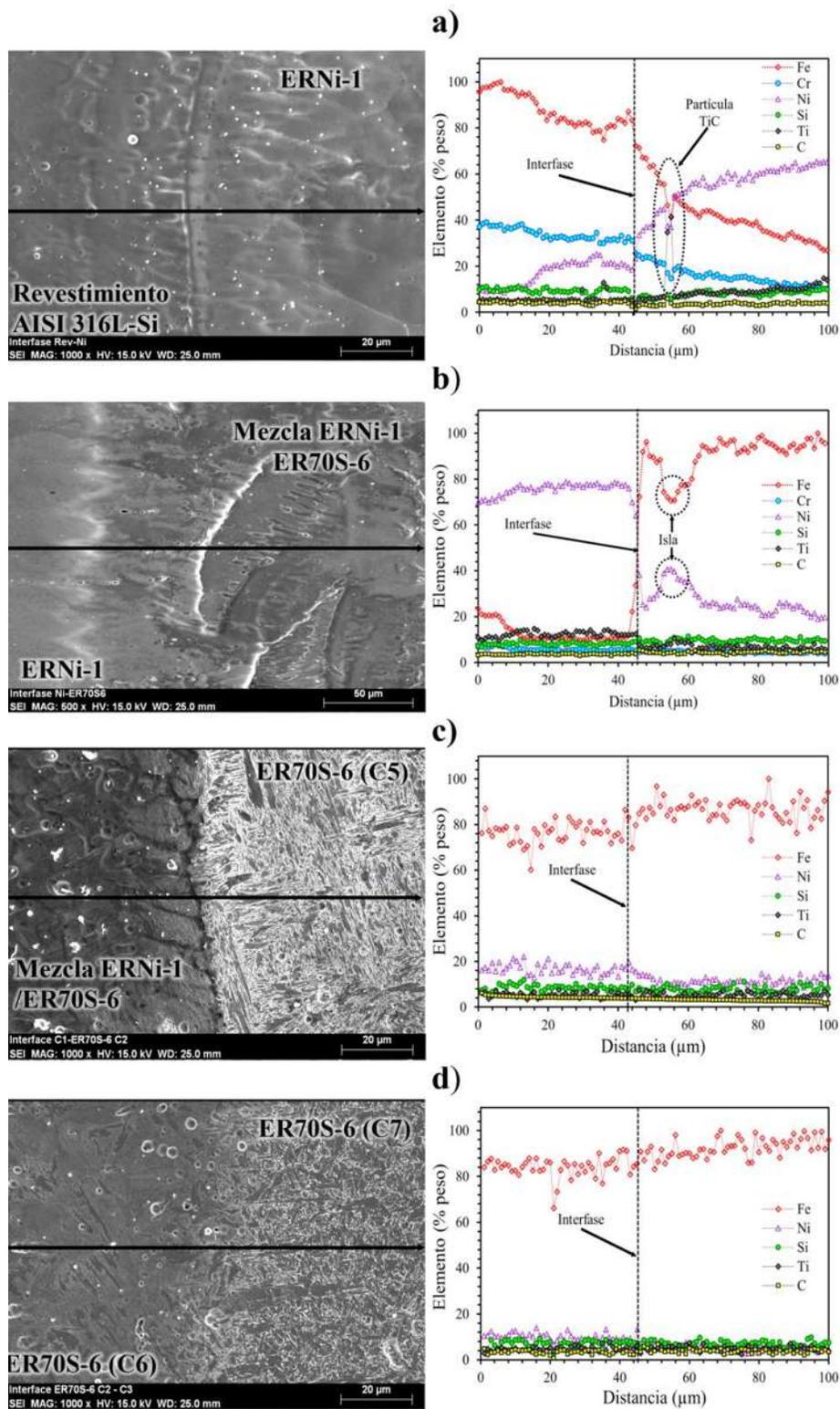
El ancho de la ZAT del acero API 5L X-52 es estrecho, alrededor de ~2 mm desde la raíz hasta la sobremonta de la soldadura bimetálica. Esto puede ser asociado a la configuración de la junta, las propiedades termofísicas de los materiales, la manipulación de los parámetros de soldadura y la oscilación del arco eléctrico que permitieron una distribución homogénea del aporte térmico durante la soldadura.

Es bien sabido, que la ferrita acicular nuclea y crece a partir de sitios de alta energía como lo son impurezas o en este caso el límite de grano austenítico durante el enfriamiento y está relacionada con la influencia de elementos de aleación del MB [88]. En los aceros con bajo contenido de carbono, la reaustenitización ocurre cuando los granos de austenita gruesos se convierten en granos de austenítica finos en la segunda pasada de soldadura y a su vez se descomponen en ferrita fina y bainita granular durante el proceso de solidificación [109, 110]. Cercano a la línea de fusión se presenta una combinación de modos de solidificación, donde es posible apreciar un crecimiento epitaxial con un frente de crecimiento planar, que es asociado a la velocidad de enfriamiento y la composición química del electrodo ER70S-6. La combinación del modo de transferencia y la

oscilación del arco eléctrico permitieron mantener la transformación de ferrita de grano fino en la ZAT API 5L X-52 y MS ER70S-6.

#### **4.4 Caracterización microestructural de las regiones de interfase de la soldadura bimetalica**

Hasta ahora se ha visto, los cambios microestructurales en las distintas microestructuras de los materiales. No obstante, es imperativo discutir y analizar que sucede en la zona de transición de la interfase de los distintos materiales. Por ello, mediante MEB a través de un barrido químico lineal (BQL) realizado desde la región del revestimiento de AISI 316L-Si hasta la región del enmantequillado (ERNi-1) se puede observar un cambio en el contenido de la composición química de algunos elementos de aleación como el Fe y Cr que disminuyen de manera sustancial en la zona de transición a diferencia del Ni y Ti que incrementan paulatinamente alcanzando valores de  $\sim 75$  y  $\sim 12.5$  (% en peso) en su contenido (ver Figura 4.12 a)). También es posible observar que a una distancia de  $\sim 55 \mu\text{m}$  se detectó una ligera caída de Fe y Cr con un pico en el contenido de Ti, lo cual señala que en esta región la composición química corresponde a una partícula rica en Ti y C. Para la Figura 4.12 b), es evidente distinguir una caída abrupta del Ni y disminución de Ti en la zona de la interfase a una distancia  $\sim 45 \mu\text{m}$ , posteriormente presenta una ligera recuperación del contenido de masa para ambos elementos a una distancia de  $\sim 55 \mu\text{m}$  donde proporcionalmente a medida que disminuye el Fe aumenta el contenido de Cr, esta ligera variación es asociada a la formación de islas por la diferencia de temperaturas de la mezcla del electrodo ERNi-1 con el electrodo ER70S-6 durante el proceso de soldadura. Por otro lado, el contenido que presenta el Ni en la zona de la mezcla es significativo y determinante por la presencia de los cambios microestructurales sucedidos y mencionados anteriormente (ver Figura 4.12 c)). Después de la zona de transición de la interfase, no se aprecia una tendencia constante y predominante del contenido de la matriz de ER70S-6, es claro mencionar que la dilución y segregación de elementos de aleación como el Ni, Ti, Si y C siguen mostrando un efecto e influencia en la distribución y ordenamiento en la matriz. Finalmente, la Figura 4.12 d) muestra el incremento gradualmente del contenido Fe en las últimas pasadas de relleno con el electrodo ER70S-6 con ligeras variaciones, estas variaciones pueden asociarse a las morfologías de la ferrita y la presencia de carburos causados por las irregularidades del contenido del resto de elementos de aleación.



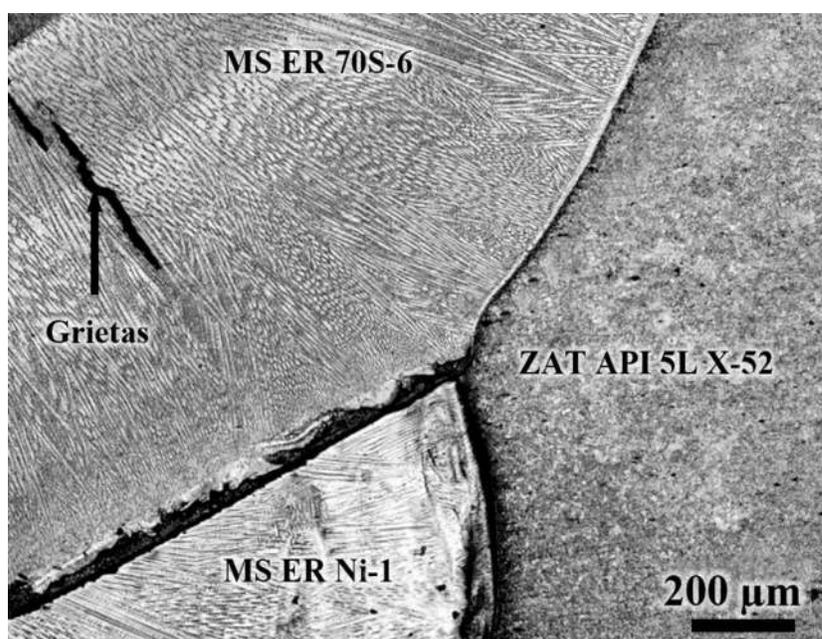
**Figura 4.12** Micrografía obtenida por MEB y barrido lineal por EDS de la interfase de diferentes aleaciones: a) revestimiento/ERNi-1, b) ERNi-1/mezcla, c) mezcla/ ER70S-6(C5), y d) ER70S-6(C6)/ER70S-6 (C7).

La Tabla 4.1 obtenida por un AQE por MEB indica que existe una ligera variación del contenido de algunos elementos químicos más relevantes y participes en los cambios microestructurales tanto en la región de la mezcla como en las diferentes pasadas de relleno con MA ER70S-6.

**Tabla 4.1** Cuantificación de elementos químicos (% peso) de diferentes regiones de la soldadura bimetálica.

Zona	Elemento				
	C	Mn	Ni	Si	Fe
Mezcla	1.62	1.6	25.8	0.82	69.6
C5	2.26	1.52	12.9	0.53	84.5
C6	2.5	1.74	4.86	0.82	90.27

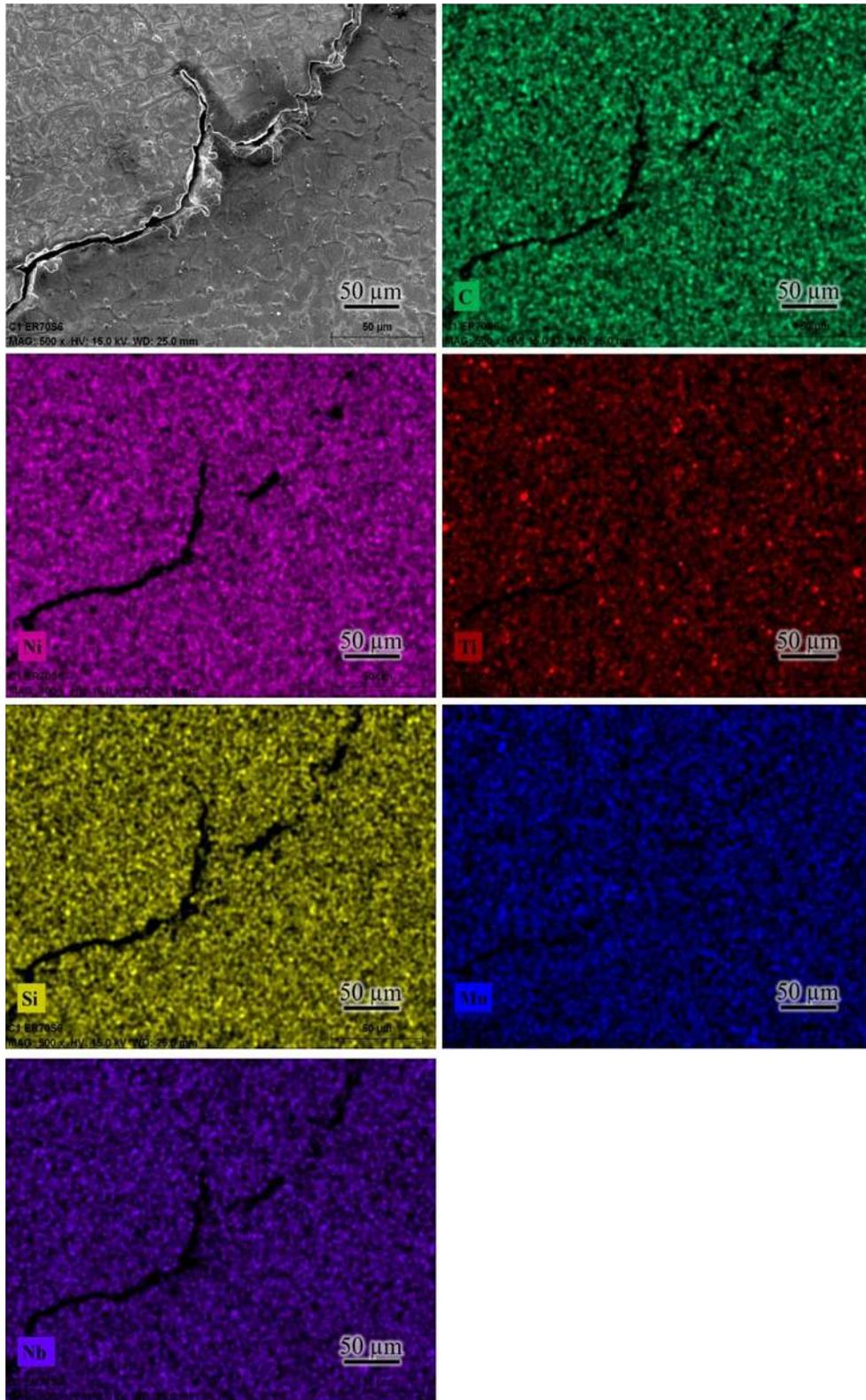
Dentro de este estudio microestructural que parte de un análisis estadístico por Taguchi, es evidente mostrar que se tuvo problemas de agrietamiento por solidificación o en caliente en la mezcla ERNi-1 y ER70S-6 cerca de la línea de fusión. Como puede apreciarse en la Figura 4.13 obtenida por MO, se puede observar la presencia de la formación de grietas en la microestructura de la mezcla Ni-Fe, las cuales muestran una orientación preferencial en el modo de la solidificación de la microestructura.



**Figura 4.13** Formación de grietas durante la solidificación en el MS ER 70S-6.

Las grietas de solidificación de la soldadura bimetálica en la región de la mezcla de ERNi-1/ER70S-6 obtenida a 500X por MEB son fácilmente distinguibles y más oscuras que el metal fundido, esto se debe en parte a una menor atenuación de la interfase de la grieta. Además, presenta una morfología ondulada con zonas relucientes de color blanco, las cuales adquieren una forma de labios alrededor de la grieta, provocando un rompimiento en el crecimiento celular y equiaxial de las dendritas durante el proceso de solidificación del metal fundido. La trayectoria de propagación de la grieta no se ajusta a un comportamiento lineal, la cual influye en la forma, longitud y profundidad de la grieta.

Por su parte un mapeo elemental realizado por MEB ilustra que las grietas localizadas en la región del crecimiento celular-dendrítico de la mezcla Fe-Ni se da a lo largo del límite de grano en la región interdendrítica con algunos precipitados alrededor de estas grietas (ver Figura 4.14). Dicho mapeo muestra una alta concentración de partículas de Ti, Si, Mn y Nb a lo largo de la propagación de las grietas, esta formación de grietas y precipitados se puede deber a la diferencia de temperaturas líquidas y sólidas de la mezcla de Ni-Fe, es decir, la pileta de soldadura solidifica por debajo de la temperatura sólida debido al sobreenfriamiento constitucional y a la agitación del flujo del metal de aporte en estado líquido que promueve la segregación de elementos de aleación, impurezas y deformación por contracción. En resultados experimentales reportados por diversos investigadores se ha encontrado el mismo fenómeno de agrietamiento por solidificación en materiales similares [29, 54, 111, 112]. Por su parte, Cheng y col [113], observaron que la segregación de Si puede promover la formación de películas líquidas de bajo punto de fusión por la formación de compuestos de Ni-Si en las regiones de los límites de solidificación. Éstos comprenden el crecimiento celular y dendrítico competitivo (SSGB por sus siglas en inglés) y límites de dendritas (SGBs por sus siglas en inglés), las cuales reducen la energía superficial sólido/líquido debilitando significativamente la fuerza vinculante de los límites de grano. YD y col [114] observaron que el agrietamiento en caliente en una aleación de invariabilidad (64% Fe 36 % Ni) obtenida por el proceso de fundición está relacionado a la velocidad de enfriamiento. Para una alta velocidad de enfriamiento, las grietas son formadas entre las dendritas primarias debido a una microestructura de solidificación equiaxial. Por el contrario, a una baja velocidad de enfriamiento, las grietas se forman sobre el límite de grano debido a la microestructura columnar adquirida durante el proceso de solidificación.



**Figura 4.14** Mapeo de concentración elemental de la formación de grieta en la mezcla de ERNi-1/ER70S-6 de las primeras pasadas del ER70S-6.

#### **4.5 Caracterización mecánica de la soldadura del acero bimetalico API 5L X-52 / AISI 316L-Si**

Existen diferentes pruebas mecánicas para conocer o evaluar el comportamiento de un material, dentro de las que se destacan son las pruebas de dureza, ensayo de tensión, ensayo de impacto y fatiga. Para este estudio se eligió como variable de respuesta la microdureza y de acuerdo a la norma ASTM E92 el valor de la microdureza debe oscilar  $\sim 248$  HV en el acero al carbono para evitar ser un factor vulnerable a problemas de corrosión y de resistencia mecánica que comprometan la integridad de la unión soldada.

##### ***4.5.1 Perfiles de microdureza de la soldadura del acero bimetalico***

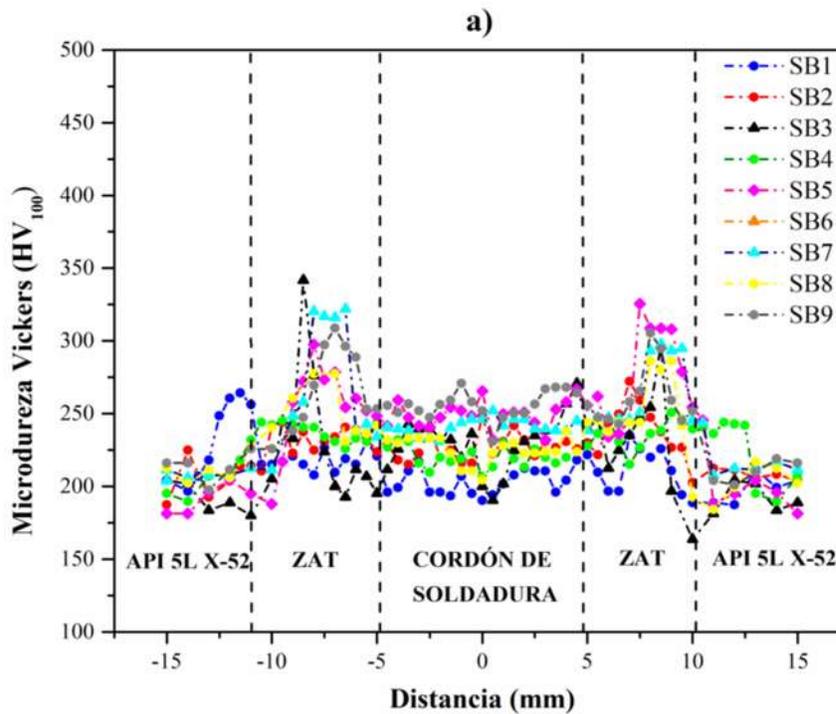
Los resultados de las mediciones de microdureza Vickers en las cuatro regiones de interés de la soldadura bimetalica mencionadas en la parte de desarrollo experimental, muestran que para la zona del MB del acero API 5L X-52, el valor de microdureza promedio fue de  $\sim 212 \pm 4.54$  HV y para el revestimiento (ER316L-Si) de  $\sim 255 \pm 13.12$  HV. Sin embargo, en ciertas zonas del revestimiento existen una variación gradual, lo cual señala que la línea de barrido pasa por regiones ricas en carbono y pobres de cromo esto debido a la transferencia de masa de carbono desde el acero API 5L X-52 hacia el acero inoxidable AISI 316L-Si como consecuencia de la dilución de estos elementos y la velocidad de enfriamiento (ver Tabla 4.2 y Figuras 4.15 a), b), c)). En la Figura 4.15 a), corresponde a la zona de la corona de la soldadura donde se puede visualizar que existe una leve diferencia en la microdureza del cordón de soldadura, esta diferencia indica que al variar la velocidad de avance que es directamente proporcional al aporte térmico influye en el modo de solidificación, el número de pasadas de relleno y en la temperatura entre pasadas en la soldadura del acero bimetalico lo cual propicia un refinamiento de grano en la microestructura y formación de carburos, por lo que a mayor velocidad de avance mayor incremento en la microdureza de acuerdo a resultados de mediciones experimentales de la Figura 4.16. Por otro lado, se puede observar que la ZAT del acero API 5L X-52 de la parte de la corona tiene mayor área (ancha) en comparación con las ZAT's de la zona centro y de la raíz, además se tienen algunos picos altos de microdureza, estos picos indican la presencia de martensita y carburos dentro de la subzona de crecimiento de grano de la ZAT API 5L X-52 cerca de la línea de fusión debido a la velocidad de enfriamiento, dilución de elementos de aleación y picos de temperatura alcanzados durante la

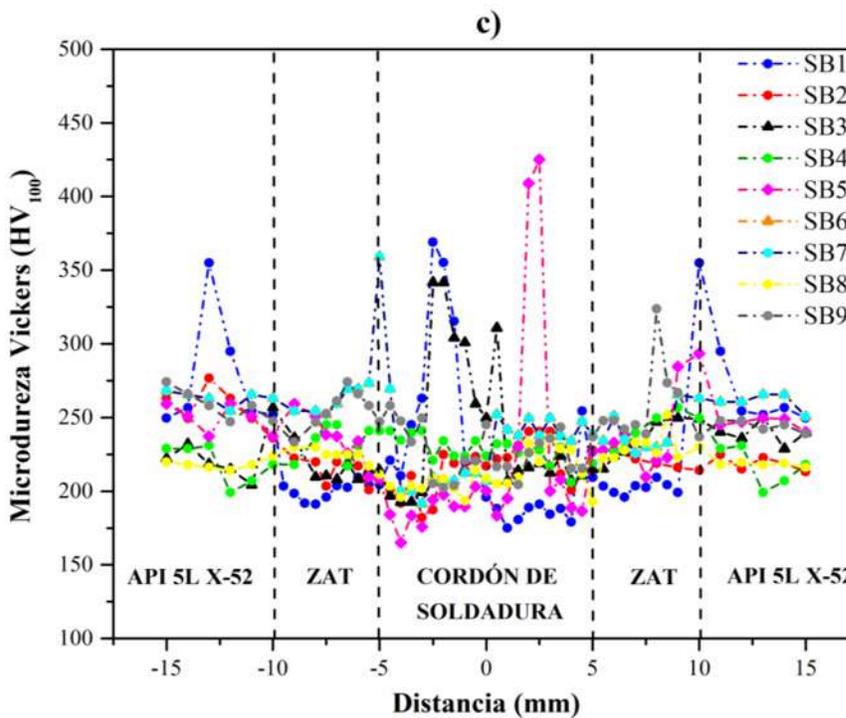
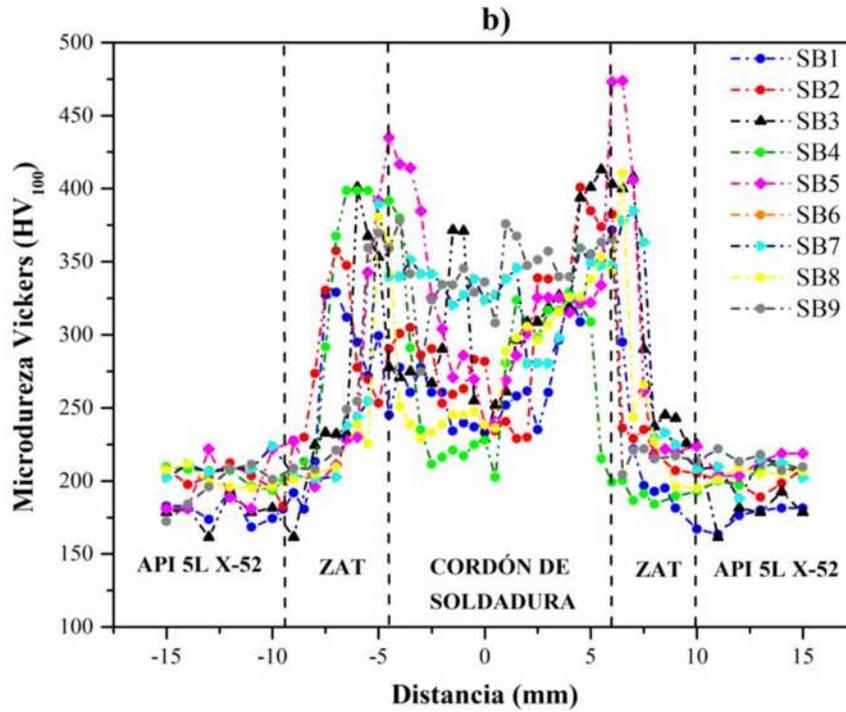
soldadura. En la Figura 4.15 b) se puede apreciar un efecto más marcado de la influencia de la velocidad de avance en la microdureza tanto en la ZAT como en el cordón de soldadura. Esta variación significativa en la microdureza puede asociarse a la composición química de la mezcla Ni-Fe y el refinamiento de grano en la microestructura de martensita causados por el aporte térmico y velocidad de enfriamiento. Hochanadel y col [106] observaron que en una unión disímil de elementos puros Fe y Ni por el proceso de soldadura de haz de electrones (EBW, por sus siglas en inglés), para el sistema de la forma Fe-Ni la dureza de la martensita tiende a ser significativamente más baja que la dureza de martensita en el sistema Fe-C debido a un efecto menor del Ni para fortalecer la martensita por pequeñas distorsiones en la red cristalina, la baja densidad de dislocación y reducción en el tamaño de paquetes y bloques de la fase martensita formada en este sistema Fe-Ni. Lo picos altos de microdureza indican que la línea de la trayectoria del barrido pasa por franjas de martensita mientras que los picos con un bajo valor de microdureza son regiones que abarca el ERNi-1. Finalmente, en la Figura 4.15 c), se observa una tendencia muy similar en la microdureza tanto en la ZAT como en el cordón de soldadura mostrando un promedio de microdureza de  $224 \pm 9.04$  HV. Sin embargo, se puede apreciar algunos picos de microdureza que pasan por regiones del ER70S-6 donde está presente la fase martensítica y/o precipitación de carburos.

La Tabla 4.2 muestra los valores promedio y la desviación estándar de las mediciones de los perfiles de microdureza Vickers llevados a cabo en las distintas regiones de las nueve soldaduras bimetálicas.

**Tabla 4.2** Microdureza Vickers de las soldaduras experimentales (HV100).

N° de junta	MB API 5L X-52	ZAT API 5L X-52	MS ER 70S-6			Revestimiento ER 316L-Si
			Corona	Centro	Raíz	
1			208 ± 10.71	281 ± 40.73	227 ± 60.45	
2			229 ± 8.72	303 ± 50.80	215 ± 17.38	
3			225 ± 20.08	326 ± 58.58	239 ± 49.50	
4	212±		225 ± 9.55	303 ± 68.36	229 ± 9.05	
5	4.54	240±15.91	250 ± 10.72	338 ± 66.50	216 ± 72.02	255 ± 13.12
6			242 ± 5.42	337 ± 28.65	229 ± 21.61	
7			242 ± 5.42	337 ± 28.65	229 ± 21.61	
8			230 ± 10.26	297 ± 53.50	210±12.57	
9			256 ± 10.80	346 ± 22.98	222±15.35	





**Figura 4.15** Comparación de perfiles de microdureza de las nueve soldaduras experimentales en tres regiones: a) zona de la corona, b) zona centro, y c) zona de la raíz de la soldadura bimetalica.

#### **4.6 Optimización de los parámetros de soldadura**

En la Tabla 4.3 se observan los resultados experimentales estadísticos de las nueve soldaduras bimetálicas realizadas, obtenidas bajo el criterio “menor es mejor” de la relación señal-ruido (S/N) empleando el software Minitab™, donde claramente se puede observar que el valor de S/N no corresponde al efecto de cada parámetro de soldadura en la microdureza de las soldaduras. Sin embargo, este valor de S/N da una estimación sobre el nivel de impacto de la configuración de parámetros por experimento en términos de la calidad de soldadura. Por otro lado, también se puede visualizar como incrementa los valores de la microdureza en el cordón de soldadura y de la S/N al incrementar el espesor de la capa de níquel y la velocidad de avance (ver Tabla 4.3 y Figura 4.16). Para el valor promedio de S/N de cada factor y nivel, el factor de velocidad de avance designado como variable de entrada mostró un efecto o influencia más predominante en comparación con el espesor de níquel que muestra un efecto intermedio seguido de la velocidad de alimentación la cual tienen un efecto mínimo en la microdureza de las uniones soldadas (ver Tabla 4.4). De la misma forma en la Figura 4.16, se puede visualizar este efecto principal de las relaciones S/N de cada parámetro del proceso que afectan la variable de respuesta. Para cada factor el valor delta es la diferencia entre el valor de S/N más grande y el valor de S/N más pequeño. Cuanto mayor sea el valor de delta, tendrá mayor efecto ese factor en el proceso.

De acuerdo a un análisis estadístico utilizando la metodología Taguchi en una soldadura de material P92 soldado por el proceso láser por Shanmugarajan y col [115] encontraron que si la relación señal-ruido (S/N) es alta, el efecto deseado es máximo con un ruido mínimo.

En este estudio, la predicción de los valores óptimos de soldadura obtenidos fue de 2 mm de espesor de níquel, 3 mm/s para velocidad de avance y 76.20 mm/s para velocidad de alimentación del electrodo que corresponden al nivel A<sub>1</sub>B<sub>1</sub>C<sub>1</sub>. Esta combinación de parámetros es similar a la junta número 1 del diseño de experimentos de la Tabla 4.3.

**Tabla 4.3** Arreglo experimental L9 con valores de respuesta.

N° de junta	Espesor de níquel ( $H_p$ )	Velocidad de avance ( $W_s$ )	Velocidad de alimentación del electrodo ( $WFS$ )	Microdureza Promedio (Vickers)	Relación S/N (dB)
1	2	3.0	76.20	281.32	-48.98
2	2	4.5	84.20	302.84	-49.62
3	2	6.0	92.2	326.41	-50.27
4	3	3.0	84.20	302.84	-49.62
5	3	4.5	92.2	338.38	-50.58
6	3	6.0	76.20	336.60	-50.54
7	4	3.0	92.2	301.50	-49.58
8	4	4.5	76.20	297.30	-49.46
9	4	6.0	84.20	346.45	-50.79

**Tabla 4.4** Respuesta de la relación señal-ruido (S/N).

Nivel	Espesor de níquel ( $H_p$ )	Velocidad de avance ( $W_s$ )	Velocidad de alimentación ( $WFS$ )
1	-49.63	-49.40	-49.66
2	-50.25	-49.89	-50.01
3	-49.95	-50.54	-50.15
Delta	0.62	1.14	0.49
Rango	2	1	3

### Gráfico de efectos principales de relaciones S/N

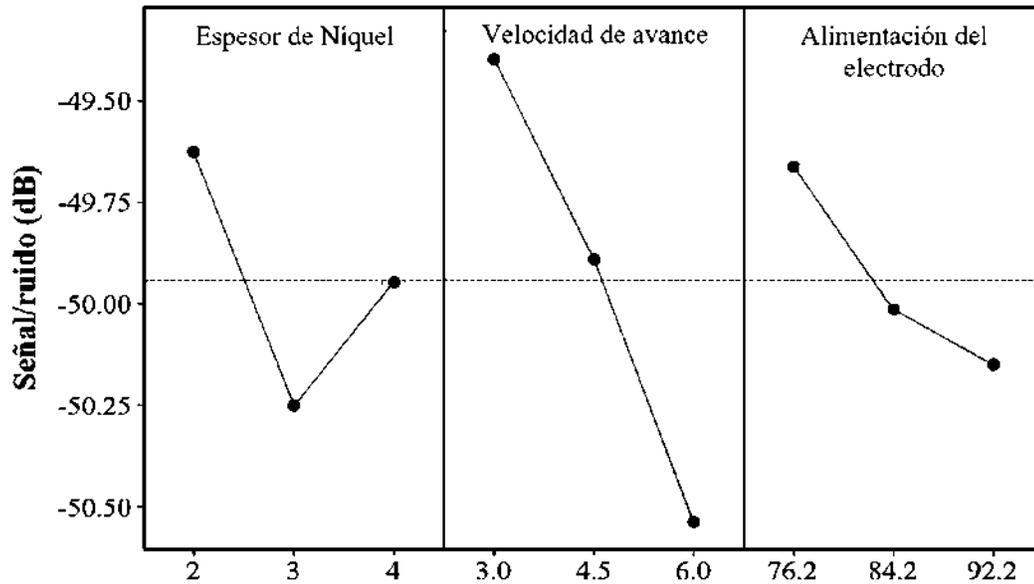


Figura 4.16 Gráfico de efectos principales de las relaciones de señal-ruído (S/N).

#### 4.6.1 Resultados del análisis de la varianza (ANOVA)

Mediante esta técnica se deduce cual variable o factor afecta la calidad en las uniones soldadas. El ANOVA consiste en la suma de cuadrados (SC), cuadrados medios ajustados (MC Ajust), valor F y probabilidad de significancia P con un nivel de confianza de 95 %, tal como se observa en la Tabla 4.5. Los resultados de ANOVA muestran que al minimizar el valor de microdureza como variable de respuesta, la velocidad de avance muestra un efecto mayor con un porcentaje de contribución del 63.69 %. Los efectos del espesor de níquel y velocidad de alimentación del electrodo fueron 18.56 % y 11.42 % respectivamente, lo cual indica que estos resultados estadísticos son correlacionados y compatibles con los valores de la Tabla 4.4

**Tabla 4.5** Resultados de análisis de la varianza (ANOVA) en las mediciones de microdureza.

Factor	GL	SC	MC	Valor F	Valor P	% Contribución
Espesor de níquel	2	754.2	377.1	2.82	0.262	18.56
Velocidad de avance	2	2572.3	1286.1	9.60	0.094	63.39
Velocidad. de alimentación	2	463.5	231.7	1.73	0.366	11.42
Error residual	2	267.9	134.0			6.60
Total	8	4057.9				100

#### **4.6.2 Verificación y validación de los resultados estadísticos**

Con base en los resultados experimentales obtenidos en la Tabla 4.6 se presenta la validación y comparación de los resultados obtenidos a través de la combinación de parámetros experimentales y predichos de acuerdo a los parámetros óptimos  $A_1B_1C_1$ . Cabe mencionar que tres réplicas fueron realizadas con la predicción obtenida de los efectos de S/N. Por lo tanto, la validación de experimentos muestra que los resultados son reproducibles con un insignificante 5.14 % de error.

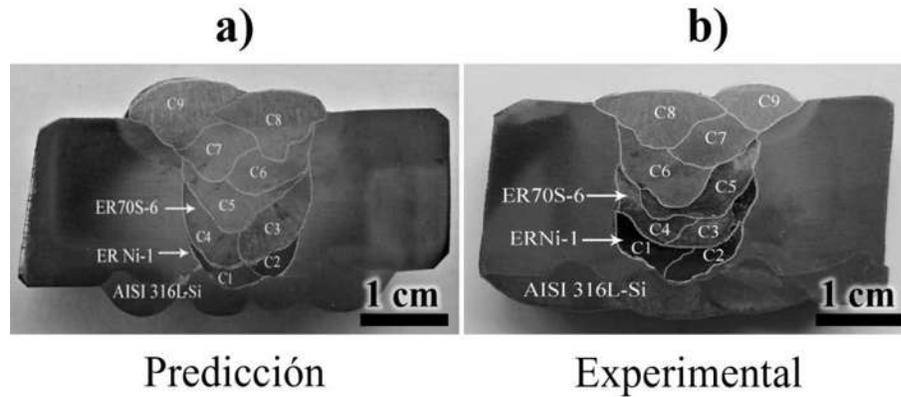
**Tabla 4.6** Validación de resultados.

Factor	Parámetros óptimos del proceso de soldadura		% Error
	Predicción	Experimental	
Nivel	$A_1B_1C_1$	$A_1B_1C_1$	
Microdureza (HV)	281.32	296.56±7.37	5.14

#### **4.6.3 Caracterización microestructural y mecánica de las réplicas de la soldadura óptima del acero bimetalico API 5L X-52/AISI 316L-Si**

Se puede observar en la Figura 4.17 a) y b), la muestra de la soldadura experimental y la réplica (predicción) obtenida del estudio estadístico por la metodología Taguchi, ambas soldaduras presentan el mismo número de pasadas de relleno y una ligera variación en su área entre cada cordón, posiblemente esta variación puede ser a una desalineación y ajuste en el stick out durante el depósito de cordón de soldadura que cause mayor o menor fusión del material de aporte.

Respecto a su microestructura de la condición óptima de las tres réplicas realizadas no mostraron ningún cambio microestructural tanto por MO como por MEB.



**Figura 4.17** Macrográficas de la soldadura óptima obtenida del diseño de experimentos mediante la metodología Taguchi: a) SB1 óptima predicha, b) SB1 óptima experimental.

Por el contrario, la Figura 4.18 muestra los perfiles del valor promedio de microdureza Vickers de las réplicas de la soldadura bimetálica SB1 realizados en cuatro niveles transversales (corona, centro, raíz y revestimiento), las cuales mostraron una ligera variación del ~5% en el valor de la microdureza respecto a la condición predicha obtenida del diseño de experimentos.

En base a las mediciones experimentales de microdureza en las réplicas de soldadura utilizando la condición óptima, el valor promedio de microdureza del MB API 5L X-52 fue de  $\sim 212 \pm 4.54$  HV (ver Figura 4.18). Para la ZAT del API 5L X-52 se puede apreciar un aumento notorio en la zona de la corona llegando a valores alrededor de los 300 HV en comparación con las zonas centro y raíz de la soldadura, las cuales muestran un comportamiento muy similar con un valor de 230 HV, estas pequeñas fluctuaciones en la microdureza pueden deberse a las distintas transformaciones de la ferrita en las subzonas de la ZAT como resultado de la acumulación de calor y una alta velocidad de enfriamiento durante el ciclo térmico de soldadura entre cada pasada (ver Figura 4.18).

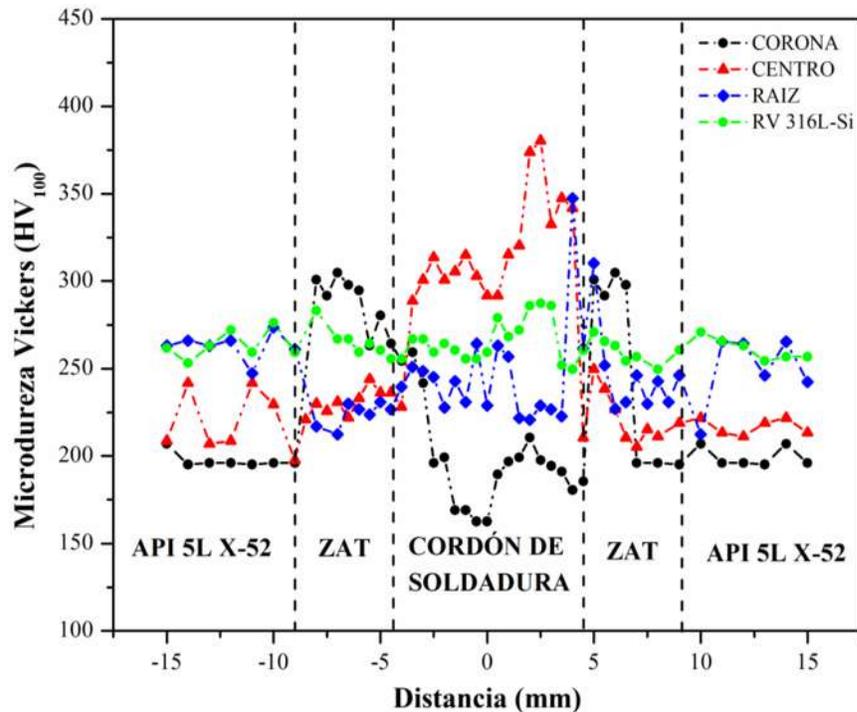
Por otro lado, se puede distinguir claramente una diferencia más marcada en el valor de la microdureza del cordón de soldadura, donde se puede percibir una disminución constante desde la ZAT hacia el centro del cordón de soldadura, lo cual indica que la caída del valor de microdureza corresponde a regiones del electrodo ERNi-1 con valores de microdureza de  $\sim 170$  HV. Sin embargo, no sucede lo mismo en la zona del centro, donde se puede ver un aumento en la

microdureza llegando alcanzar picos de microdureza de ~380 HV que pueden atribuirse a la formación de martensita y carburos (ver Figura 4.18). A diferencia de las zonas mencionadas anteriormente, la zona de la raíz de la soldadura presenta una ligera variación de la microdureza, la cual puede asociarse por dos razones: la primera es a la recristalización del grano en la ZAT API 5L X-52 por las pasadas del revestimiento y de relleno de la soldadura bimetalica y por otro lado a la mezcla del electrodo ERNi-1/ER70S-6 donde se puede presentar fenómenos de segregación de elementos de aleación (ver Figura 4.18).

Finalmente, el revestimiento mostró un valor promedio de  $\sim 263.88 \pm 9.52$  HV, estas fluctuaciones pueden atribuirse al recalentamiento del material por las pasadas de soldadura, estudios experimentales similares han sido reportados por algunos investigadores [5, 63, 116]. La Tabla 4.7 muestra los valores promedios de microdureza de las réplicas de soldadura bimetalica analizados en diferentes zonas.

**Tabla 4.7** Microdureza Vickers de la soldadura óptima (HV100).

Material	MB API 5L X-52	ZAT API 5L X-52	Metal de soldadura (ER 70S-6)			Revestimiento (ER 316L-Si)
			Corona	Centro	Raíz	
Soldadura óptima	$212 \pm 4.54$	$255.34 \pm 37.50$	$209.15 \pm 44.65$	$291.60 \pm 47.40$	$239.81 \pm 15.15$	$263.88 \pm 9.52$



**Figura 4.18** Perfiles de microdureza en cuatro niveles de la soldadura óptima API 5L X-52/AISI 316L-Si: corona, centro, raíz y revestimiento.

#### 4.7 Comparación microestructural y mecánica de la adición de una capa intermedia de base níquel ERNi-1 y ERNiCrMo-3 en el paso caliente

Los resultados mostrados anteriormente sobre el estudio estadístico, microestructural y mediciones de microdureza está enfocado en la optimización de los parámetros de soldadura. A partir de esta optimización, se decidió realizar un estudio comparativo microestructural, mecánico y electroquímico sobre la adición de electrodos base níquel en la región del paso caliente tomando como referencia los parámetros de soldadura de la predicción óptima para las condiciones SB1 y SBMo3.

Las condiciones SB1 y SB9 corresponde al arreglo experimental L<sub>9</sub> (ver Tablas 3.3 y 4.3) cuyo objetivo es mostrar las diferencias significativas microestructurales, mecánicas y electroquímicas entre la predicción óptima (SB1) con alguna otra soldadura elegida del arreglo matricial L<sub>9</sub>, para este caso fue elegida SB9. En lo que corresponde a la condición SBMo3 fue realizada considerando los mismos valores óptimos de la condición SB1 para estudiar el efecto de la adición de una capa de aleación base níquel (ERNiCrMo-3) diferente al electrodo ERNi-1 (ver Tabla 4.8).

Todo lo anterior mencionado es para no perder de vista las condiciones establecidas en estudios experimentales ya realizadas y sobre todo respaldar los resultados obtenidos y dar congruencia y/o continuidad en la parte del desarrollo experimental del proyecto de investigación.

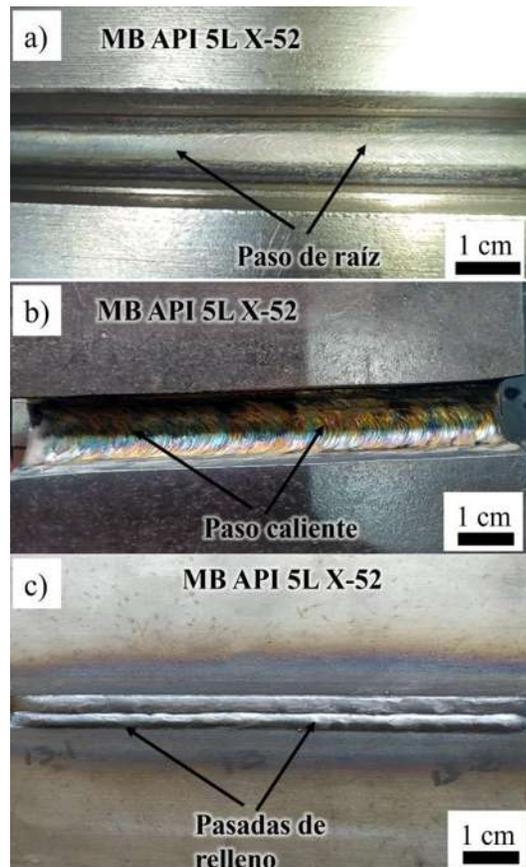
**Tabla 4.8** Parámetros de soldadura óptimos y no óptimos obtenidos de la metodología Taguchi.

Nº	Espesor de níquel	Velocidad de avance	Alimentación de electrodo
Junta	(H <sub>p</sub> )	(WS)	(WFS)
SB1/ SBMo3	2 mm	3 mm/s	76.20 mm/s
SB9	4 mm	6 mm/s	84.20 mm/s

#### **4.9 Macrografías de la zona de la raíz y paso caliente realizada con los procesos de soldadura GTAW-P y GMAW-DC-WP**

En las Figuras 4.19 a) y b), se puede observar una vista interior del paso de raíz y del paso caliente depositados en la soldadura bimetálica API 5L X-52/AISI 316L-Si de las tres condiciones de soldadura SB1, SB9 y SBMo3. La región del paso de raíz, muestra una buena apariencia superficial sana, buena fusión, buena geometría del cordón y penetración completa sin la presencia de discontinuidades relevantes como: poros, grietas o socavados para ésta primer etapa, lo cual indica que el empleo de un modo de transferencia pulsado permite una buena mojabilidad, transferencia y distribución uniforme de la gota, así como del calor generado entre el metal fundido y metal base minimizando la generación de esfuerzos residuales los cuales en cierta medida puedan influir en la microestructura y propiedades mecánicas de las posteriores pasadas de soldadura (ver Figura 4.19 a)). Por otro lado, en lo que comprende a los depósitos del enmantecillado depositados con los electrodos ERNi-1 y ERNiCrMo-3 para ambas soldaduras (SB1 y SBMo3), el modo de transferencia globular y la oscilación del arco eléctrico, permitieron una buena transferencia del MA sobre el MB API 5L X-52 evitando, de tal modo, la generación de un campo magnético durante la realización de dicho paso (ver Figura 4.19b)). Sin embargo, se puede apreciar algunos defectos como: socavados y traslapes, los cuales no afectaron en la fusión y penetración en las paredes

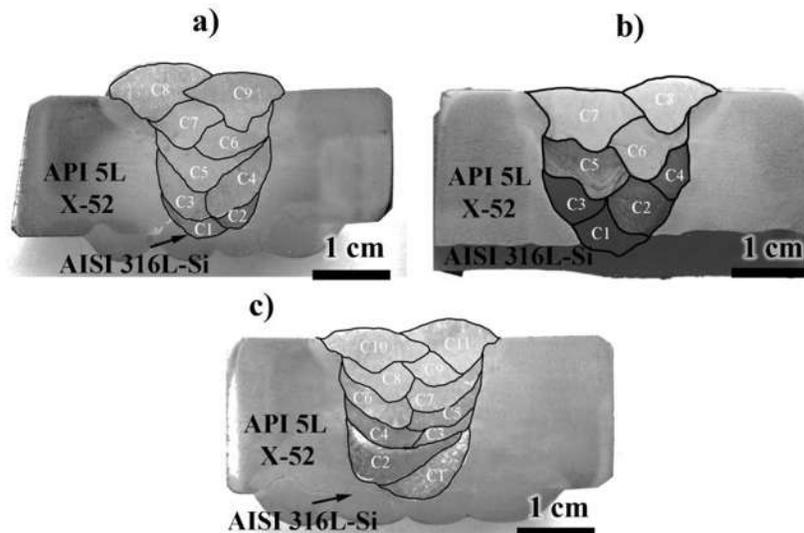
laterales, ya que esta pasada de soldadura fue maquinada posteriormente aún espesor de 2 mm. En cuanto a la geometría del cordón presenta un acabado superficial convexo, esta geometría final puede deberse a la configuración de la junta, tensión superficial y flujo del líquido en la pileta de soldadura, como se aprecia en la Figura 4.19 b). Para Yang y col [117] el ancho ideal de la pileta de soldadura debe ser ligeramente más grande que el ancho de la ranura para lograr una fusión completa y un acabado superficial cóncavo en la soldadura de placas de espesor grueso. La Figura 4.19 c) muestra un buen acabado superficial de la geometría final en las últimas pasadas de relleno con el electrodo ER70S-6 donde se tiene un buen ancho, altura, traslape entre cordones y sobre todo sin discontinuidades en el pie de soldadura. Del mismo modo, se puede distinguir el ancho y aspecto de la ZAT homogéneo y constante desde el inicio hasta el final de la soldadura con una tonalidad amplia de diversos colores, dentro de los que resaltan el color azul oscuro, gris y marrón.



**Figura 4.19** Morfología de la superficie de la soldadura bimetallica realizada por los procesos de soldadura GTAW-P y GMAW-DC-WP de las soldaduras SB1, SB9 y SBMo3: a) paso de raíz, b) paso caliente y c) pasadas de relleno.

#### 4.10 Caracterización macro estructural de las soldaduras bimetálicas (SB1, SB9 y SBMo3)

En la Figura 4.20 a), b) y c), se muestran los perfiles macroestructurales de la sección transversal de las tres soldaduras bimetálicas SB1, SB9 y SBMo3. Las tres soldaduras presentaron una apariencia sana de acuerdo con inspección visual, exhiben buena fusión lateral y penetración completa, buen refuerzo en la parte superior e inferior de la junta y libres de imperfecciones como: fisuración, socavados, inclusiones y/o poros. El pie de la soldadura no presenta socavados ni agrietamiento en ambos casos. En las tres soldaduras bimetálicas no presentan una variación en el ancho de banda de la ZAT del API 5L X-52, mostrando una tendencia muy similar, lo cual indica que el nivel de aporte térmico y velocidad de enfriamiento no tiene un efecto notorio en el ancho de la ZAT.

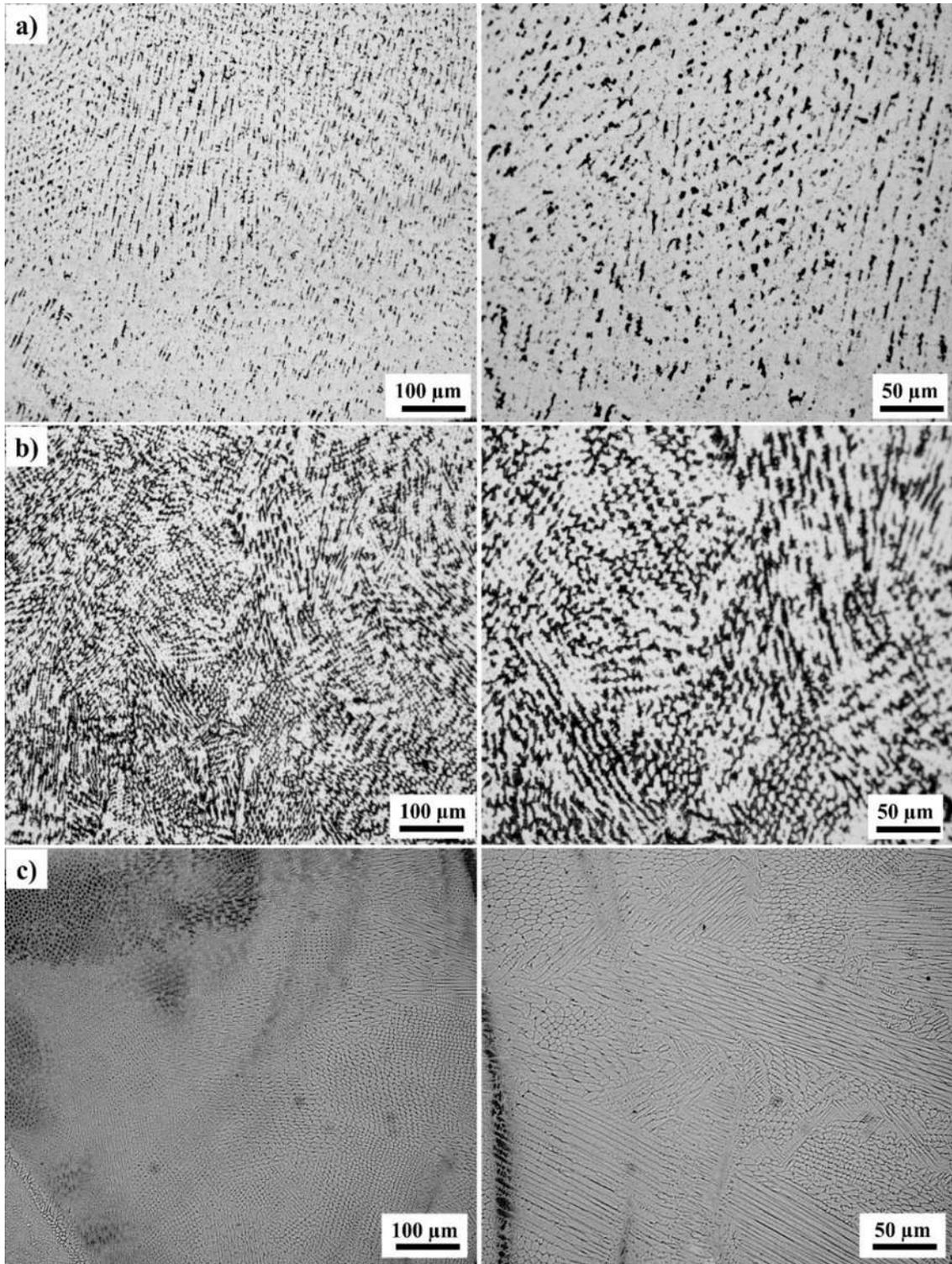


**Figura 4.20** Macrografía de la sección transversal de las soldaduras bimetálicas: a) SB1, b) SBMo3, y c) SB9.

##### 4.10.1 Microestructura de la zona del enmantequillado (SB1, SB9 y SBMo3)

Ha sido investigado por diversos autores [29, 45, 61, 100], que las aleaciones base níquel endurecidas por solución sólida (ESS) en el MS una vez solidificado pueden sufrir una serie de cambios microestructurales los cuales pueden ir desde la formación de fases secundarias, gradientes de composición, problemas de agrietamiento por solidificación y susceptibles a presentar tres tipos de límites de grano de solidificación como: el crecimiento celular y dendrítico

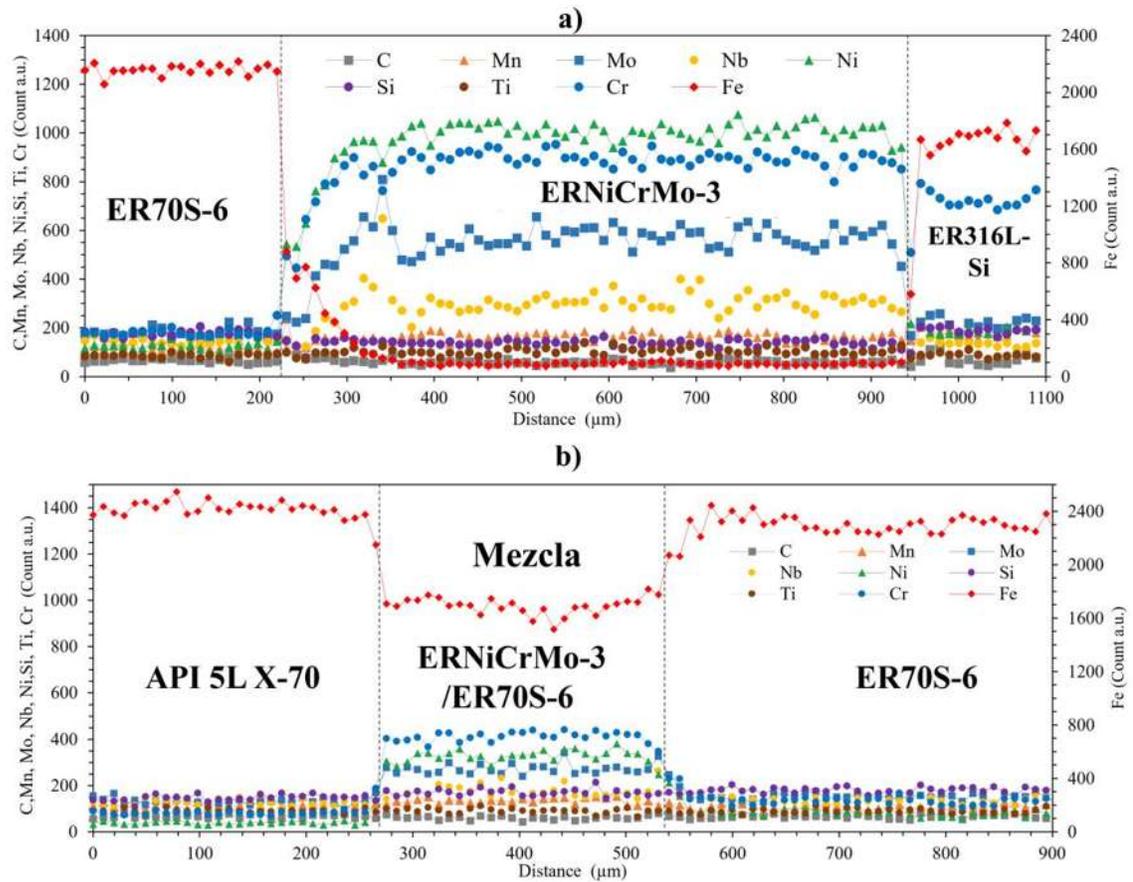
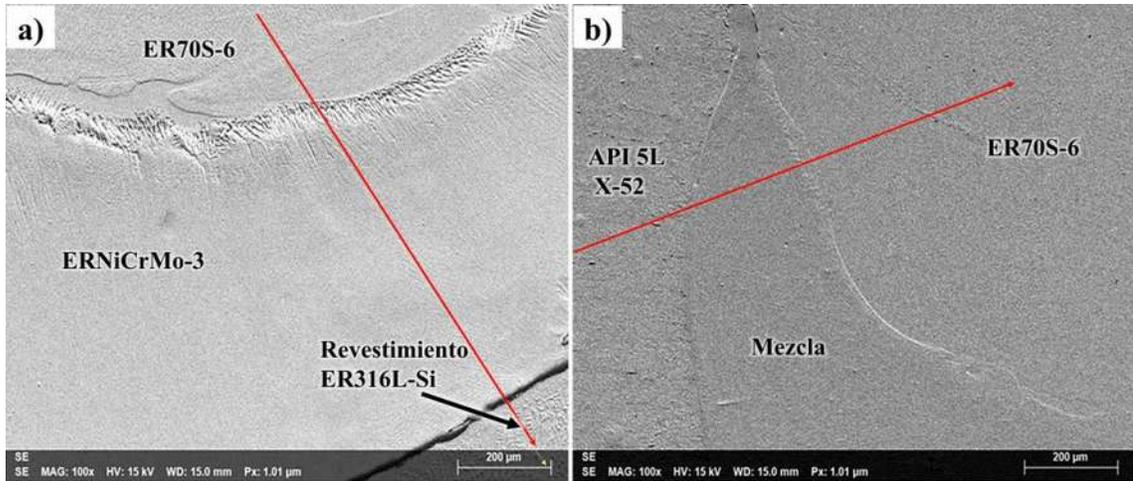
competitivo (SGBs por sus siglas en inglés), límites de dendritas (SSGBs por sus siglas de inglés) y los límites de grano que se forman por la desorientación cristalográfica (MGB por sus siglas en inglés). La finalidad de mostrar las microestructura del enmantequillado de las tres condiciones obtenida por MO, a parte de la diferencia del modo de solidificación, fases y la presencia de franjas de la fase martensita en la región depositada con aleación ERNi-1 y ERNiCrMo-3, se observan notablemente regiones con presencia de límites de grano de solidificación SGBs, puede ser asociado como resultado de la desorientación como producto de la interacción que existe entre las dislocaciones y el soluto, así mismo, se percibe franjas de color negro posiblemente sean regiones de segregación y/o precipitación de algún tipo de carburo como  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ , NbC, TiC en el límite de grano (ver Figura 4.21 a), b) y c)). Dak y col [100] encontraron que la redistribución del átomo de soluto por el deslizamiento de las dislocaciones durante el enfriamiento da como respuesta la segregación de un elemento a lo largo del límite de grano SGBs.



**Figura 4.21** Microestructura del enmantecado utilizando los electrodos base níquel ERNi-1 y ERNiCrMo-3: a) SB1, b) SB9 y c) SBMo3.

#### ***4.10.2 Caracterización microestructural de las regiones de la interfase de la soldadura bimetálica SBMo3***

Los resultados de los barridos lineales elementales (BLE) por MEB y EDS fueron realizados como se indican en las flechas rojas de las Figuras 4.21 a) y b). El BLE que pasa por la interfase de los electrodos ER70S-6/ ERNiCrMo-3 mostró una disminución sustancial en la intensidad a  $\sim 225 \mu\text{m}$  en el contenido de Fe, mientras que la composición química de los elementos químicos Ni, Cr y Mo aumentan gradualmente hasta  $\sim 300 \mu\text{m}$ , los cuales están relacionados con los cambios en el modo de solidificación de un frente crecimiento plano a celular cerca de la interfase. Entre 300 y 900  $\mu\text{m}$ , la línea de barrido muestran una trayectoria de una onda constante, que también fue observado por Gonzaga y col [96] y Cipriano y col [118]. Las variaciones del Nb a lo largo de la capa de níquel se atribuyen a la dilución y segregación de elementos químicos por la oscilación y flujo convectivo de la piletta de soldadura generada durante cada pasada de soldadura. Finalmente, el contenido de Fe aumenta y el contenido de Cr disminuye ligeramente en la región del revestimiento, como se aprecia en la Figura 4.22 a). De manera similar, los resultados de BLE obtenidos en la región de la mezcla ERNiCrMo3/ER70S-6 presentaron variaciones en la composición de elementos químicos como el Fe que presentó una disminución en su intensidad cerca del 30 %, Cr, Ni y Mo tienen un rango de intensidad de alrededor de 200 a 400 u. a., las ligeras variaciones son atribuidas a la formación de martensita y la precipitación de carburos, lo que puede estar asociado al efecto de la velocidad de enfriamiento durante el proceso de solidificación, tal como se ilustra en la Figura 4.22 b) a diferencia del resto de las regiones MB API 5L X-52 y ER70S-6 que se caracterizan por mostrar un contenido totalmente de la matriz. Elementos de aleación como C, Mn, Ni, Cr y Mo participaron activamente en la formación de martensita según un estudio realizado por Rathod y col [68].



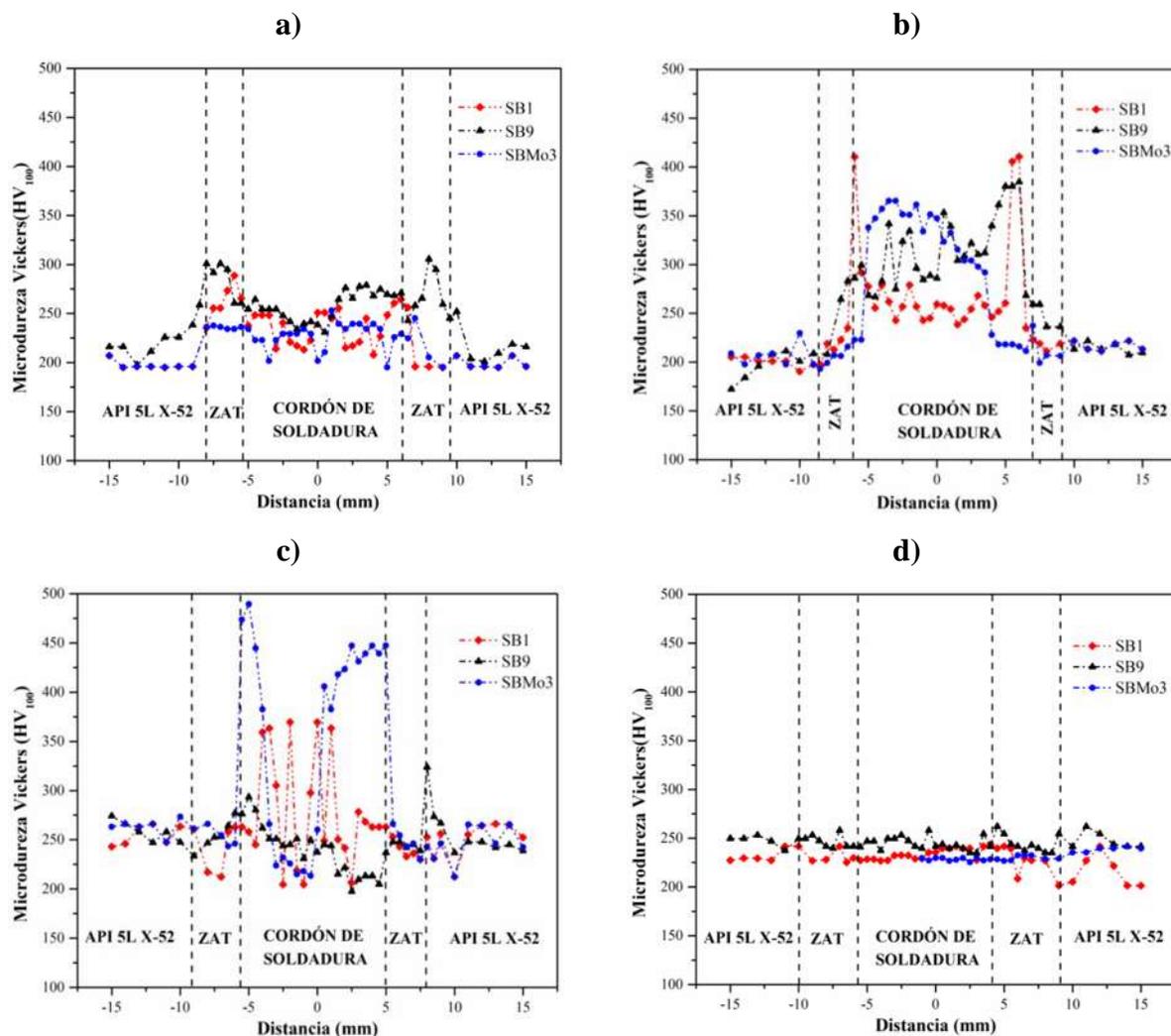
**Figura 4.22** Micrografía obtenida por MEB y BLE (EDS, por sus siglas en inglés) de la interfase de diferentes materiales: a) región de ER70S-6/ERNiCrMo-3/ revestimiento, y b) región de API 5L X-52/Mezcla /ER70S-6.

## 4.11 Caracterización mecánica de la soldadura bimetalica

### 4.11.1 Microdureza

De acuerdo a las mediciones experimentales de microdureza en las soldaduras bimetalicas SB1, SB9 y SBMo3, el valor promedio del MB API 5L X-52 fue de  $212 \pm 4.54$  HV y del revestimiento (ER316L-Si) de  $235 \pm 9.1$  HV (ver Figuras 4.23 a), b) y c). En las Figuras 4.23 a), b) y c), se puede observar en los perfiles a lo largo de la ZAT del acero API 5L X-52, que las fluctuaciones de los valores de microdureza Vickers en las tres condiciones presentan un ligero aumento. Este aumento puede deberse a las diferentes transformaciones de la ferrita adquiridas o la precipitación de carburos por el efecto del aporte térmico de las diferentes pasadas de soldadura. Por otro lado, se observa en los perfiles de la Figura 4.23 a) de la región de la corona de la soldadura, que las variaciones de los valores de microdureza Vickers del MS del electrodo ER70S-6 de las soldaduras SB1 y SBMo3 son despreciables, mostrando un valor promedio de  $\sim 230$  HV a diferencia de la SB9 cuyo valor promedio fue de  $\sim 257$  HV. Esta diferencia en el valor de microdureza se puede asociar a la manipulación de los parámetros de soldadura que influyen en el efecto del aporte térmico sobre la microestructura del MS. Sin embargo, en los perfiles de la Figura 4.23 b), que comprende la región centro, existe un incremento en el valor promedio de la microdureza que va desde los 277 HV hasta 318 HV en el MS del electrodo ER70S-6. Esta variación puede atribuirse a que la línea de barrido pasa por regiones de la formación de martensita o precipitación de carburos originado por el nivel del aporte térmico y la velocidad de enfriamiento durante el ciclo térmico de soldadura entre cada pasada. A diferencia de las zonas mencionadas anteriormente en la zona de la raíz (ver Figura 4.23c)), se puede observar un aumento significativo en la microdureza Vickers con picos que llegan alcanzar valores de  $\sim 450$  HV hasta  $\sim 480$  HV en la condición SBMo3 y de  $\sim 350$  HV para la condición SB1. Este aumento de la microdureza puede ser asociado al refinamiento de grano en la región de transformación martensítica de la mezcla de Ni-Fe, formación de islas, penínsulas, dilución y redistribución de elementos de aleación, efecto del electrodo EWTh-2 en el paso de raíz y la precipitación de carburos. Así mismo, se puede observar que el efecto del calor acumulado por las diferentes pasadas de soldadura no altera el valor de la microdureza en la condición SB9 obteniendo un valor promedio de  $\sim 230$  HV debido a que la línea de barrido en esta región coincide con el MA del electrodo ERNi-1 depositado. Granados y col [45] detectaron que el cambio de valor de la dureza de 250 HV a 350 HV en soldaduras tratadas térmicamente puede ser atribuido a la formación de la fase Laves y precipitación de carburos de Nb en el límite de grano. A pesar de que

el material de aporte ER316L-Si fue refundido al realizar la pasada de raíz con el proceso de soldadura GTAW, no se detectó ninguna variación en el valor de la microdureza, lo cual señala que el modo de transferencia pulsado y la velocidad de enfriamiento no altera la microestructura en esta región. Para la región de la ZAT del acero API 5L X-52 no sucede lo mismo, el material al ser nuevamente afectado por el calor puede favorecer a una zona de ablandamiento y recristalización dentro de la ZAT del MB API 5L X-52.



**Figura 4.23** Perfiles de microdureza en cuatro niveles de las soldaduras bimetálica SB1, SB9 y SBMo3: a) corona, b) centro, c), raíz, y d) revestimiento.

La Tabla 4.9 muestra los valores promedio de las mediciones de microdureza con su respectiva desviación estándar de las diferentes zonas analizadas.

**Tabla 4.9** Microdureza Vickers de las soldaduras bimetálicas ( $HV_{100}$ ).

Material	MB API 5L X-52	ZAT API X-52	Metal de soldadura			Revestimiento (ER316L-Si)
			Corona	Centro	Raíz	
<b>SB1</b>		250 ± 18.76	232 ± 16.00	277 ± 51.58	284 ± 63.70	
<b>SB9</b>	212 ± 4.54	266 ± 22.94	257 ± 13.84	318 ± 35.78	230 ± 18.43	235 ± 9.1
<b>SBMo3</b>		229 ± 21.46	229 ± 12.78	297 ± 59.30	360 ± 120.86	

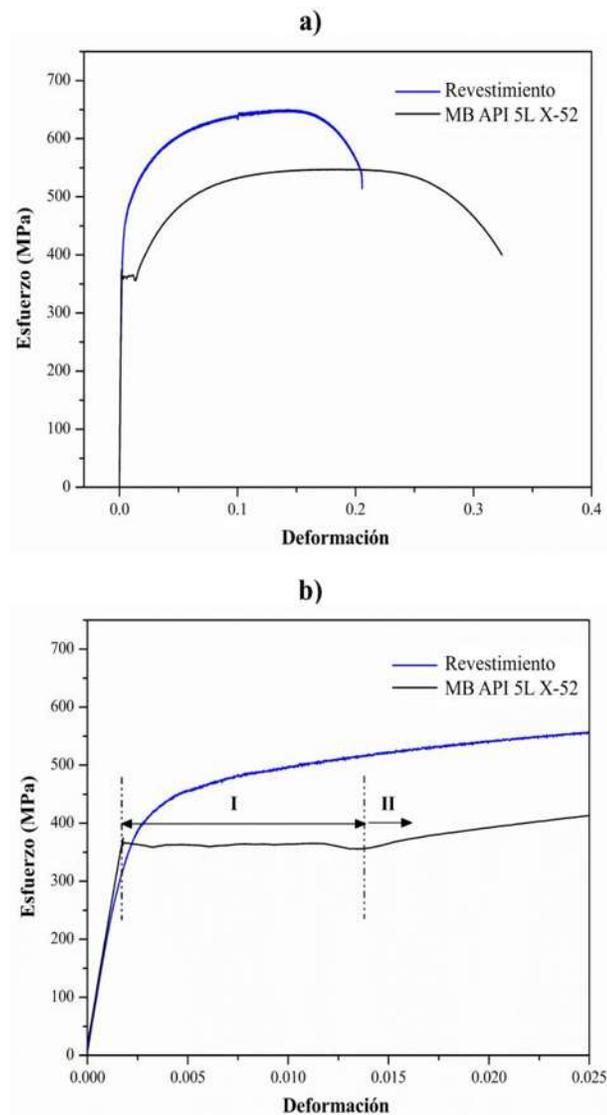
#### 4.11.2 Comportamiento mecánico (resistencia a la tensión)

##### 4.11.2.1 Ensayos de tensión uniaxial en el MB y revestimiento (RV)

La Figura 4.24 a) muestra el comportamiento mecánico del MB API 5L X-52 y revestimiento del ER316L-Si el cual es representado por medio de la curva de esfuerzo-deformación ingenieril en condición de recibido, en este caso para el MB API 5L X-52. Como se puede observar en la curva  $\sigma$ - $\epsilon$  del revestimiento (ver Figura 4.24 a)) esta condición muestra un esfuerzo de fluencia de 443 MPa y esfuerzo máximo de 661 MPa ambos valores superiores al 17 % respecto a los valores de esfuerzos del acero MB API 5L X-52. El revestimiento posee un mayor esfuerzo máximo de 661 MPa con una reducción en la ductilidad, a pesar de que presenta una transición gradual de la región elástica a la región plástica en comparación con el MB API 5L X-52 el cual presenta un porcentaje de elongación superior ~10 % mayor que el del revestimiento. De este modo la adherencia del material ER316L-Si en el MB mejora la resistencia mecánica para proporcionarle su forma final de la placa del material. Es bien sabido que el incremento en la resistencia mecánica es debido al fenómeno de endurecimiento por deformación el cual produce una reducción en la ductilidad del material.

Es común que en las curvas  $\sigma$ - $\epsilon$  de cualquier material se presente una transición gradual de la región elástica (deformación reversible) a la región plástica (deslizamiento atómico irreversible) a medida que el material es sometido a cargas uniaxiales constantes. Como se puede observar en la curva del MB API 5L X-52 (Figura 4.24 b)), después de la región elástica existe una ligera caída del esfuerzo donde sigue una región (I) en la cual ocurre un flujo plástico con un esfuerzo y deformación de

~1.5 % constante hasta un punto en el que comienza a subir el esfuerzo. Finalmente, en este punto, termina el flujo plástico a esfuerzo constante e inicia el endurecimiento por deformación (región II). Esta región a esfuerzo constante puede ser asociada a la interacción del movimiento de las dislocaciones en los puntos de mayor concentración de esfuerzos donde se genera una acumulación de dislocaciones en los límites de grano permitiendo la liberación de energía y propiciar la propagación de bandas deformadas denominadas bandas de Luders para crear nuevas dislocaciones.



**Figura 4.24** Propiedades mecánicas del MB y revestimiento: a) curva esfuerzo -deformación ingenieril, y b) análisis de la transición de la región elástica a plástica.

La Tabla 4.10 muestra los valores de las propiedades mecánicas de los materiales ensayados obtenidas de las curvas experimentales  $\sigma$ - $\epsilon$ , además se muestra el valor del exponente de endurecimiento  $n$ , el coeficiente de resistencia  $K$  y la zona de falla de cada probeta ensayada, estos últimos datos fueron calculados empleando las curvas esfuerzo-deformación verdadera.

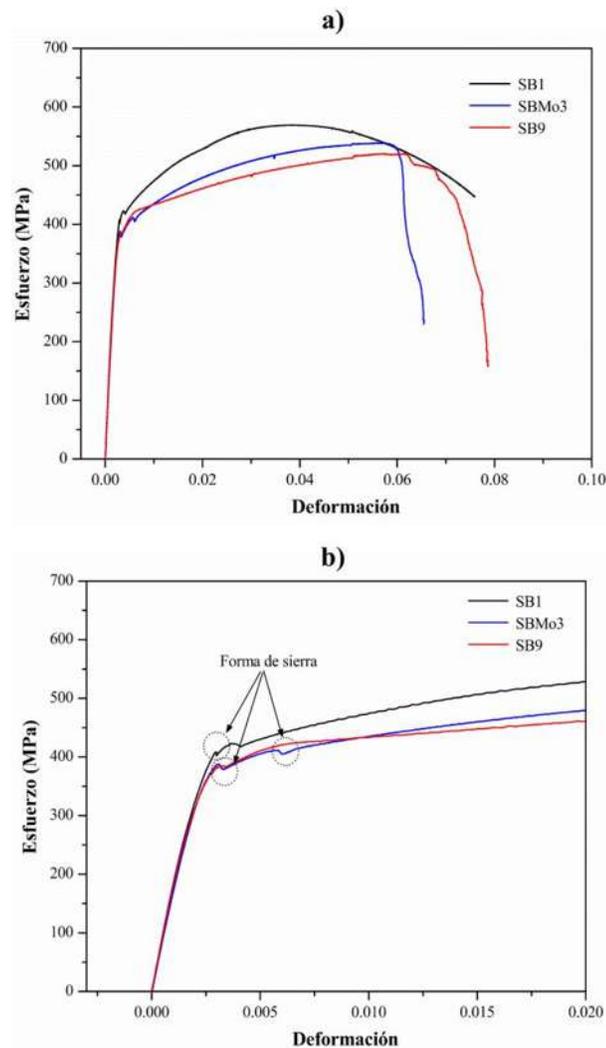
**Tabla 4.10** Propiedades mecánicas de tensión del MB, revestimiento y SB's.

<b>Material</b>	<b>E</b>	<b><math>\sigma_{y(0.2\%)}</math></b>	<b><math>\sigma_{max}</math></b>	<b><math>\epsilon</math></b>	<b><math>n</math></b>	<b><math>K</math></b>	<b>Zona de</b>
<b>Zona</b>	<b>(GPa)</b>	<b>(MPa)</b>	<b>(MPa)</b>	<b>(%)</b>			<b>Falla</b>
<b>MB</b>	208 ± 3.54	366 ± 3.54	546 ± 2.49	32 ± 1.65	0.2201	998.91	MB
<b>RV</b>	196 ± 2.20	443 ± 3.54	661 ± 15.34	22 ± 2.00	0.1551	1012.51	RV
<b>SB1</b>	186 ± 6.43	418 ± 2.82	564 ± 6.82	8 ± 0.52	0.1867	1123.05	MB
<b>SB9</b>	172 ± 10.09	390 ± 14.14	500 ± 30.51	8 ± 0.31	0.1521	852.51	LF
<b>SBMo3</b>	186 ± 6.43	380 ± 28.28	520 ± 27.54	7 ± 0.46	0.1559	905.31	LF

#### 4.11.2.2 Ensayos de tensión uniaxial en las soldaduras bimetálicas

La Figura 4.25 a) muestra las curvas  $\sigma$ - $\epsilon$  de las soldaduras bimetálicas. Para la probeta de SB1 se observa un incremento en las propiedades mecánicas con un esfuerzo de fluencia de 418 MPa y esfuerzo máximo de 562 MPa, además de que a este esfuerzo se mantiene la misma deformación (0.08) que la deformación mostrada por las probetas SB9 y SBMo3. Mientras tanto, para las probetas SBMo3 y SB9 ambas condiciones exhiben un comportamiento mecánico muy similar con un efecto térmico más remarcado en las propiedades mecánicas, donde se puede apreciar una ligera diferencia menor al 10 % de esfuerzo de fluencia (380 y 390) MPa y esfuerzo máximo (520 y 500) MPa, interesantemente el esfuerzo máximo ocurre a una deformación unitaria de 0.08, una diferencia relativamente despreciable respecto a la condición SB1. Como puede observarse en la Figura 4.25 b) después de la región elástica, las tres curvas no presentan un comportamiento como el del MB API 5L X-52, es decir, la presencia de una región (I) en la cual ocurre un flujo plástico con un esfuerzo aproximadamente constante hasta un punto en el que comienza a subir el esfuerzo

en forma gradual donde el material comienza a endurecer por deformación. Sin embargo, en esta región elástica cerca del esfuerzo de fluencia es posible ver la presencia de fluctuaciones del esfuerzo los cuales adquieren una forma dentada o de sierra, estas fluctuaciones pueden ser asociadas por la nucleación y crecimiento de bandas de maclado durante el proceso de solidificación, este mismo comportamiento ha sido reportado por algunos autores [45, 119]. En la Tabla 4.10 se muestran los valores de las propiedades mecánicas y la zona donde ocurre la falla de las probetas de las tres condiciones de soldaduras bimetálicas.



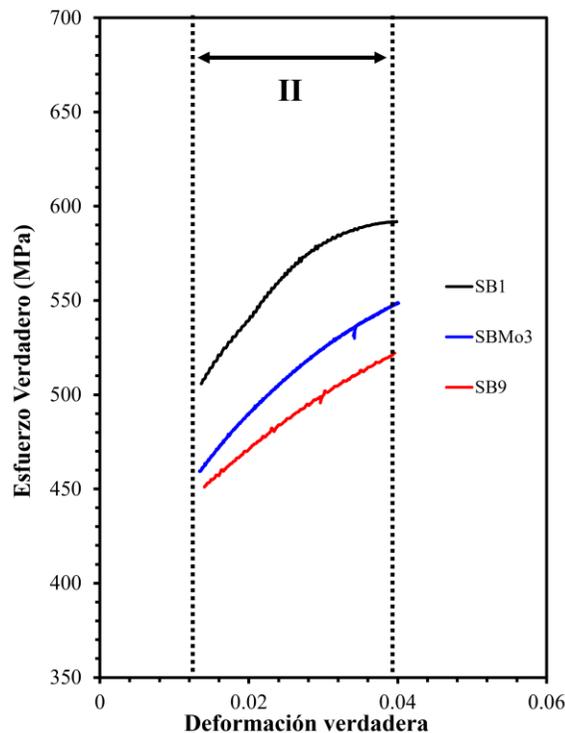
**Figura 4.25** a) curva de ensayo de tensión uniaxial de las soldaduras bimetálicas, y b) detalle de la región elástica en la curva  $\sigma$ - $\epsilon$  de las soldaduras bimetálicas.

#### 4.11.2.3 Análisis de comportamiento en la zona plástica de las soldaduras bimetálicas

En el diagrama esfuerzo-deformación después de la región elástica existe una región donde se presenta un comportamiento en forma de curva de potencia, conocida como zona de deformación plástica o como zona de endurecimiento por deformación. Con el propósito de analizar el efecto del aporte térmico en los valores  $n$  y  $K$  de endurecimiento por deformación de las soldaduras bimetálicas, a partir de los datos experimentales de  $\sigma$ - $\epsilon$  (ingenieril) se calcularon los datos experimentales de  $\sigma$ - $\epsilon$  (verdadera) para realizar un ajuste lineal con los datos de la región II de la Figura 4.26, los datos experimentales se ajustaron al modelo de Hollomon [120, 121]:

$$\sigma = \epsilon^n K \quad \text{ecuación 7}$$

Donde  $\epsilon$  es el coeficiente o exponente de endurecimiento por deformación y  $K$  es el coeficiente de resistencia un parámetro de ajuste con unidades de esfuerzo. Para la mayoría de los metales, el exponente de endurecimiento de Hollomon cae en el rango de valores 0.10 -0.50 [121].



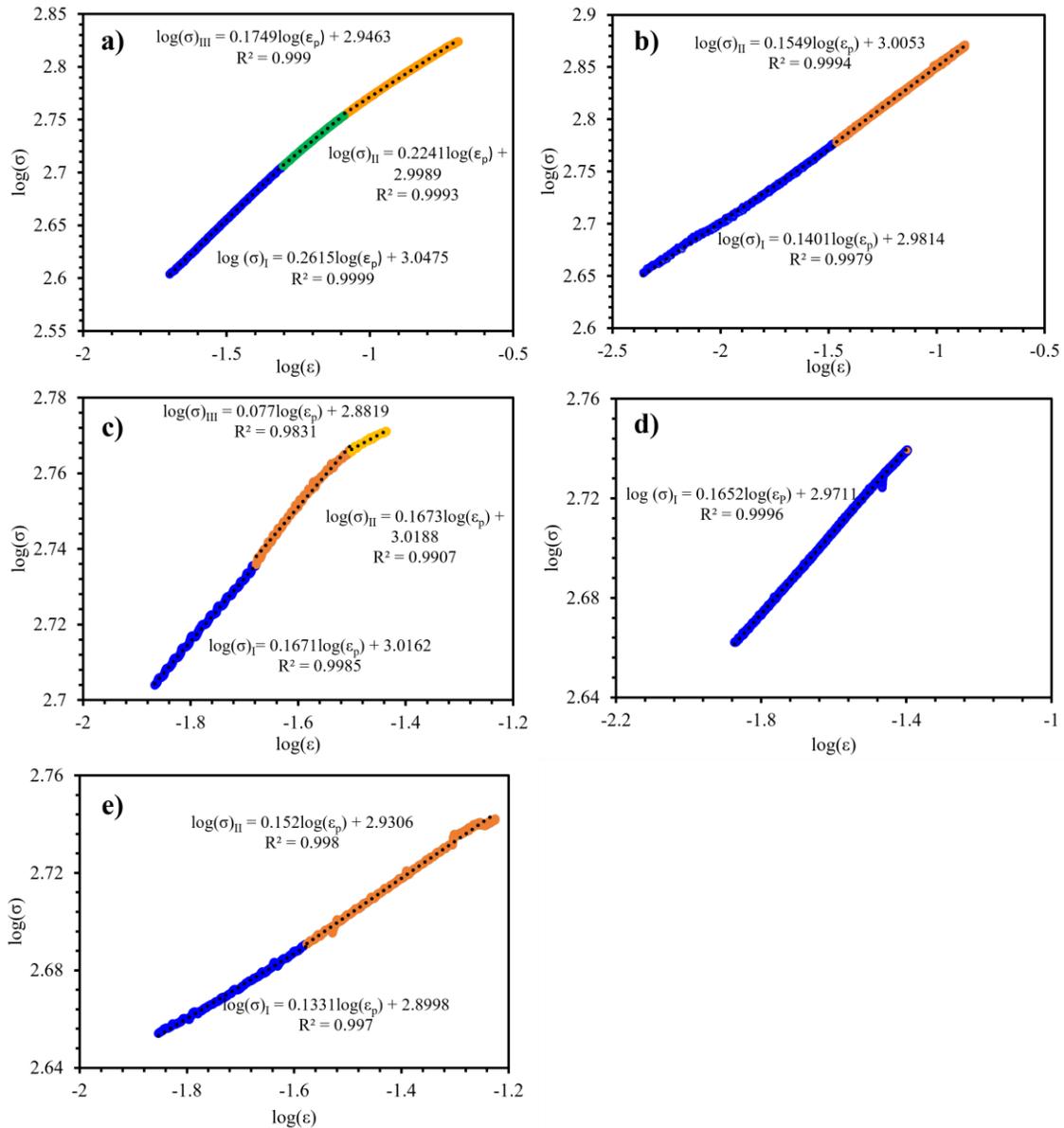
**Figura 4.26** Detalle de la curva esfuerzo-deformación de las soldaduras bimetálicas en la región

II.

Los valores  $n$  y  $K$  son obtenidos, al linearizar la ecuación (1) de la siguiente forma:

$$\log(\sigma) = n\log(\varepsilon) + \log(K) \quad \text{ecuación 8}$$

La linearización fue realizada tomando los valores experimentales del esfuerzo verdadero ( $\sigma_v = \sigma + e$ ) y deformación verdadera ( $\varepsilon_v = \ln(1 + e)$ ) donde  $e$  es la deformación ingenieril. Las gráficas  $\log(\sigma) - \log(\varepsilon)$  de los datos experimentales del MB API 5L X-52 y soldaduras bimetálicas se muestran en las Figuras 4.27 a), b), c) y d). Como se puede observar en la Figura 4.27 a) y c) los datos experimentales no se ajustan a una sola línea recta, los datos siguen una triple pendiente, en comparación con los datos de las condiciones del revestimiento y la soldadura SB9 que siguen una doble pendiente (ver Figura 4.27 b) y e)). En lo que se refiere a la condición SBMo3 solo se ajusta a una línea recta. Este tipo de comportamiento de más de una pendiente ha sido reportado para algunos materiales y sugiere que el material puede presentar más de dos etapas de endurecimiento por deformación [122, 123].



**Figura 4.27** Gráficos  $\log(\sigma)$ - $\log(\epsilon)$  de la linealización de la región II (zona plástica) mediante el modelo de Hollomon con sus respectivas etapas de endurecimiento: a) MB, b) Revestimiento, c) SB1, d) SBMo3 y e) SB9.

En la Tabla 4.11 se pueden observar los valores obtenidos de  $n_i$  y  $K_i$  más a detalle del ajuste lineal para cada una de las condiciones mencionadas anteriormente. Los resultados muestran que el efecto del aporte térmico impacta en los valores de  $n_i$  y  $K_i$ , los cuales cambian ligeramente. Para la probeta MB los coeficientes de endurecimiento ( $n_1$  y  $n_2$ ) aumenta su valor  $\sim 50\%$  y  $\sim 30\%$  y  $K_1 \sim 15\%$  con respecto a la probeta del revestimiento y el valor  $K_2$  disminuye hasta 1.42%, es interesante observar

que el efecto de la transferencia de calor durante la adición del material ER316L-Si si influye en la reducción del valor del coeficiente de endurecimiento y en sus etapas de endurecimiento. Por otro lado, si nos centramos en el efecto del aporte térmico ya en las probetas de las soldaduras bimetalicas, se puede observar que las probetas SB1 y SBMo3 muestra un coeficiente de endurecimiento  $n_1$  igual, a diferencia de la probeta SB9 cuyo coeficiente de endurecimiento  $n_1$  disminuye un 20% con respecto a las SB1 y SBMo3. Para el valor de las constantes  $K_1$ , existe una variación de aproximadamente 15 % entre la probeta SB1 y la SBMo3, y del 25% entre las probetas SB1 y SB9. Por otra parte, el coeficiente de endurecimiento por deformación  $n_2$  de la probeta SB1 presenta un aumento de ~9.14% y  $K_2$  de ~18.38% con respecto a la SB9. La probeta SBMo3 no presenta un valor de  $n_2$  y  $K_2$ , lo cual señala que la curva de potencia del endurecimiento por deformación es muy pequeña que se ajusta muy bien a una sola línea recta. Es importante mencionar que se hace hincapié a la condición SB1 en esta parte experimental para comparar nuestros resultados de las soldaduras tomándola como nuestro patrón de referencia, la cual de acuerdo con el arreglo ortogonal Taguchi fue considerada la óptima condición.

**Tabla 4.11** Valores de exponente de endurecimiento ( $n$ ) y coeficiente de resistencia ( $K$ ) de las etapas de endurecimiento.

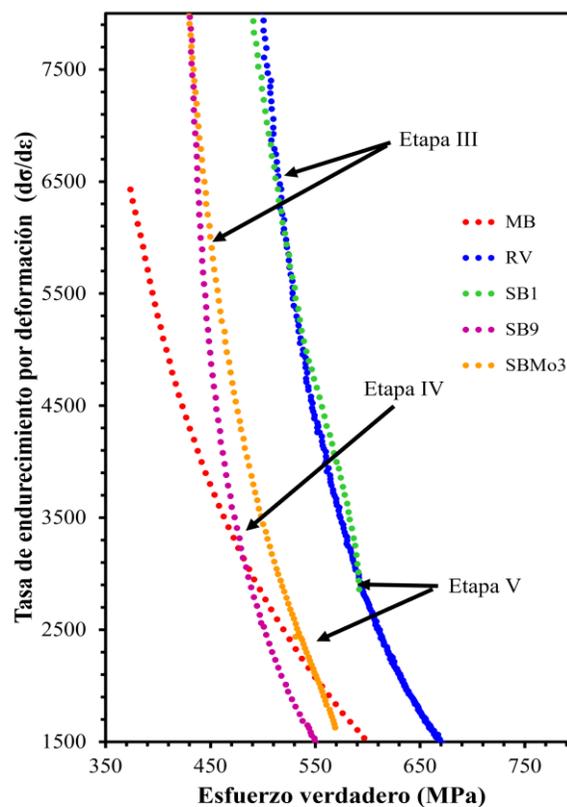
<b>Material</b>	$n_1$	$K_1$ (MPa)	$n_2$	$K_2$ (MPa)	$n_3$	$K_3$ (MPa)
<b>MB</b>	0.2615	1115.58	0.2241	997.47	0.1749	883.69
<b>RV</b>	0.1409	958.07	0.1549	1012.28-	-	-
<b>SB1</b>	0.1674	1038	0.1673	1044.23	0.077	761.90
<b>SBMo3</b>	0.1652	935.62	-	-	-	-
<b>SB9</b>	0.1331	793.96	0.152	852.31-	-	-

Por otro lado, mediante el modelo de endurecimiento por deformación de Kocks Mecking es posible describir la relación entre el flujo de esfuerzo y la tasa de deformación del material.

De acuerdo con el modelo de Hollomon fue posible observar de dos a tres etapas de endurecimiento en los materiales. Sin embargo, el comportamiento de tercer orden de la curva de flujo de esfuerzo vs tasa de deformación puede dividirse en tres etapas: etapa III, IV y V. En la etapa III se puede visualizar que a medida que incrementa el esfuerzo, la tasa de endurecimiento por deformación es

más rápida en las soldaduras bimetálicas en comparación con la del MB API 5L X-52, lo cual señala que en esta región la recuperación dinámica plástica disminuye por la acumulación de dislocaciones. Posteriormente bajo ese aumento del esfuerzo, la tasa de deformación disminuye gradualmente favoreciendo a que posiblemente en esta región se tenga una liberación de energía por el movimiento, generación y aniquilación de dislocaciones (etapa IV). La etapa V señala puede ser asociada con el inicio de la formación de microporos y/o otros defectos al final de la etapa de endurecimiento ( ver Figura 4.28).

El empleo de este tipo de gráfico, puede estimar el comportamiento de sistemas de deslizamiento en el grano de la microestructura de la soldadura una vez que se alcanza el valor de esfuerzo crítico, este fuerza la activación y promueve la propagación de dislocaciones internas aumentando la densidad de dislocaciones y la capacidad de deformación del material [124].



**Figura 4.28** Gráfico de la tasa de endurecimiento por deformación vs flujo de esfuerzo del MB API 5L X-52, revestimiento y soldaduras bimetálicas SB1, SB9 y SBMo3.

#### 4.11.2.4 Fractografías de los ensayos de tensión

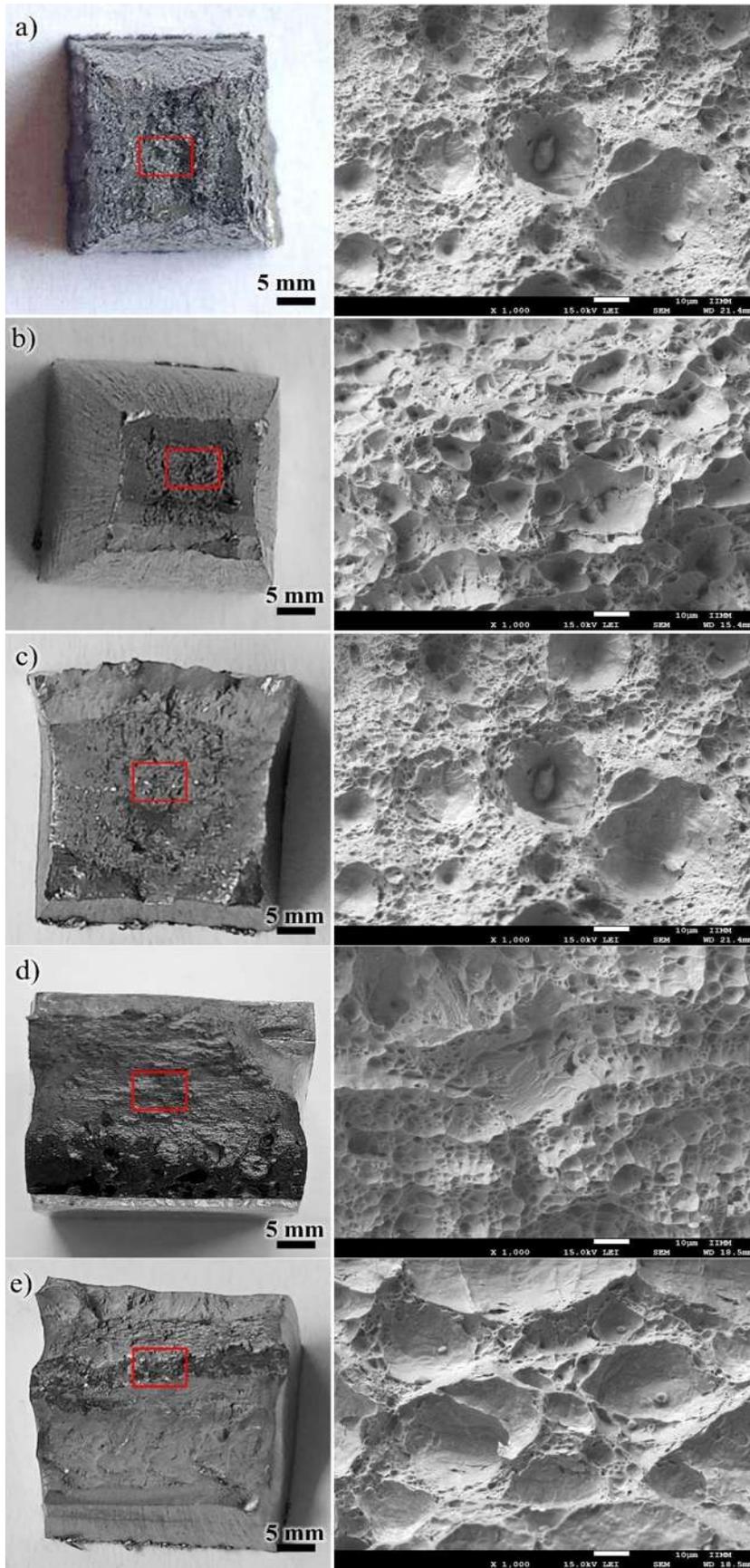
En las Figuras 4.29 a), b), c), d) y e) se puede observar la zona de falla de las probetas de tensión del MB, revestimiento y de las soldaduras bimetálicas (SB1, SBMo3 y SB9). La Figura 4.29 b) se puede observar que a lo largo de la región calibrada (colocación del extensómetro), la superficie del MB API 5L X-52 presenta un ablandamiento con un aumento en la rugosidad superficial, así como la formación de bandas o marcas onduladas como producto de la acumulación de la densidad de dislocaciones, lo cual señala que estas bandas pueden ser sitios para la nucleación y propagación de grietas en el material. Por otro lado, la Figura 4.29 c) muestra que la condición SB1 falló en el MB API 5L X-52 a una distancia ~15 mm respecto al centro del cordón de soldadura mostrando un fenómeno similar al de la condición del revestimiento con ligeras marcas de bandas de deformación en la región de ablandamiento de la ZAT, lo cual indica que estos defectos no influyen en la soldadura, mostrando así una soldadura completamente sana y de buena calidad. Para las Figuras 4.29 d) y e) ambas soldaduras fallaron a lo largo de la línea de fusión, siendo más notorio la falla a un ángulo de 45° en la condición SBMo3 que en la condición SB9, esto puede atribuirse a la segregación de elementos de aleación y precipitación de carburos en la región martensítica que influyen en la ductilidad del material y en el modo de fractura.

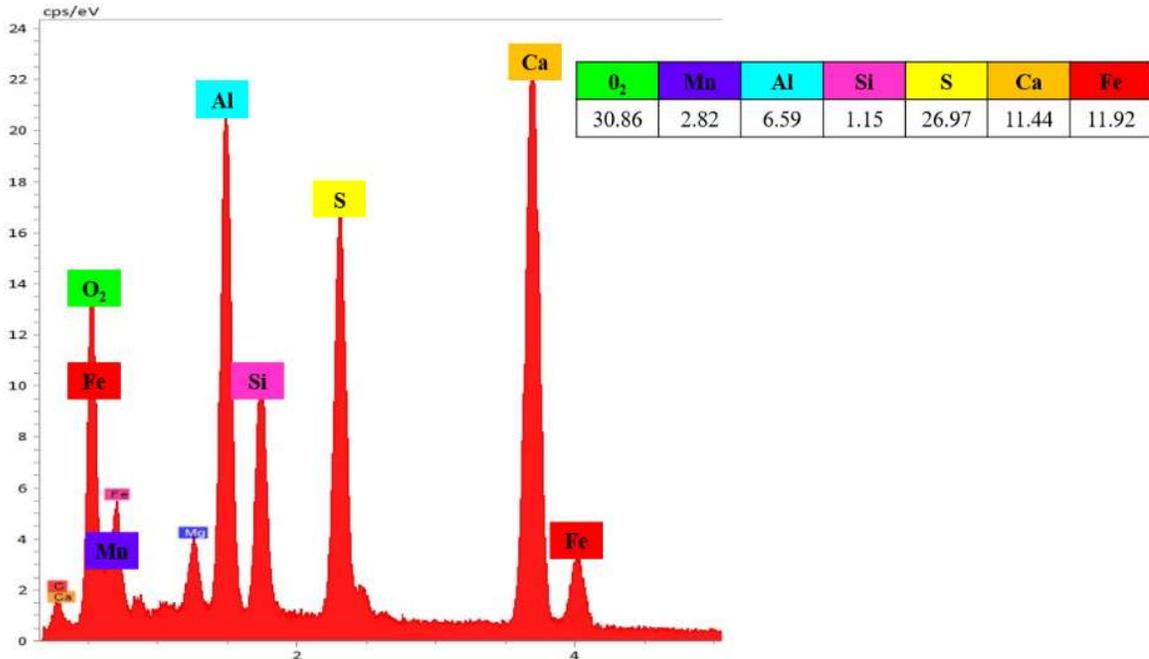


**Figura 4.29** Vista transversal de la zona de falla en las probetas de tensión: a) MB API 5L X-52, b) revestimiento, c) SB1, d) SBMo3 y e) SB9.

En la Figura 4.30 a), b) c), d) y e), se puede observar que de acuerdo a la superficie de la fractura que presentan todas las probetas de tensión de las distintas condiciones, el tipo de falla fue predominante dúctil. Este modo de fractura se caracteriza por la presencia de una morfología fibrosa con una distribución homogénea de hoyuelos y microhoyuelos con una forma esférica y/o elipsoidal. Para Vaikar y col [125] una distribución fina de microhuecos en la superficie de la fractura de probetas de tensión con muesca indican una mayor absorción de energía antes de la fractura por tensión. La coalescencia de microhuecos en inclusiones o precipitados y en donde una grieta dúctil se propaga a través de la interfaz de inclusión/ matriz donde las propiedades no se ven afectadas por el esfuerzo. Por lo que la etapa de propagación de la fractura dúctil depende de la coalescencia vacía, la cual está determinada por la resistencia y ductilidad de la matriz [92]. Por otro lado, se dice que el tamaño y forma inclusiones pueden estar relacionado con la segregación de elementos de aleación durante la solidificación en el proceso de soldadura, los cuales pueden determinar la ductilidad del material.

En la Figura 4.30 f) mediante un análisis químico se puede apreciar la presencia de inclusiones ricas en Al, Ca, S, Si, Mn, Fe, así como la microdeformación plástica, nucleación y coalescencia de huecos y microhuecos alrededor de estas inclusiones. La formación de estas inclusiones pueden estar asociadas con la influencia de elementos de aleación como Nb, Ti, V durante el proceso de soldadura. Según Vaikar y col [125] la tendencia a formar más inclusiones es mayor con la adición de Ti presente en la zona de fusión, la cual tiende a incrementar sitios de nucleación para la formación de ferrita acicular en soldaduras de aceros HSLA. Estos elementos como Fe, Mn y S pueden formar (Fe, Mn) S, MnS, e inclusiones globulares o Fe-MnS, lo cual ha sido reportado por otros autores [87, 89]. Las inclusiones actúan como concentradores de esfuerzos y las grietas se inician en la inclusión debido al agrietamiento de inclusiones o decohesión de la inclusión y matriz [126].





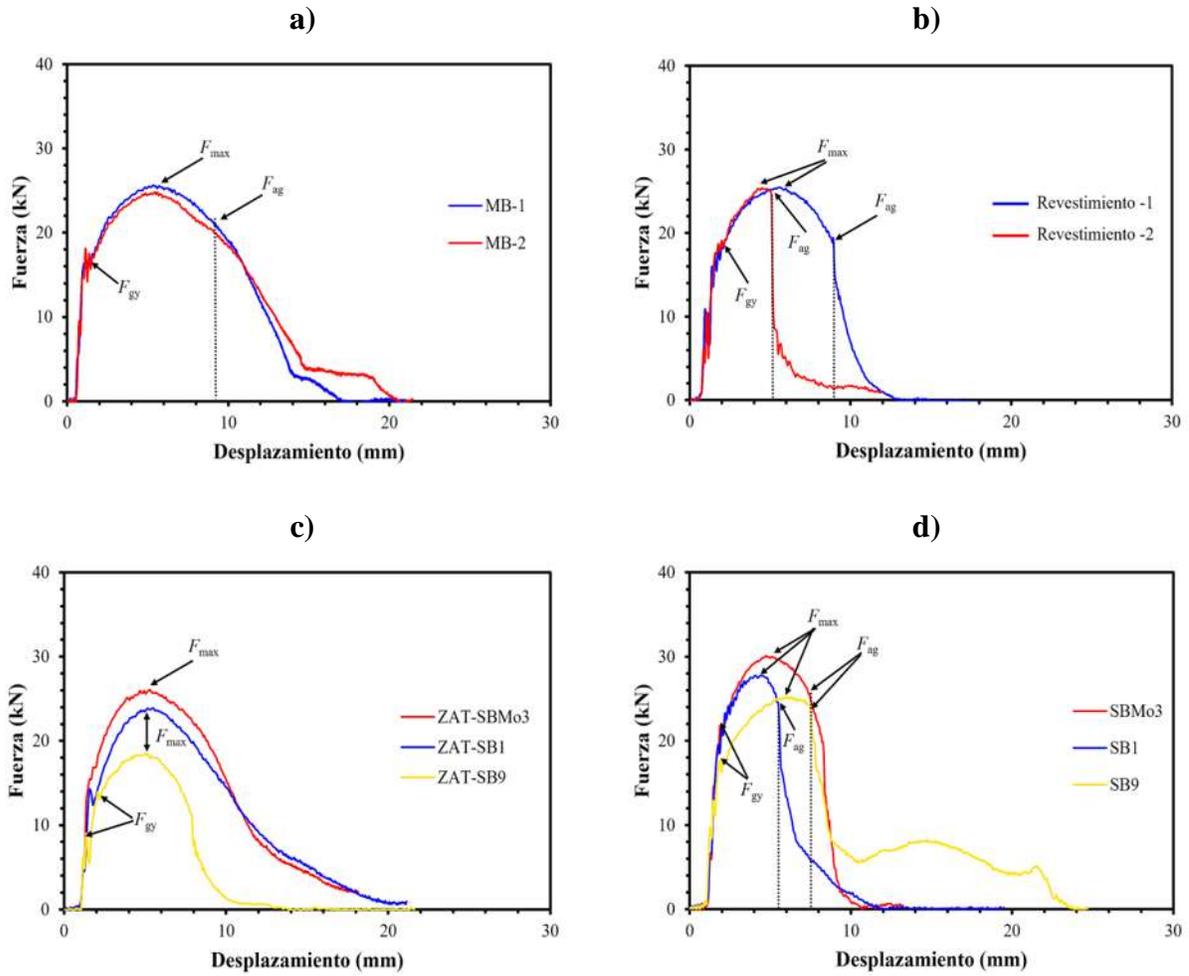
**Figura 4.30** Fractografía de la superficie de la fractura de las probetas de tensión y análisis puntual de elementos químicos: a) MB API 5L X-52 y SB1, b) Revestimiento, c) SB9 y d) SBMo3.

#### 4.11.3 Resistencia al impacto Charpy instrumentado

La Figura 4.31 a), b) c) y d) muestra las curvas fuerza-desplazamiento obtenidas del ensayo de impacto Charpy instrumentado para los distintos materiales. De igual manera, se puede apreciar las tres principales fuerzas: la fuerza de cedencia ( $F_{gy}$ ), la fuerza máxima ( $F_{max}$ ) y la fuerza de propagación inestable de la grieta ( $F_{ag}$ ), las cuales cubren las regiones correspondientes a las etapas de energía como: energía de iniciación de la grieta, energía de crecimiento de grieta estable y energía de propagación de la grieta inestable de la grieta. La Figura 4.31 a) correspondiente a las probetas MB-1 y MB-2 en condición de recibido presentan un comportamiento dúctil muy parecido del tipo C según la norma ASTM E2298 [127]. Ambas condiciones muestran una mayor cantidad de energía al impacto que de acuerdo a los resultados experimentales de tensión previos, poseen buena ductilidad a diferencia del resto de las condiciones. La Figura 4.31 b) corresponde a las curvas obtenidas del ensayo Charpy realizado a las condiciones del revestimiento, donde la hendidura (muesca V) fue localizada en el MB API 5L X-52 denominada como revestimiento-1 y para la otra condición, la hendidura fue localizada del lado del material depositado con ER316L-

Si (revestimiento-2). Ambas probetas exhiben un comportamiento mixto frágil-dúctil alcanzando una  $F_{max}$  similar de 25 kN con un cambio significativo en la capacidad de absorción de energía para el revestimiento-2, la cual disminuye un 52 % respecto al revestimiento-1 de manera lineal hasta un valor de 10 kN donde posteriormente disminuye proporcionalmente. Este modo de fractura puede asociarse a la difusión de carbono en la interface de la ZAT API X-52/AISI 316L-Si, las transformaciones de ferrita durante el proceso de soldadura y la recristalización de grano en la ZAT API 5LX-52, las cuales incrementaron el valor de la dureza. Por otro lado, la Figura 4.31 c) muestra un comportamiento totalmente dúctil en las tres condiciones ZAT-SBMo3, ZAT-SB1 y ZAT-SB9 con valores promedio de  $F_{max}$  (26, 25 y 18) kN, este tipo de comportamiento concuerda con el comportamiento al tipo C basado en la norma ASTM E2298 [127]. Es evidente observar que el efecto del aporte térmico en las ZAT'S reduce la capacidad de absorción de energía de impacto por la presencia de las transformaciones de ferrita y precipitación de carburos, que proporcionan un aumento en la dureza la cual disminuye la tenacidad al impacto. La Figura 4.31 d) muestra un comportamiento mixto (frágil-dúctil) de la tenacidad al impacto en las soldaduras bimetálicas (SBMo3, SB1 y SB9), donde se puede apreciar que las probetas SBMo3, SB1 y SB9 presentan una ligera variación en los valores de  $F_{max}$  (30 ,29 y 25) kN con un mayor desplazamiento para la probeta SB9 a diferencia de las probetas SB1 y SBMo3. Es bien sabido que en un material a mayor dureza menor ductilidad y tenacidad al impacto. En este sentido, es posible observar que las probetas SBMo3 y SB9 muestran una mayor capacidad de absorción de energía al impacto que la probeta SB1, lo cual no tendría correlación y congruencia con los valores experimentales de microdureza mencionados anteriormente. Sin embargo, si observamos a detalle después de que se alcanza la  $F_{max}$ , sigue la región de propagación inestable de la grieta, aquí el valor de  $F_{ag}$  para SBMo3 y SB9 cae repentinamente de manera lineal a diferencia de la probeta SB1 la cual sigue un comportamiento constante con una trayectoria en forma de curva de potencia. Esta caída repentina puede ser asociada a la transformación martensítica, formación de islas y precipitación de carburos que se forman por la mezcla de Ni-Fe y que influyen en el modo de fractura.

De manera detallada, la Tabla 4.12 muestra la información obtenida de los ensayos de impacto Charpy instrumentado a temperatura ambiente como: la fuerza de cedencia ( $F_{gy}$ ), la fuerza máxima ( $F_{max}$ ) y la fuerza de propagación inestable de la grieta ( $F_{ag}$ ), deformación máxima y energía a la fractura por unidad de volumen de las probetas de los diferentes materiales analizados.



**Figura 4.31** Curvas fuerza-desplazamiento obtenidas del ensayo de impacto Charpy instrumentado: a) MB (sentido longitudinal (MB-1) y transversal (MB-2)), b) Revestimiento-1 y Revestimiento-2, c) ZAT y d) cordón de soldadura.

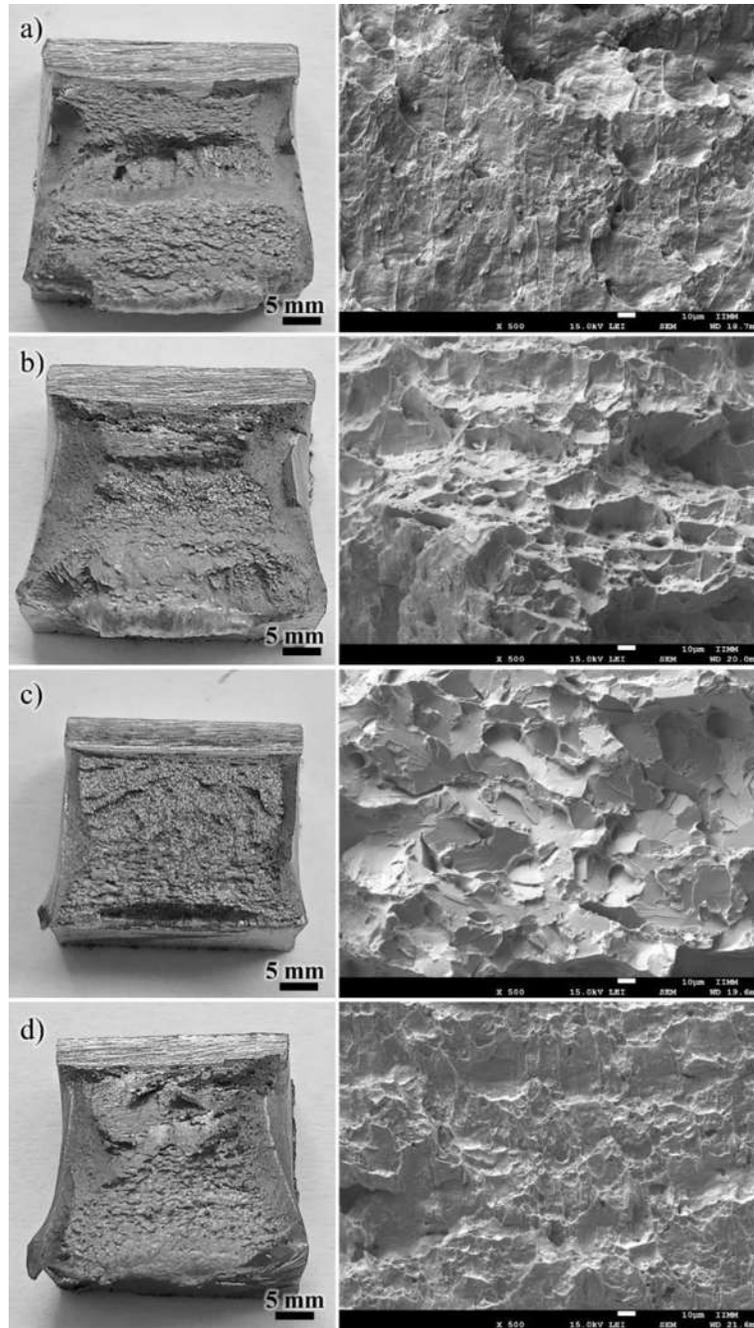
**Tabla 4.12** Resultados obtenidos del ensayo de impacto Charpy instrumentado.

<b>Material</b>	$F_{gy}$ (kN)	$F_{max}$ (kN)	$F_{ag}$ (kN)	$\delta_{max}$ (mm)	$E$ (MJ m <sup>-3</sup> )
MB-1 y MB-2	15 ± 1.41	25 ± 0.58	21 ± 1.27	22 ± 0.30	111.68
Revestimiento-1	19 ± 1.41	24 ± 1.67	25 ± 0.35	13 ± 0.13	49.63
Revestimiento-2	19 ± 0.70	25 ± 0.16	19.7 ± 2.48	12 ± 2.52	25.78
ZAT- SBMo3	17 ± 1.22	26 ± 0.92	-	22 ± 3.81	74.45
ZAT-SB1	16 ± 2.69	25 ± 1.04	-	22 ± 1.21	63.95
ZAT -SB9	14 ± 0.85	18 ± 0.82	-	14 ± 1.47	24.22
SBMo3	22 ± 0.82	30 ± 3.53	25.8 ± 0.90	13 ± 1.21	46.78
SB1	21 ± 1.20	29 ± 1.21	25 ± 1.20	12 ± 0.15	29.6
SB9	18 ± 1.01	25 ± 2.88	24 ± 0.65	24 ± 0.20	71.83

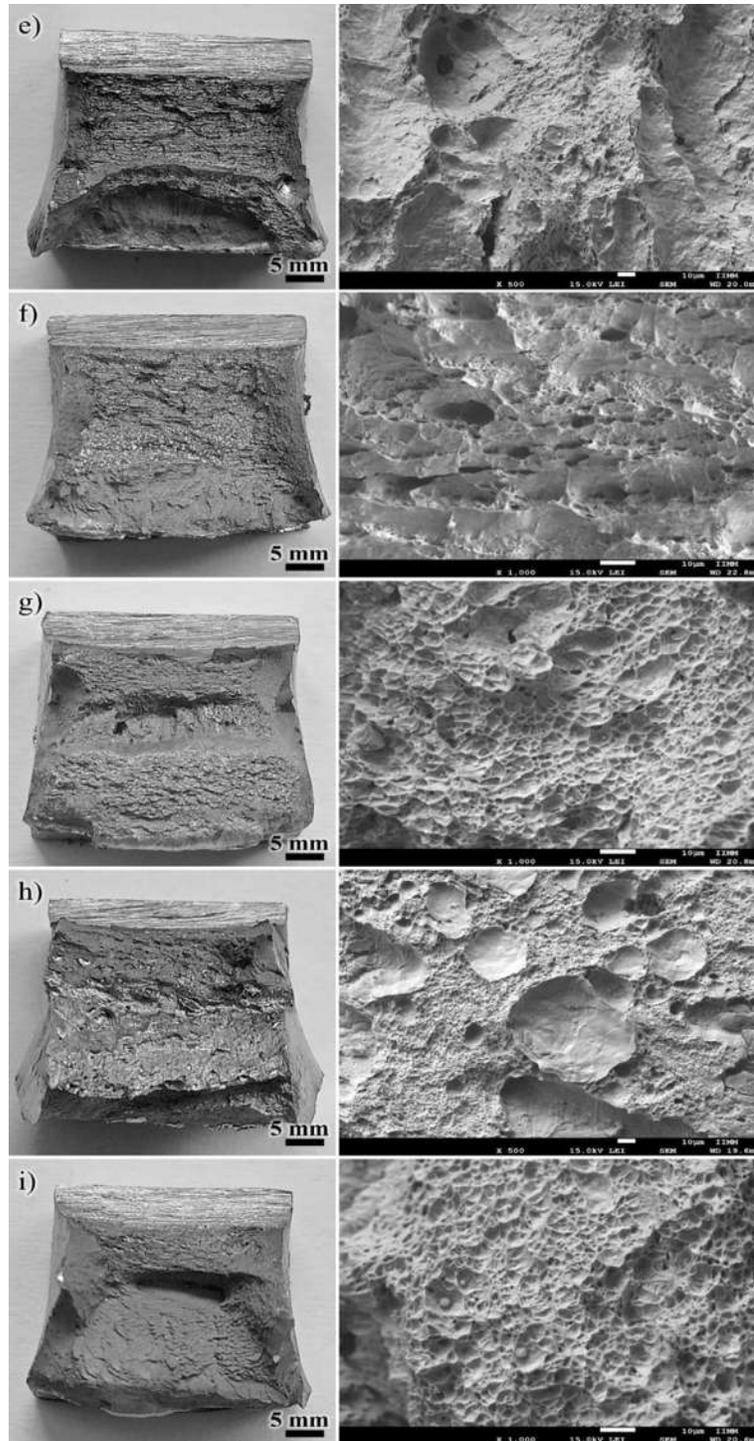
#### 4.11.3.1 Fractografías de los ensayos de impacto

En la Figura 4.32 a) se puede observar que de acuerdo a la superficie de la fractura MB API 5L X-52 es posible observar un tipo de fractura dúctil con un aumento en las bandas de microdeformación plástica y regiones de hoyuelos de gran profundidad, lo cual puede estar correlacionado al comportamiento mostrado en las curvas de impacto de la Figura 4.31 a). Por otro lado, las condiciones revestimiento-1 y revestimiento-2 presentan una combinación en el mecanismo de fractura frágil-dúctil (cuasi-clivaje) con una ligera diferencia (ver Figura 4.32 b) y c)). La condición cladding-1 presenta una mezcla de hoyuelos planos y hoyuelos con una forma casi esférica de mayor diámetro, además de regiones de microhuecos de tamaño fino producto de un gran esfuerzo cortante y para la condición revestimiento-2 solo presenta hoyuelos planos sin evidencia de microhuecos, lo cual señala que la cantidad de absorción de energía es mayor en revestimiento-1 que en el revestimiento-2. En relación con las probetas ZAT-SB1, ZAT-SBMo3 y ZAT-SB9 se tiene una superficie muy similar con una formación de hoyuelos y coalescencia de microhuecos. En el caso de la condición ZAT-SB1 presenta hoyuelos de gran tamaño y profundidad, así como regiones con superficies planas a diferencia del resto de probetas, lo cual señala que el aporte térmico posiblemente presenta un efecto significativo en el modo de fractura (ver Figura 4.33 d), e), f)). Todas estas observaciones pueden relacionarse con una ligera disminución simultánea de la energía de iniciación y de propagación de la grieta de acuerdo a las gráficas de fuerza-desplazamiento de la Figura 4.31 c). Para las probetas SB1, SBMo3 y SB9 nos centramos en la

superficie de fractura de la región del enmantecado depositada con la aleación base níquel ERNi-1 y ERNiCrMo-3 debido a que en esta región se presenta la formación de martensita. Es evidente que en las condiciones SB1 y SBMo3 ambas condiciones presentan una morfología muy parecida en la superficie de la fractura con una distribución uniforme de microhuecos y gran número de inclusiones ricas en Mn, Si, Al y Ti para SB1 y Mn, Al, Si para SBMo3, este modo de fractura y diferencia en la cantidad de absorción de energía pueden asociarse a la presencia de estas inclusiones. A diferencia de la probeta SB9 que presenta regiones de clivaje de gran tamaño con una distribución homogénea y fina de microhuecos, posiblemente este gran tamaño de hoyuelos señala que se tuvo la presencia de inclusiones, las cuales fueron arrancadas a un mayor esfuerzo cortante para el inicio de la grieta ( ver Figura 4.33 g), h) i)).



**Figura 4.32** Superficie de la fractura de las probetas de impacto Charpy a) MB-1 y MB-2, b) Revestimiento-1, c) Revestimiento-2, d) ZAT SB1, e) ZAT SB9, f) ZATSBMo3, g) SB1, h) SB9, y i) SBMo3.



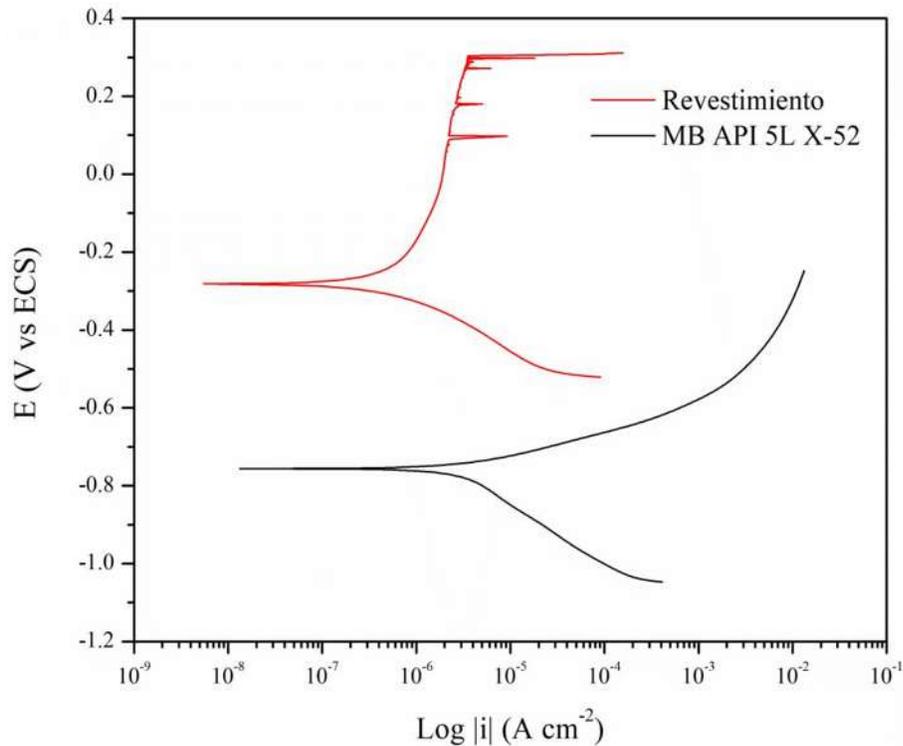
**Figura 4.33** Superficie de la fractura de las probetas de impacto Charpy a) MB-1 y MB-2, b) Revestimiento-1, c) Revestimiento-2, d) ZAT SB1, e) ZAT SB9, f) ZATSBMo3, g) SB1, h) SB-9, y i) SBMo3.

## 4.12 Caracterización electroquímica

### 4.12.1 Polarización potenciodinámica en el MB API 5L X-52 y revestimiento 316L-Si

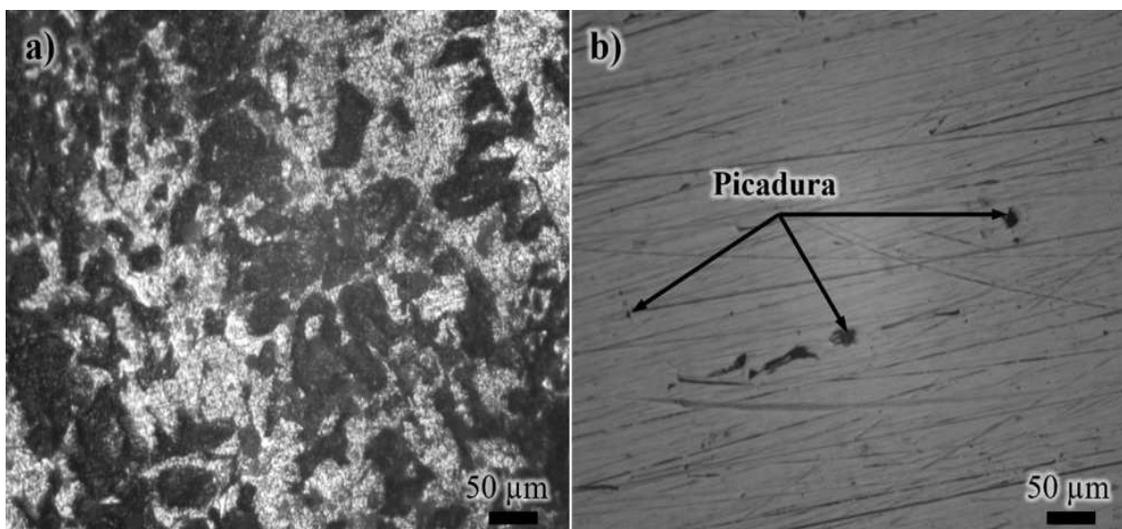
Para evaluar el comportamiento electroquímico de la soldadura del acero bimetálico API 5L X52-AISI 316L-Si se realizaron pruebas electroquímicas de polarización potenciodinámica en agua de mar natural en las juntas soldadas de la interfase MB-API 5L X-52y revestimiento para determinar su resistencia a la corrosión. En la Figura 4.34 se puede observar que el comportamiento electroquímico del MB API 5L X-52 inmerso en agua de mar natural es activo con un  $E_{\text{corr}} = -756$  mV vs ESC mostrando una cinética controlada por un mecanismo de transferencia de carga en ambas reacciones (anódica y catódica), es decir, la etapa más lenta en el proceso de corrosión del acero API 5L X52 en agua de mar natural es la transferencia de carga en la interfase metal-electrolito. La curva de polarización indica que el acero al carbono es muy susceptible a presentar corrosión uniforme (general), en comparación con la tendencia de un comportamiento pasivo que presenta el revestimiento AISI 316L-Si, el cual muestra un potencial de corrosión de ~37 % más noble respecto al valor del potencial del MB API 5L X-52. Así mismo, se puede visualizar que dentro de la región de comportamiento pasivo del revestimiento AISI 316L-Si, la corriente no se incrementa sustancialmente al incrementar el sobrepotencial anódico aplicado.

En la región de comportamiento pasivo de la curva de polarización se pueden observar incrementos súbitos de corriente con una recuperación casi inmediata de la condición pasiva, lo cual se asocia a la formación de picaduras metaestables. Sin embargo, al alcanzar un potencial promedio de  $285 \pm 35$  mV vs ESC, se generan picaduras estables, lo cual se asocia a la salida súbita de corriente de al menos dos órdenes de magnitud. En esta base se puede establecer que el revestimiento presentó un valor de potencial de picado ( $E_p = 285 \pm 35$  mV) y una ventana de diferencias de potencial  $\Delta E = E_p - E_{\text{Corr}} = 560 \pm 39$  mV, éste último valor está asociado a la resistencia a la corrosión por picaduras de este material en agua de mar natural. En esta ventana de potencial, se presenta una densidad de corriente anódica en estado pasivo del orden de  $10^{-6}$  A/cm<sup>2</sup>.



**Figura 4.34** Curvas de polarización potenciodinámica del MB API 5L X-52 y revestimiento AISI 316L-Si en agua de mar natural.

Por otro lado, mediante MO se puede observar la presencia de productos de corrosión con una tonalidad café oscuro sobre la superficie del MB API 5L X-52 después de ser finalizada la polarización potenciodinámica (ver Figura 4.35 a)). De esta manera se confirma que el acero al carbono no es termodinámicamente estable en presencia de agua. En agua de mar natural que además contiene una gran concentración de iones cloruro ( $\text{Cl}^-$ ) tiende a corroerse espontáneamente con alta velocidad mostrando una forma de corrosión uniforme. Sin embargo, existen regiones ligeramente menos susceptibles a esta forma de corrosión, lo cual es asociado a la microestructura, composición química e historial de fabricación del MB. Para el revestimiento, el comportamiento electroquímico es pasivo y estable en agua de mar natural, pero al incrementarse el sobrepotencial anódico aplicado, se induce la inestabilidad de la capa pasiva provocando la ruptura y la formación de picaduras metaestables antes de alcanzar el potencial de picadura  $E_p$ , a partir del cual se presenta el crecimiento de picaduras estables como las que se observan en la Figura 4.35 b).



**Figura 4.35** Micrografía de la superficie analizada después de la prueba potenciodinámica. a) MB API 5L X-52, y b) revestimiento AISI 316L-Si.

A partir de la rama catódica se determinó el valor de la densidad de corriente de corrosión, para posteriormente determinar la velocidad de corrosión del metal utilizando las leyes de Faraday. El valor de la densidad de corriente ( $I_{corr}$ ) es un parámetro importante para determinar la velocidad de corrosión que depende de las pendientes de Tafel obtenidas de las regiones lineales de las ramas catódica ( $\beta_c$ ) y anódica ( $\beta_a$ ), es decir, mientras mayor sea la densidad de corriente de corrosión mayor será la velocidad de corrosión. Para este estudio, la velocidad de corrosión del acero API 5L X-52 fue determinada mediante la  $I_{corr}$  catódica dado a que en esta región es la etapa más lenta, la que controla el mecanismo de transferencia de electrones en la interfase electrificada o interfase metal-electrolito. En la Tabla 4.13 se listan las variables obtenidas de las respectivas curvas de polarización potenciodinámica experimentales.

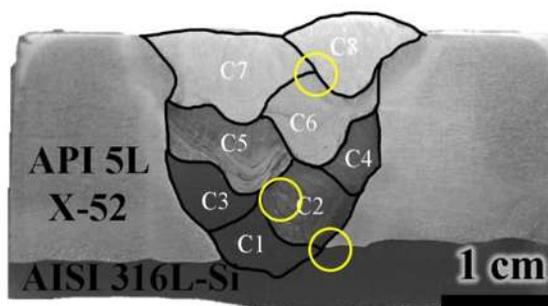
**Tabla 4.13** Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica del MB API 5L X-52 y revestimiento AISI 316L-Si inmersos en una solución de agua de mar natural.

Material	$E_{corr}$ mV	$I_{corr}$ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$	$E_p$ mV	$\Delta E$ mV	$r$ mm/año
API 5L X-52	-756 $\pm 2.30$	2.95 $\pm 0.46$	-756 $\pm 2.25$	-	0.0343

Revestimiento AISI 316L-Si	-282 ±0.82	1.93 ±6.16	285 ±26.52	567	0.0204
-------------------------------	------------	---------------	---------------	-----	--------

#### 4.12.2 Polarización potenciodinámica en soldaduras bimetálicas

En esta etapa de la parte del análisis electroquímico, es importante resaltar y mencionar, que se realizó un estudio detallado de regiones críticas y consideradas susceptibles a la corrosión uniforme y localizada en muestras de las tres condiciones de soldaduras SB1, SB9 y SBMo3 en agua de mar natural. En la Figura 4.36, es posible observar de manera ilustrativa las regiones específicas que se analizaron, las cuales están delimitadas con una forma circular de color amarillo.

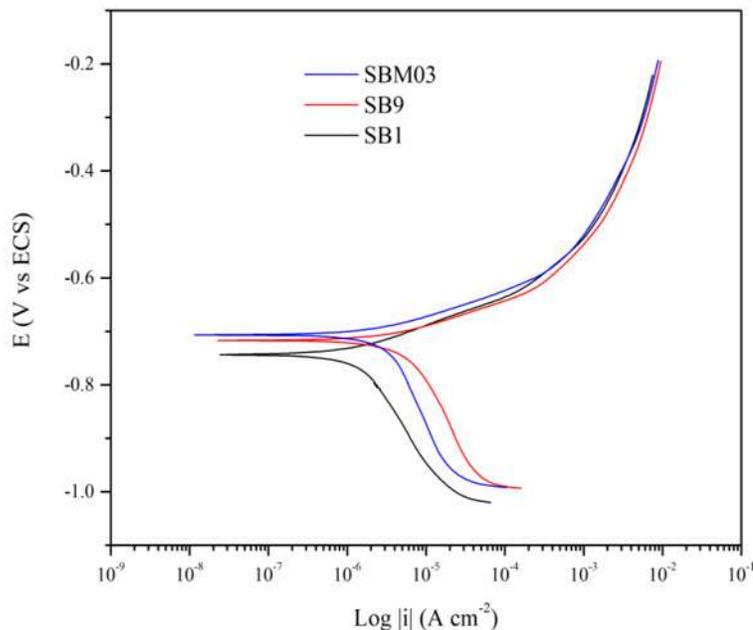


**Figura 4.36** Vista transversal de la soldadura bimetálica.

##### 4.12.2.1 Polarización potenciodinámica en la región del MS ER70S-6

Para la Figura 4.37, se puede apreciar que las condiciones SBMo3 y SB9 presentan un potencial de corrosión muy similar con una ligera variación de  $\sim \pm 7$  mV en comparación con la condición SB1, la cual muestra una fluctuación de  $\sim \pm 20$  y  $\sim \pm 27$  mV respecto al  $E_{\text{corr}}$  de las regiones SBMo3 y SB9. El valor de  $E_{\text{corr}} = -739 \text{ mV} \pm 28 \text{ mV}$  en la condición SB1 resulta ser más negativo (más activo) que las otras condiciones y muy cercano al valor de  $E_{\text{corr}}$  que presenta el MB API 5L X-52. Esta fluctuación del  $E_{\text{corr}}$ , resulta ser más evidente mostrando un desfase más marcado en las pendientes catódicas de Tafel de la rama catódica en las tres condiciones. Por lo que, esta ligera fluctuación en el potencial de corrosión es asociado a la composición química, fases y precipitación de carburos en la microestructura del MS ER70S-6. Por otro lado, la cinética que se presenta en la

rama anódica en las tres condiciones de soldadura es prácticamente idéntica. En ambas ramas catódica y anódica de las curvas de polarización se observa un control por activación en la cinética de ambas reacciones.



**Figura 4.37** Curvas de polarización potenciodinámica del MS ER70S-6 de las soldaduras bimetalicas inmersas en agua de mar natural a 23 °C.

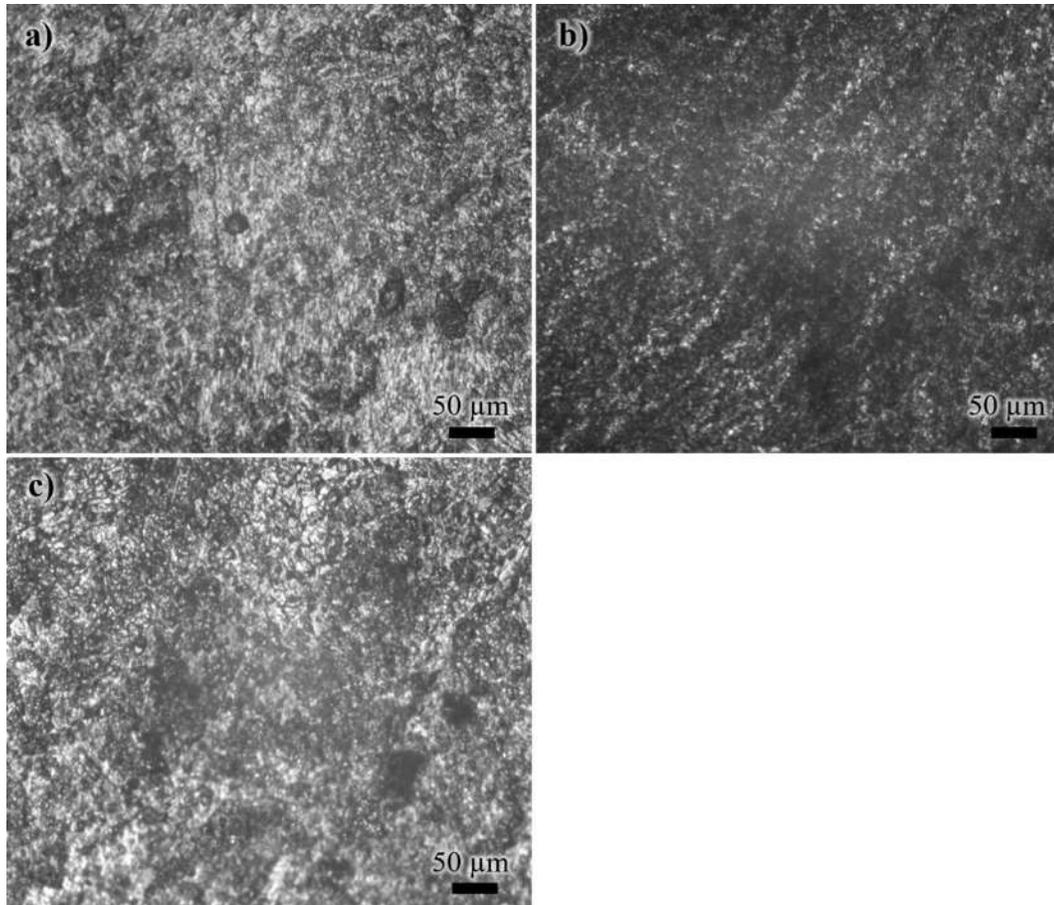
A pesar de que la condición SB1 presentó un  $E_{\text{corr}}$  más negativo, este valor no influyó en la velocidad de corrosión, lo cual señala que la resistencia a la corrosión para esta condición es 2 y 3 veces menor respecto a los valores de SBMo3 y SB9, tal como se puede observar en la Tabla 4.14.

**Tabla 4.14** Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica de la región MS ER70S-6 en una solución de agua de mar.

Material	$E_{\text{corr}}$ mV	$I_{\text{corr}}$ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$	$r$ mm/año
SB1	$-739 \pm 4.79$	$1.81 \pm 0.53$	0.0209
SB9	$-719 \pm 9.74$	$5.68 \pm 2.31$	0.0658
SBMo3	$-712 \pm 12.21$	$3.70 \pm 2.27$	0.0429

En las Figuras 4.38 a), b) y c) se aprecia la capa de productos de corrosión en la superficie después de las pruebas de corrosión potenciodinámica en las tres condiciones de soldaduras bimetálicas. Para la condición SB9, se aprecia un daño más severo en el MS ER70S6 con una tonalidad más oscura; es decir se tiene un incremento en la disolución de Fe con la consecuente formación de más productos de corrosión. En las tres condiciones de soldaduras bimetálicas resaltan regiones claras, así como la presencia de picaduras; estas regiones claras corresponden a una de las transformaciones de la ferrita adquirida durante el ciclo térmico de soldadura. Dentro de sus estudios electroquímicos realizados en aceros HSLA Guo y col [128] observaron que la morfología de la capa de productos de corrosión formada en la superficie del metal es más homogénea, densa y compacta en una microestructura de ferrita acicular de aceros HSLA en una solución de 3.5 % NaCl, lo cual retarda o frena la velocidad de corrosión en el metal.

La presencia de microporos es un factor clave en el crecimiento de la capa de productos de corrosión sobre la superficie de aceros HSLA, lo que significa que la velocidad de formación de estos productos de corrosión es primordial para la formación de una capa barrera con la capacidad para inhibir la transferencia de iones de  $\text{Cl}^-$  hacia la superficie del acero HSLA [129, 130].

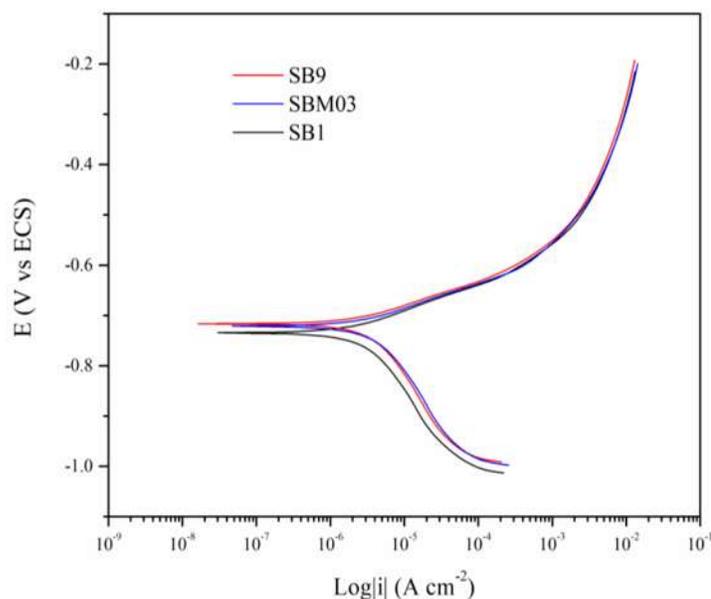


**Figura 4.38** Micrografía de la superficie analizada después de la prueba potenciodinámica en la región MS ER70S-6. a) SB1, b) SB9, y c) SBMo3.

#### ***4.12.2.2 Polarización potenciodinámica en la región de la mezcla Ni-Fe***

Para la Figura 4.39, se puede apreciar que las tres condiciones SB9, SBMo3 y SB1 presentan una cinética anódica y catódica muy similar, prácticamente idéntica. La cinética del proceso electroquímico de corrosión de esta región está controlada por activación, es decir, que la etapa más lenta es la transferencia de carga. Por otro lado, las fluctuaciones del potencial de corrosión en las tres condiciones son despreciables ya que están por debajo del 2%. En cuanto a las velocidades de corrosión de las probetas en las tres condiciones de soldadura es también despreciable, presentándose una ligera superioridad en la resistencia a la corrosión, en la soldadura en la condición SB1 respecto a las otras dos (ver Tabla 4.15). Esta diferencia, aunque marginal puede estar relacionada a la presencia de carburos y de martensita la cual normalmente presenta mayor

actividad electroquímica que la ferrita, lo cual provoca intensa disolución y la formación de capas homogéneas de productos de corrosión en la zona de la mezcla de Fe-Ni.



**Figura 4.39** Curvas de polarización potenciodinámica de la región mezcla Ni-Fe en las soldaduras bimetálicas inmersas en agua de mar natural a 23 °C.

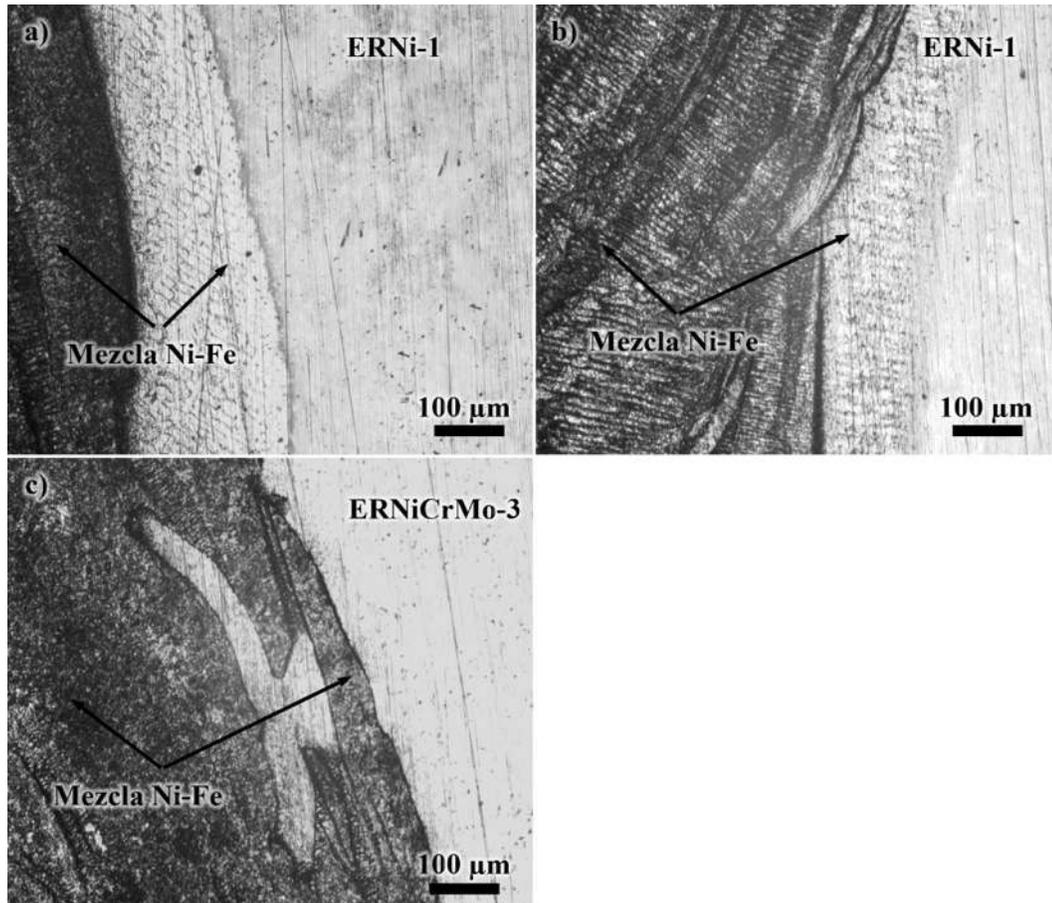
La Tabla 4.15 presenta los parámetros electroquímicos calculados a partir de las curvas de polarización de la Figura 4.39. Los valores de la pendiente catódica de Tafel en las distintas condiciones fueron usados para determinar la velocidad de corrosión a partir de las leyes de Faraday.

**Tabla 4.15** Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica de la región de la mezcla ERNi-1 &ERNiCrMo3/ER70S-6 en una solución de agua de mar.

Material	$E_{\text{corr}}$ mV	$I_{\text{corr}}$ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$	$r$ mm/año
SB1	$-734 \pm 2.65$	$3.22 \pm 0.23$	0.0373
SB9	$-725 \pm 7.25$	$4.01 \pm 0.91$	0.0465
SBMo3	$-722 \pm 6.01$	$4.35 \pm 0.91$	0.0504

En las Figuras 4.40 a), b) y c) se aprecia los productos de corrosión en la superficie después de las pruebas de corrosión potenciodinámica en las tres condiciones de soldaduras bimetalicas. Además, se puede observar la presencia de picaduras cerca de la interfase de la mezcla Ni-Fe/ ERNi-1 &ERNiCrMo-3.

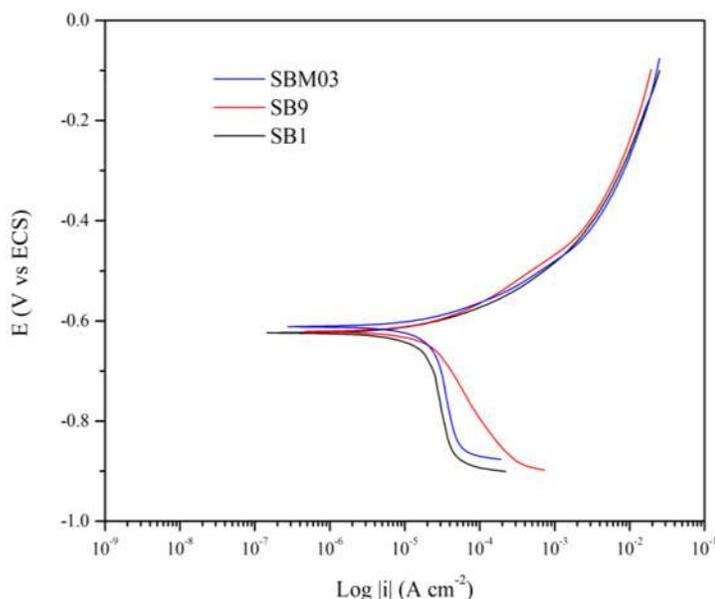
Qin y col [131] observaron que la existencia de una película de productos de corrosión en la superficie del metal sometido a un estudio electroquímico por polarización potenciodinámica únicamente se ve afectado su densidad de corriente anódica y catódica, más no cambia el mecanismo de reacción del ánodo y cátodo del metal en la solución electrolítica. Lo anterior es correcto si es que las condiciones se mantienen constantes en términos de temperatura, pH, concentración de oxígeno y concentración del electrolito.



**Figura 4.40** Micrografía de la superficie analizada después de la prueba potenciodinámica en la región mezcla de Ni-Fe: a) SB1, b) SB9, y c) SBMo3.

#### 4.12.2.3 Polarización potenciodinámica en la región del punto triple

Una de las regiones considerada de mayor interés en términos de su comportamiento electroquímico es la que se forma en el punto triple, lugar donde convergen tres aleaciones distintas con composiciones químicas, propiedades termofísicas y mecánicas diferentes. La Figura 4.41 presenta las curvas de polarización obtenidas de la polarización potenciodinámica en agua de mar natural a 23 °C de las tres condiciones de soldaduras de placas bimetálicas SB1, SB9 y SBMo3. Sin embargo, las tres condiciones de soldadura presentan un potencial de corrosión muy similar y una cinética casi idéntica, para la reacción anódica, a diferencia de la rama catódica donde se tiene un cambio marcado en la cinética respecto a las muestras de MS ER70S-6 y la mezcla Fe-Ni. La rama catódica de las condiciones SB9 y SBMo3 presentan una densidad de corriente límite, es decir, donde la salida de corriente cambia marginalmente al incrementar el sobrepotencial catódico, lo cual indica que la velocidad de la reacción catódica está dominada por un mecanismo de transferencia de masa (difusión) del oxígeno del seno de la solución a la superficie del metal, resultados experimentales parecidos fueron encontrados por Datta y col [132].



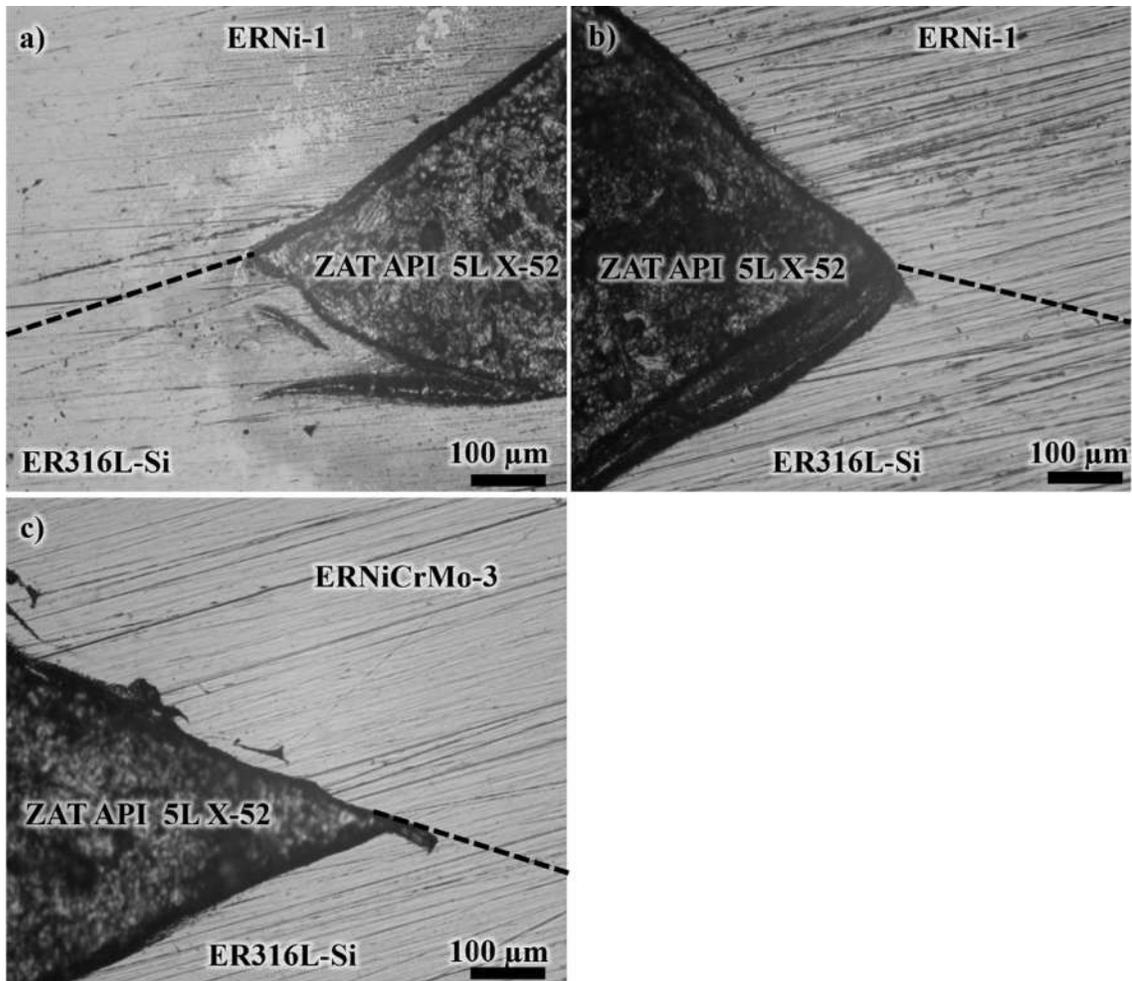
**Figura 4.41** Curvas de polarización potenciodinámica de la región del punto triple de las soldaduras bimetálicas inmersas en agua de mar.

La Tabla 4.16 presenta los parámetros de corrosión obtenidos a partir de la polarización potenciodinámica cuyas curvas de polarización se muestran en la Figura 4.41. También es importante mencionar que el valor de la velocidad de corrosión incrementó ligeramente respecto al valor de la velocidad de corrosión del MB API 5L X-52.

**Tabla 4.16** Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica de la región del punto triple en una solución de agua de mar.

Material	$E_{\text{corr}}$ mV	$I_{\text{corr}}$ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$	$r$ mm/año
SB1	$-623 \pm 7.03$	$19.4 \pm 1.12$	0.2250
SB9	$-621 \pm 13.37$	$22.2 \pm 5.15$	0.2574
SBMo3	$-605 \pm 10.67$	$23.5 \pm 1.56$	0.2725

En las Figuras 4.42 a), b) y c) se aprecia la formación de una capa de productos de corrosión en la superficie de la ZAT API 5L X-52 después de la polarización potenciodinámica muy similar a la mostrada en el MS ER70S-56, sin embargo, aquí se tiene una región más sensible a la corrosión con el resto de las demás aleaciones, posiblemente esta tendencia a corroerse con mayor velocidad pueda deberse a dos razones: a) primero al recalentamiento que se tiene en la ZAT API 5L X-52 durante las pasadas de raíz y paso caliente mostrando cambios microestructurales en las interfases, b) segundo, al tener tres materiales distintos se presenta el efecto de par galvánico, en el cual la ZAT API 5L X-52 actúa como ánodo y el resto de materiales como cátodo. Es bien sabido que en el agua de mar natural la concentración de iones de  $\text{Cl}^-$  oscila entre 3.1 y 3.8 % debido a los diversos efectos de evaporación, sedimentación y dilución causados por el ciclo del agua. Diferentes concentraciones de  $\text{Cl}^-$  afectan el comportamiento a la corrosión en el MB, ZAT y MS a distintos niveles de daño significativos [129]. Además, se puede observar la presencia de picaduras en algunas regiones tanto en ER 316L-Si y ERNi-1, posiblemente estas picaduras puedan corresponder a regiones de acero al carbono no mezclado y fundido, precipitación de carburos, inclusiones ó microporos.



**Figura 4.42** Micrografía de la superficie analizada después de la prueba potenciodinámica en la región mezcla de Ni-Fe: a) SB1, b) SB9, y c) SBMo3.

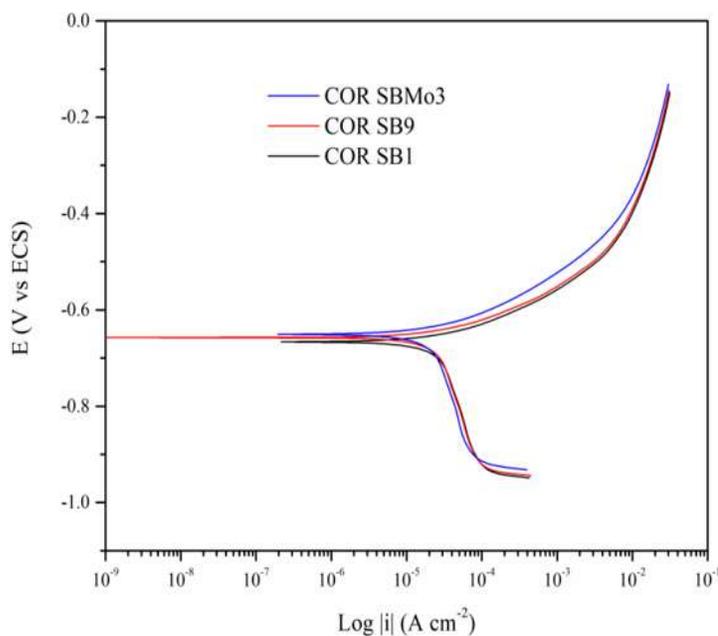
### ***4.12.3 Polarización potenciodinámica en la zona de la corona (exterior) y de la raíz (interior) de la soldadura bimetálica***

#### ***4.12.3.1 Zona exterior de la soldadura bimetálica***

Esta etapa de estudio de la región exterior de las soldaduras bimetálicas está orientada para estimar la repuesta electroquímica de la corona de la soldadura en agua de mar natural estando en sitio. Cabe mencionar, que la zona analizada en la parte de la corona abarca regiones del MB API 5L X-52, ZAT API 5L X-52 y MS ER70S-6.

La Figura 4.43 presenta el comportamiento electroquímico de las tres condiciones de soldaduras de placas bimetálicas SB1, SB9 y SBMo3 de la parte de la corona. Lo más importante que debe

puntualizarse es el hecho de que no se observa el efecto de par galvánico entre el metal de aporte y la ZAT del metal base ni del metal base con el ZAT. Además, se observa que la reacción anódica es controlada por activación, esto es que está controlado por transferencia por carga. Por otro lado, la reacción catódica tiende a ser controlada por transferencia de masa con un  $E_{\text{CORR}}$  que oscila  $\sim -662$  mV. Resumiendo, no hay un efecto de par galvánico por la presencia de dos materiales diferentes y la posible zona afectada por el calor en el cordón de soldadura. Sin embargo, es importante mencionar que se puede apreciar un mayor valor de densidad de corriente anódica y catódica de al menos un orden de magnitud en las tres condiciones de soldaduras bimetalicas cuando se compara con la que presentó el metal base. Lo anterior significa que esta zona presenta mayor velocidad de corrosión, tal como se aprecia en la Tabla 4.17. En base a los estudios experimentales realizados en distintas zonas, se puede señalar que la variación en la velocidad de corrosión está asociada a la diferencia de actividad electroquímica de la superficie de cada metal. Esta diferencia es resultado de la presencia de varias fases con diferentes microestructuras inducidas por el efecto del aporte térmico.



**Figura 4.43** Curvas de polarización potenciodinámica de la región de la corona de las soldaduras bimetalicas inmersas en agua de mar.

**Tabla 4.17** Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica de la región de la corona en una solución de agua de mar.

Material	$E_{\text{corr}}$ mV	$I_{\text{corr}}$ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$	$r$ mm/año
SB1	$-668 \pm 2.44$	$21.4 \pm 3.50$	0.2482
SB9	$-661 \pm 10.18$	$19.4 \pm 6.05$	0.2250
SBMo3	$-658 \pm 12.06$	$23.2 \pm 3.12$	0.2690

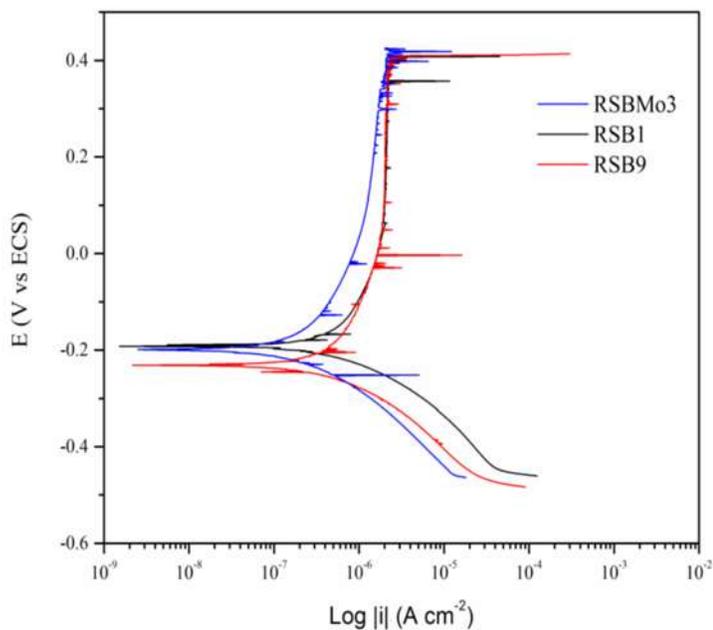
#### 4.12.3.2 Zona interior de la soldadura bimetálica

Una de las etapas críticas en la unión de este tipo de soldaduras como se ha venido mencionando a lo largo del estudio es el paso de raíz.

En la Figura 4.44 se puede observar que la curva de polarización en agua de mar natural de la condición RSMo3 presenta una cinética anódica y catódica menor que las otras condiciones. Este desfase influye en el valor de  $E_{\text{corr}}$ ,  $I_{\text{corr}}$  alcanzando una ventana de  $E_p = 424 \text{ mV} \pm 7 \text{ mV}$  con una velocidad de corrosión  $\sim 1$  y  $\sim 2$  veces menor respecto de la velocidad de corrosión de SB1 y SB9. A pesar de que, las condiciones SB1 y SBMo3 muestran una variación en el  $E_{\text{corr}}$  el cual, si representa un cambio en la velocidad de corrosión, ambas presentan una similitud en la ventana de  $E_p$ . AghaAli y col [133] visualizaron que un aumento en el diferencial del potencial de corrosión, señala una disminución en la resistencia por picadura y hendidura resultado de cambios en la morfología y volumen de ferrita delta. La Tabla 4.18 muestra los valores experimentales obtenidos a partir de la curva potenciodinámica de la Figura 4.44.

Es importante destacar que la ventana de potencial relacionada con la resistencia a la corrosión por picaduras  $\Delta E = E_p - E_{\text{corr}}$  es mayor que la que presenta el revestimiento. En la región pasiva dentro de la cual se observan picaduras metaestables en cada una de las distintas condiciones mencionadas anteriormente, sin embargo el  $E_p$  es mayor que el metal de revestimiento. He y col [134] observaron que en una unión soldada de aceros austeníticos, la película pasiva en el MS presenta un comportamiento inestable comparado con la que presenta la ZAT y MB debido a que se tiene una menor presencia de partículas de óxido de  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  y  $\text{Cr}_2\text{O}_2$  en el MS y también por un menor contenido de Mo. Hang y col [135] indicaron que la evolución de la resistencia a la corrosión en la superficie del revestimiento de un acero austenítico 304 puede estar relacionado a la precipitación

de carburos y microporos en el límite de grano durante un tratamiento térmico, los cuales promueven picaduras de corrosión intergranular. Dichos autores se lo atribuyen a sitios activos de  $\text{Cr}_2\text{C}_6$  en el límite de grano que proporcionan una fuerza impulsora para atacar los iones de cloruro.



**Figura 4.44** Curvas de polarización potenciodinámica de la región de la raíz de las soldaduras bimetálicas inmersas en agua de mar.

**Tabla 4.18** Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica de la región de la raíz en una solución de agua de mar.

Material	$E_{\text{corr}}$ mV	$I_{\text{corr}}$ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$	$E_p$ mV	$\Delta E$ mV	$r$ mm/año
RS1	$-200 \pm 8.14$	$1.98 \pm 0.06$	$397 \pm 2.31$	598	0.0210
RS9	$-233 \pm 1.03$	$1.84 \pm 0.10$	$390 \pm 2.15$	622	0.0195
RMo3	$-187 \pm 1.52$	$1.21 \pm 0.06$	$424 \pm 7.00$	612	0.0129

## CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES

Derivado de este proyecto doctoral de investigación se tienen las siguientes conclusiones:

- 1.- El uso de un gas de respaldo en el paso de raíz cuyo material es de espesor de 3 mm, permite controlar y proteger esta región de la formación de óxidos y suciedad logrando una unión libre de defectos en la parte posterior de la junta.
- 2.- El modo de transferencia pulsada utilizado en el proceso de soldadura GTAW controla el efecto del aporte térmico y el modo de solidificación en la microestructura de la zona fundida. Esto rompe el crecimiento celular-dendrítico para obtener un refinamiento en la microestructura.
- 3.-La adición de una capa intermedia de níquel de 2 mm de espesor en el paso caliente obtenida por el análisis estadístico de la metodología Taguchi disminuye los cambios metalúrgicos en la microestructura y mejora las propiedades mecánicas y electroquímicas a diferencia de los espesores de 3 y 4 mm.
- 4.- Se obtuvo una buena correlación entre los resultados estadísticos y el comportamiento mecánico, mostrando que la velocidad de avance tiene un efecto más significativo respecto al valor de la microdureza con las pasadas de relleno con el electrodo ER70S-6.
- 5.- La interacción de la temperatura de pasadas y la velocidad de enfriamiento durante la solidificación permitió mantener un ancho estrecho y transformación de ferrita homogénea en toda la ZAT del acero API 5L X-52.
- 6.- La mezcla de electrodos ERNi-1 & ERNiCrMo-3/ ER70S-6 en las primeras pasadas de relleno son sensibles a la variación del aporte térmico y velocidad de enfriamiento, mostrando la formación de franjas de martensita, islas y/o penínsulas y precipitación de carburos en la microestructura debido a la dilución de los elementos químicos de aleación.
- 7.- El incremento de la microdureza fue más notorio en la región centro del cordón de soldadura alcanzando picos de hasta 450 HV donde se tiene la mezcla del aporte ERNiCrMo-3 y ER70S-6 debido a la presencia de partículas ricas en titanio y niobio dentro la matriz austenítica.

8.- La resistencia mecánica y tenacidad al impacto de las soldaduras bimetálicas mostraron una disminución en comparación con el MB API 5L X-52 y revestimiento 316L-Si debido a la formación de martensita y precipitación de carburos.

9.- Mediante el uso de modelos de potencia como Hollomon se logró estimar el impacto del efecto del aporte térmico sobre los parámetros  $n_i$  y  $K_i$  en la trayectoria de la deformación plástica antes del cuello de botella y de esta manera con los datos obtenidos se pueden utilizar para modelar la zona plástica de las curvas  $\sigma$ - $\epsilon$  de las soldaduras bimetálicas

10.- El MB API 5L X-52 y las diferentes regiones analizadas de las soldaduras bimetálicas con una matriz similar al MB se corroyeron de manera generalizada. Sin embargo, las fluctuaciones en la velocidad de corrosión son atribuidas a la transformación microestructural y composición química de la capa de productos de corrosión formada en la superficie

11.- La región de la corona que comprende la ZAT y cordón de soldadura de las soldaduras bimetálicas y la región del punto triple presentaron mayores velocidades de corrosión debido a los cambios microestructurales por el efecto del aporte térmico de las diferentes pasadas de soldadura.

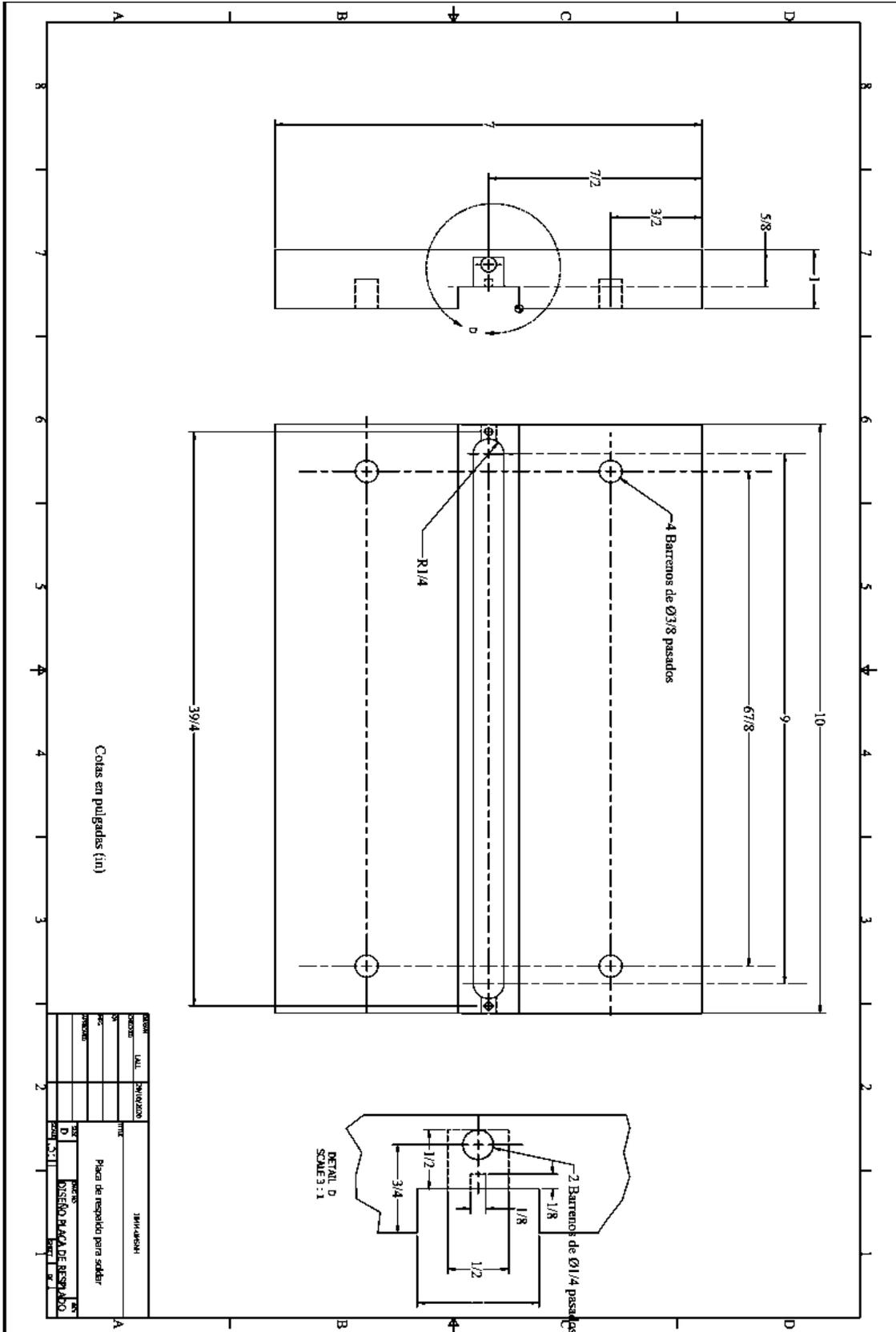
12.- Las aleaciones ER316L-Si, ERNi-1 y ERNiCrMo-3 sufren corrosión en regiones con mayores niveles de segregación de elementos de aleación y precipitación de carburos.

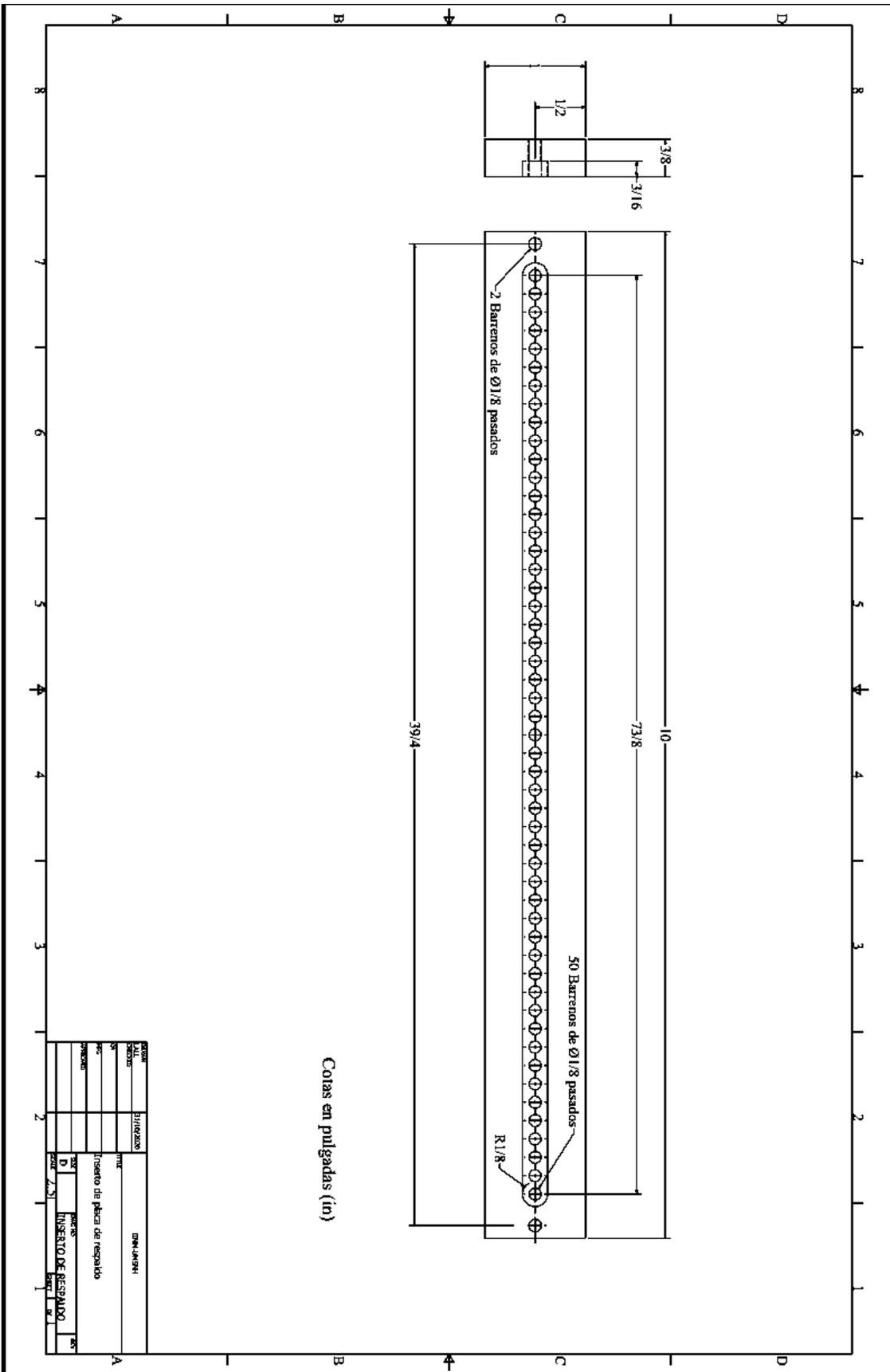
## **CAPÍTULO 6 TRABAJO FUTURO**

- Realizar la soldadura bimetálica empleando la técnica de soldadura por campo magnéticos para minimizar la formación de martensita y recristalización de grano en la ZAT API 5L X-52.
- Realizar la caracterización de MEB de las soldaduras bimetálicas por la técnica de difracción de retrodispersión de electrones (EBSD, por sus siglas en inglés)
- Realizar la medición de esfuerzos residuales en las soldaduras bimetálicas
- Realizar pruebas de tenacidad a la fractura para estimar el valor de KIC del MB y soldaduras bimetálicas.
- Realizar pruebas electroquímicas por la técnica de espectroscopía de impedancia para complementar el estudio de comportamiento electroquímico

# ANEXOS

Plano de purga de gas de respaldo utilizada para la soldadura de placas bimetálicas





## REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- [1] Li L, Xiao J, Han B, Zhou C and Wang X. *Welding L415/316L bimetal composite pipe using post-internal-welding process*. **Transactions of the Indian Institute of Metals**. 73, 675-689, 2020.
- [2] Knerek R, Lemos G V B, Vander Voort G, De Freitas D A, Haupt W, Landell R and Buzzatti D. *Investigating an API X65 steel pipe clad with alloy 625*. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**. 18, 0-0, 2021.
- [3] Wang B, Ouyang L, Xu J, Huang P, Liu E and Yang B. *Study on stress corrosion cracking behavior of incoloy825/X65 bimetallic composite pipe welded joint in wet hydrogen sulfide environment*. **Metals**. 12 (4), 632, 2022.
- [4] Silva R D S. *Estudo de liga de níquel alternativa na união de tubos de aço API 5L X65 revestidos internamente com Inconel 625*. 2018.
- [5] O'brien E D. *Welding with low alloy steel filler metal of X65 pipes internally clad with alloy 625: Application in pre-salt oil extraction*. The Ohio State University 2016.
- [6] Bunaziv I, Olden V and Akselsen O M. *Metallurgical aspects in the welding of clad pipelines—a global outlook*. **Applied Sciences**. 9 (15), 3118, 2019.
- [7] Smith L M. *Engineering with clad steel*. Nickel Development Institute Toronto, ON, Canada. 1994.
- [8] Zhang J, Wang S, Tan H, Wang F, Liu L, Fu C and Xiang D. *A Study on the Electrochemical Behavior of a L245NB/316L Bimetallic Composite in CO<sub>2</sub>-Saturated Solutions with Different S<sub>2</sub>-Concentrations*. **International Journal of Electrochemical Science**. 15 (12), 12353-12369, 2020.
- [9] Huang B, Chen Q, Zhao X, Zhang R and Zhu Y. *Microstructure, properties and corrosion characterization of welded joint for composite pipe using a novel welding process*. **Transactions of the Indian Institute of Metals**. 71, 2933-2944, 2018.
- [10] Carlucci A, Bonora N, Ruggiero A, Iannitti G and Gentile D. *Crack initiation and growth in bimetallic girth welds*. **International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering**, V06AT04A042, 2014
- [11] Zhang Y, Lie S T and Zhao H. *Fracture behavior of clad pipeline containing a canoe shape surface crack subjected to large bending moment*. **Marine Structures**. 58, 92-108, 2018.
- [12] Li Z, Jiang X and Hopman H. *Surface crack growth in offshore metallic pipes under cyclic loads: A literature review*. **Journal of Marine Science and Engineering**. 8 (5), 339, 2020.
- [13] Manikandan M, Gunachandran R, Vigneshwaran M, Sudhakar S, Srikanth A, Venkateshkannan M, Arivarasu M, Arivazhagan N and Rajan D N. *Comparative studies on metallurgical and mechanical properties of bimetallic combination on incoloy 800 and ss 316L fabricated by gas metal and shield metal arc welding*. **Transactions of the Indian Institute of Metals**. 70, 749-757, 2017.
- [14] Alves D N, Almeida J G and Rodrigues M C. *Experimental and numerical investigation of crack growth behavior in a dissimilar welded joint*. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**. 109, 102697, 2020.
- [15] Amirjani N, Barka N, Eskandari M and Hizombor M. *An in-depth investigation into the implications of alleviating banded microstructures on crack-tip opening displacement test of API 5LX60 linepipe steel plate*. **Journal of Materials Research and Technology**. 24, 318-332, 2023.

- [16] Nouredine M and Allaoui O. *Effect of tempering on mechanical proprieties and corrosion behavior of X70 HSLA steel weldments*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 106 (7), 2689-2701, 2020.
- [17] Pantelis D I and Tsiourva T E. *Corrosion of weldments*. **Trends in Oil and Gas Corrosion Research and Technologies**. 249-270, 2017.
- [18] Zhu M, Wu W, Qian W, Xia L, Zhang Y and Wang B. *A brief review on welding of stainless steel clad plates: issues and future perspectives*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 115 (1), 49-59, 2021.
- [19] Qin G, Tang Y, Zhang B, Lin S and Geng P. *Microstructures and mechanical properties of stainless steel clad plate joint with diverse filler metals*. **Journal of Materials Research and Technology**. 9 (2), 2522-2534, 2020.
- [20] Bose S and Das S. *Experimental Investigation on Bead-on-Plate Welding and Cladding using Pulsed GTAW Process*. **Indian Welding Journal**. 54 (1), 2021.
- [21] Amiruddin M H, Ismail M E, Sumarwati S, Salleh M R M and Noor N a A. *Parameters optimization using factorial analysis method for Gas Metal Arc Welding (GMAW) process*. **AIP Conference Proceedings**, 2021
- [22] Nobrega G, Souza M S, Rodríguez-Martín M, Rodríguez-Gonzálvez P and Ribeiro J. *Parametric optimization of the GMAW welding process in thin thickness of austenitic stainless steel by Taguchi method*. **Applied Sciences**. 11 (18), 8742, 2021.
- [23] Das D, Jaypuria S, Pratihar D K and Roy G G. *Weld optimisation*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 26 (3), 181-195, 2021.
- [24] Steels L-A. *High-Strength Low-Alloy Steels*. 2001.
- [25] V C V H. *Estudio mecánico y de corrosión de una unión soldada disimil de un acero inoxidable superduplex SAF 2507 con un acero HSLA API X-52 para su aplicación en ambientes marinos*. Soldadura, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. Morelia, Michoacán 2013.
- [26] Alipooramirabad H, Ghomashchi R, Paradowska A and Reid M. *Residual stress-microstructure-mechanical property interrelationships in multipass HSLA steel welds*. **Journal of Materials Processing Technology**. 231, 456-467, 2016.
- [27] Singh M P, Shukla D K, Kumar R and Arora K S. *The structural integrity of high-strength welded pipeline steels: A review*. **International Journal of Structural Integrity**. 12 (3), 470-496, 2021.
- [28] Z. L L B. *Estudio del desgaste en placas de acero HSLA utilizadas en la fabricación de componentes para maquinaria pesada mediante el proceso de soldadura GMAW*. Soldadura, Corporación MExicana de Investigación en Materiales. Saltillo, Coahuila 2014.
- [29] Lippold J C, Kiser S D and Dupont J N. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. John Wiley & Sons. 2011.
- [30] Sharma S K and Maheshwari S. *A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels*. **Journal of Natural Gas Science and Engineering**. 38, 203-217, 2017.
- [31] Bjaaland H. *Evaluation of Welded Clad Pipe-Microstructures and Properties*. NTNU 2015.
- [32] Pichardo-Álvarez B A, Salazar-Martínez M, López-Morelos V H, García R and Curiel-López F F. *Application of magnetic fields to weld overlay cladding to improve its performance in the oil and gas industry*. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**. 144 (9), 094501, 2022.
- [33] Saha M K and Das S. *A review on different cladding techniques employed to resist corrosion*. **Journal of the Association of Engineers**. 86 (1-2), 51-63, 2016.
- [34] Steel S. *ladding and Weld*. 1994.

- [35] Lippold J C and Kotecki D J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. 2005.
- [36] Dutta S. *Different types and new applications of stainless steel*. **Stainless steel**. 62 (5), 86-91, 2018.
- [37] Brooks J and Thompson A. *Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds*. **International Materials Reviews**. 36 (1), 16-44, 1991.
- [38] Prasad K S, Rao C S and Rao D N. *A review on welding of AISI 304L austenitic stainless steel*. **Journal for Manufacturing Science and Production**. 14 (1), 1-11, 2014.
- [39] Padilha A F and Rios P R. *Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels*. **ISIJ international**. 42 (4), 325-337, 2002.
- [40] Rajasekhar K, Harendranath C, Raman R and Kulkarni S. *Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: a color metallographic and electron microprobe analysis study*. **Materials Characterization**. 38 (2), 53-65, 1997.
- [41] Robinson J and Scott M. *Liquation cracking during the welding of austenitic stainless steels and nickel alloys*. **Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences**. 295 (1413), 105-117, 1980.
- [42] Tran Van G, Carron D, Le Masson P, Robin V, Andrieu A and Stodolna J. *Effect of boron content on hot ductility and hot cracking susceptibility in 316L austenitic stainless steel for welding components*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 27, 5114-5123, 2018.
- [43] Davis J R. *Corrosion of weldments*. ASM international. 2006.
- [44] Ramkumar K D, Singh A, Raghuvanshi S, Bajpai A, Solanki T, Arivarasu M, Arivazhagan N and Narayanan S. *Metallurgical and mechanical characterization of dissimilar welds of austenitic stainless steel and super-duplex stainless steel—a comparative study*. **Journal of Manufacturing Processes**. 19, 212-232, 2015.
- [45] Granados Becerra H. *Comportamiento microestructural, mecánico y electroquímico de una unión disímil de Inconel 600 envejecido y uno de fabricación*.
- [46] Shinoda T, Masuda-Jindo K-I, Mishima Y and Suzuki T. *Extra contribution of transition-metal solutes to the solid-solution hardening of nickel*. **Physical Review B**. 35 (5), 2155, 1987.
- [47] Pathak A and Singh A K. *Mechanical properties of Ni-based solid solution alloys: A first principles study*. **Journal of applied research and technology**. 15 (5), 449-453, 2017.
- [48] Zhang H, Lu Y, Ma M and Li J. *Effect of precipitated carbides on the fretting wear behavior of Inconel 600 alloy*. **Wear**. 315 (1-2), 58-67, 2014.
- [49] Klapper H S, Zadorozne N S and Rebak R B. *Localized corrosion characteristics of nickel alloys: a review*. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**. 30, 296-305, 2017.
- [50] Yu W, Liu B, Chen C, Liu M, Zhang X, Fang W, Ji P, He J and Yin F. *Microstructure and mechanical properties of stainless steel clad plate welding joints by different welding processes*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 25 (7), 571-580, 2020.
- [51] Mortazavi E, Najafabadi R A and Meysami A. *Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints of AISI 316L steel and API X70 high-strength low-alloy steel*. **Journal of Iron and Steel Research International**. 24 (12), 1248-1253, 2017.
- [52] Ghorbel R, Ktari A and Haddar N. *Microstructure and mechanical property assessment of stainless steel-clad plate joint made by hybrid SMAW-GTAW multi-pass welding process*. **Welding in the World**. 66 (8), 1593-1608, 2022.

- [53] Saffari H, Shamanian M, Bahrami A and Szpunar J A. *Effects of ERNiCr-3 butter layer on the microstructure and mechanical properties of API 5L X65/AISI304 dissimilar joint.***Journal of Manufacturing Processes.** 50, 305-318, 2020.
- [54] Lee S H. *A hot cracking on dissimilar metal weld between A106Gr. B and A312 TP316L with buttering ERNiCr-3.***Metals.** 9 (5), 533, 2019.
- [55] Wang B, Lan H and Lei B. *Analysis on Fracture Toughness of the L360QS/N08825 Bimetallic Composite Pipe Welded Joint.***Advances in Materials Science and Engineering.** 2019 (1), 2983506, 2019.
- [56] Rao N V, Reddy G M and Nagarjuna S. *Weld overlay cladding of high strength low alloy steel with austenitic stainless steel–structure and properties.***Materials & Design.** 32 (4), 2496-2506, 2011.
- [57] Sivalingam S, Sureshkannan G, Balaji D and Rajeshkumar L. *Influence of filler wire on mechanical and metallurgical behaviour of Inconel 690 alloy welded by pulsed current gas tungsten arc welding.***Tierarztlich Praxis.** 40 (1), 69-82, 2020.
- [58] Chen M-Y, Wu T-J, Chen T-C, Jeng S-L and Tsay L-W. *The comparison of cracking susceptibility of IN52M and IN52MSS overlay welds.***Metals.** 9 (6), 651, 2019.
- [59] Zhang Y, Cai Z, Li X, Huo X, Fan M, Li K and Pan J. *Investigation on solidification and phase transformation of heterogenous interface structure in dissimilar metal weld between high Cr heat-resistant steel and nickel-based alloy 617.***Journal of Manufacturing Processes.** 62, 257-261, 2021.
- [60] Sahu A and Bag S. *Probe pulse conditions and solidification parameters for the dissimilar welding of Inconel 718 and AISI 316L stainless steel.***Metallurgical and Materials Transactions A.** 51, 2192-2208, 2020.
- [61] Kumar N, Pandey C and Kumar P. *Dissimilar welding of inconel alloys with austenitic stainless-steel: a review.***Journal of Pressure Vessel Technology.** 145 (1), 011506, 2023.
- [62] Dokme F, Kulekci M K and Esme U. *Microstructural and mechanical characterization of dissimilar metal welding of Inconel 625 and AISI 316L.***Metals.** 8 (10), 797, 2018.
- [63] Rodriguez F. J. R M V H L. *Estudio de la metalurgia y resistencia a la corrosion de revestimientos de Inconel 825 sobre acero API X-65 soldados por fusión con arco eléctrico.* Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Departamento de soldadura, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. Morelia, Michoacán 2020.
- [64] Garcia D N, De Souza D D B G, Da Mota C a M and Ferraresi V A. *Metallurgical, strength and toughness evaluation on F22 steel welding with ER80S-G and nickel-based filler metals.***Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering.** 44 (1), 39, 2022.
- [65] Alvaraes C P, Sandes S S, Jorge J C, De Souza L F, Araújo L S, Mendes M C and Dille J. *Microstructural characterization of Inconel 625 nickel-based alloy weld cladding obtained by electroslag welding process.***Journal of Materials Engineering and Performance.** 29, 3004-3015, 2020.
- [66] Dak G and Pandey C. *Experimental investigation on microstructure, mechanical properties, and residual stresses of dissimilar welded joint of martensitic P92 and AISI 304L austenitic stainless steel.***International Journal of Pressure Vessels and Piping.** 194, 104536, 2021.
- [67] Nivas R, Singh P, Das G, Das S, Kumar S, Mahato B, Sivaprasad K and Ghosh M. *A comparative study on microstructure and mechanical properties near interface for dissimilar materials during conventional V-groove and narrow gap welding.***Journal of Manufacturing Processes.** 25, 274-283, 2017.

- [68] Rathod D W, Pandey S, Aravindan S and Singh P. *Diffusion control and metallurgical behavior of successive buttering on sa508 steel using Ni–Fe alloy and inconel 182*. **Metallography, Microstructure, and Analysis**. 5, 450-460, 2016.
- [69] Yin Z F, Feng Y, Zhao W, Bai Z and Lin G. *Effect of temperature on CO<sub>2</sub> corrosion of carbon steel*. **Surface and Interface Analysis: An International Journal devoted to the development and application of techniques for the analysis of surfaces, interfaces and thin films**. 41 (6), 517-523, 2009.
- [70] Zhang N and Zeng D. *Research on TIG welding gap corrosion resistance of X52/825 metallurgical clad pipe in H<sub>2</sub>S/CO<sub>2</sub> environment*. **Anti-Corrosion Methods and Materials**. 66 (4), 412-417, 2019.
- [71] Liying L, Jun X, Bin H and Xiaolei W. *Microstructure and mechanical properties of welded joints of L415/316L bimetal composite pipe using post internal-welding process*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. 179, 104026, 2020.
- [72] Zhou Y, Chen J, Xu Y and Liu Z. *Effects of Cr, Ni and Cu on the corrosion behavior of low carbon microalloying steel in a Cl<sup>-</sup> containing environment*. **Journal of Materials Science & Technology**. 29 (2), 168-174, 2013.
- [73] Meguid E a E, Mahmoud N and Gouda V. *Pitting corrosion behaviour of AISI 316L steel in chloride containing solutions*. **British corrosion journal**. 33 (1), 42-48, 1998.
- [74] Dadfar M, Fathi M, Karimzadeh F, Dadfar M and Saatchi A. *Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316L stainless steel*. **Materials Letters**. 61 (11-12), 2343-2346, 2007.
- [75] Łyczkowska K and Michalska J. *Studies on the corrosion resistance of laser-welded Inconel 600 and Inconel 625 nickel-based superalloys*. **Archives of Metallurgy and Materials**. 62, 2017.
- [76] Sriba A and Vogt J-B. *Galvanic coupling effect on pitting corrosion of 316L austenitic stainless steel welded joints*. **Metals and Materials International**. 27, 5258-5267, 2021.
- [77] Tesfaw T, Singh A P, Gezahegn A M and Garedew B T. *Optimization of MAG welding process parameters using Taguchi design method on dead mild steel used in automotive industry*. **International Journal of System Assurance Engineering and Management**. 13 (1), 79-89, 2022.
- [78] Mandal N R and Mandal N R. *Fusion Welding Power Source*. **Ship Construction and Welding**. 145-157, 2017.
- [79] Testing A S F and Materials. *Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials*. **ASTM**, e2, 2003
- [80] Hardness A B. *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. **ASTM Committee: West Conshohocken, PA, USA**. 384, 399, 1999.
- [81]
- [82] Astm I. *ASTM E8/E8M-16a: standard test methods for tension testing of metallic materials*. **West Conshohocken, PA, USA: ASTM International**. 2016.
- [83] Standard A. *E23-16b. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. 2016.
- [84] 384 A. *E2298-18. Standard test method for Instrumented impact testing of metallic materials*. 2018.
- [85] Godefroid L B, Cândido L C, Toffolo R V B and Barbosa L H S. *Microstructure and mechanical properties of two API steels for iron ore pipelines*. **Materials Research**. 17, 114-120, 2014.

- [86] Jafarzadegan M, Ahangaryan M and Taghiabadi R. *Heat Input Effect on Microstructure and Mechanical Properties in Shielded Metal Arc Welding of Dissimilar AISI 316L/St-37 Steel.***International Journal of Iron & Steel Society of Iran.** 17 (1), 1-10, 2021.
- [87] Ray A, Paul S and Jha S. *Effect of inclusions and microstructural characteristics on the mechanical properties and fracture behavior of a high-strength low-alloy steel.***Journal of Materials Engineering and Performance.** 4, 679-688, 1995.
- [88] Wang B, Liu X and Wang G. *Inclusion characteristics and acicular ferrite nucleation in Ti-containing weld metals of X80 pipeline steel.***Metallurgical and Materials Transactions A.** 49, 2124-2138, 2018.
- [89] Sun J, Zou X, Matsuura H and Wang C. *Effect of heat input on inclusion evolution behavior in heat-affected zone of EH36 shipbuilding steel.***JOM.** 70, 946-950, 2018.
- [90] Hernández-Trujillo S L, Lopez-Morelos V H, García-Rentería M A, García-Hernández R, Ruiz A and Curiel-López F F. *Microstructure and fatigue behavior of 2205/316L stainless steel dissimilar welded joints.***Metals.** 11 (1), 93, 2021.
- [91] Sadeghian M, Shamanian M and Shafyei A. *Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel.***Materials & Design.** 60, 678-684, 2014.
- [92] McConnell P and Hawbolt E. *A strain age study of acicular ferrite X-70 pipeline steels.***Journal of Materials for Energy Systems.** 1 (2), 25-31, 1979.
- [93] Kou S and Yang Y. *Fusion-boundary macrosegregation in dissimilar-filler welds.***WELDING JOURNAL-NEW YORK-.** 86 (10), 303, 2007.
- [94] Nelson T W, Lippold J and Mills M. *Investigation of boundaries and structures in dissimilar metal welds.***Science and Technology of Welding and Joining.** 3 (5), 249-255, 1998.
- [95] Soysal T, Kou S, Tat D and Pasang T. *Macrosegregation in dissimilar-metal fusion welding.***Acta Materialia.** 110, 149-160, 2016.
- [96] Gonzaga R S, Farias F W C and Da Cruz Payão Filho J. *Microstructural characterization of the transition zone between a C-Mn steel pipe and a 70% Ni30% Cu alloy cladding welded by HW-GTAW.***International Journal of Pressure Vessels and Piping.** 192, 104433, 2021.
- [97] Lázaro L. L. A R M A. *Caracterización microestructural y mecánica del efecto del aporte térmico en una unión disimil de acero inoxidable super duplex 2507 y API X-70.* Departamento de ensayos no destructivos UMSNH. Morelia , Michoacán 2020.
- [98] Tao Y, Yu-An J, Xiaolin Y, Wenbin L, Qihang P and Guo J. *Microstructures and properties of roll-bonded stainless/medium carbon steel clad plates.***Journal of Materials Processing Technology.** 266, 264-273, 2019.
- [99] Nambu S, Michiuchi M, Ishimoto Y, Asakura K, Inoue J and Koseki T. *Transition in deformation behavior of martensitic steel during large deformation under uniaxial tensile loading.***Scripta Materialia.** 60 (4), 221-224, 2009.
- [100] Dak G and Pandey C. *A critical review on dissimilar welds joint between martensitic and austenitic steel for power plant application.***Journal of Manufacturing Processes.** 58, 377-406, 2020.
- [101] Chai T X, Zhang L L, Wang X J and Xu H T. *The role of ERNi-1 wire on Microstructure and Properties of Pure Nickel N6 Plasma Arc Welding joint.***Materials Research.** 24, e20200233, 2021.
- [102] Wu B, Qiu Z, Pan Z, Carpenter K, Wang T, Ding D, Van Duin S and Li H. *Enhanced interface strength in steel-nickel bimetallic component fabricated using wire arc additive*

- manufacturing with interweaving deposition strategy.***Journal of Materials Science & Technology.** 52, 226-234, 2020.
- [103] Dovgvy B, Piglione A, Hooper P A and Pham M-S. *Comprehensive assessment of the printability of CoNiCrFeMn in Laser Powder Bed Fusion.***Materials & Design.** 194, 108845, 2020.
- [104] Babyak T, Decenso V, Alexandrov B and Penso J. *Application of Low Heat Input Gas Metal Arc Welding for Corrosion Resistant Weld Overlays.* **Pressure Vessels and Piping Conference**, V006T06A065, 2020
- [105] Buntain R. *Effect of Microstructure on Hydrogen Assisted Cracking in Dissimilar Welds of Low Alloy Steel Pipes Joined with Nickel Based Filler Metals.* The Ohio State University. 2020.
- [106] Hochanadel J, Pantan B, Fink C and Lippold J. *Solidification Behavior and Microstructure Evolution in Dissimilar Electron Beam Welds Between Commercially Pure Iron and Nickel.***Metallurgical and Materials Transactions A.** 55 (6), 2004-2018, 2024.
- [107] Xu T, Shi Y, Jiang Z, Wu L, Ma Y and Wang Z. *Improvement of cryogenic toughness for 9% Ni steel keyhole TIG butt-welded joints with a Ni interlayer.***Materials Science and Engineering: A.** 835, 142661, 2022.
- [108] Ashari R, Eslami A, Shamanian M and Asghari S. *Effect of weld heat input on corrosion of dissimilar welded pipeline steels under simulated coating disbondment protected by cathodic protection.***Journal of Materials Research and Technology.** 9 (2), 2136-2145, 2020.
- [109] Zhang T, Zhao W, Deng Q, Jiang W, Wang Y, Wang Y and Jiang W. *Effect of microstructure inhomogeneity on hydrogen embrittlement susceptibility of X80 welding HAZ under pressurized gaseous hydrogen.***International Journal of Hydrogen Energy.** 42 (39), 25102-25113, 2017.
- [110] Kumar S, Nath S and Kumar V. *Effect of single and multiple thermal cycles on microstructure and mechanical properties of simulated HAZ in low carbon bainitic steel.***Materials Performance and Characterization.** 4 (3), 365-380, 2015.
- [111] Hänninen H, Brederholm A and Saukkonen T. *Hot cracking susceptibility of ni-base alloy dissimilar metal welds.***Hot cracking phenomena in welds II.** 171-191, 2008.
- [112] Maurya A K, Pandey C and Chhibber R. *Dissimilar welding of duplex stainless steel with Ni alloys: A review.***International Journal of Pressure Vessels and Piping.** 192, 104439, 2021.
- [113] Chen S, Ye X-X, Tsang D, Jiang L, Yu K, Li C and Li Z. *Welding solidification cracking susceptibility and behavior of a Ni-28W-6Cr alloy.***Journal of Materials Science & Technology.** 35 (1), 29-35, 2019.
- [114] Yd L, Hansson K and Fredriksson H. *Influence of cooling rate on the hot cracking formation of nickel rich alloys.***ISIJ international.** 42 (5), 512-519, 2002.
- [115] Shanmugarajan B, Shrivastava R, Sathiya P and Buvanashakaran G. *Optimisation of laser welding parameters for welding of P92 material using Taguchi based grey relational analysis.***Defence Technology.** 12 (4), 343-350, 2016.
- [116] Miná É M. *New approach development for complex dissimilar girth welding of high strength low alloy steel pipes clad with Ni-based alloy.* 2019.
- [117] Yang W, Xin J, Fang C, Dai W, Wei J, Wu J and Song Y. *Microstructure and mechanical properties of ultra-narrow gap laser weld joint of 100 mm-thick SUS304 steel plates.***Journal of Materials Processing Technology.** 265, 130-137, 2019.

- [118] Cipriano Farias F W, Payao Filho J D C and Barreto De Azevedo L M. *Microstructural and mechanical characterization of the transition zone of 9% Ni steel clad with Ni-based superalloy 625 by GTAW-HW*. **Metals**. 8 (12), 1007, 2018.
- [119] R. C R. *Comportamiento a la fatiga de la soldadura disimil IN718-AL6XN*. Soldadura, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. Morelia 2019.
- [120] Farabi N, Chen D and Zhou Y. *Tensile properties and work hardening behavior of laser-welded dual-phase steel joints*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 21, 222-230, 2012.
- [121] Bhaduri A. *Mechanical properties and working of metals and alloys*. Springer. 2018.
- [122] Herrera-Chavez L Y, Ruiz A, López-Morelos V H and Rubio-González C. *Microstructural characterization and mechanical response of Inconel 600 welded joint*. **Materials Characterization**. 157, 109882, 2019.
- [123] Granados-Becerra H, López-Morelos V H, Ruiz A, García-Hernández R, Curiel-López F F and Barajas-Alvarez M R. *Ramberg–Osgood Stress–Strain Analysis of the Effects of Aging Treatment and Welding on IN600 with a Three-Stage Strain Hardening Behavior*. **Metals and Materials International**. 1-12, 2022.
- [124] Zhu L, Luo J, Jia H, Li L, Yu W and Chen Y. *Effect of deviation of welding parameters on mechanical properties of X80 steel girth weld*. **Journal of Materials Research and Technology**. 22, 3311-3318, 2023.
- [125] Vaikar S J, Narayanan V, George J C, Kanish T and Ramkumar K D. *Effect of weld microstructure on the tensile properties and impact toughness of the naval, marine-grade steel weld joints*. **Journal of Materials Research and Technology**. 19, 3724-3737, 2022.
- [126] Nathan S R, Balasubramanian V, Malarvizhi S and Rao A. *Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints*. **Defence Technology**. 11 (3), 308-317, 2015.
- [127]
- [128] Guo Y-B, Li C, Liu Y-C, Yu L-M, Ma Z-Q, Liu C-X and Li H-J. *Effect of microstructure variation on the corrosion behavior of high-strength low-alloy steel in 3.5 wt% NaCl solution*. **International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials**. 22, 604-612, 2015.
- [129] Li Y, Zhu W, Sun L and Li L. *Correlation between welding structure and corrosion behavior of high strength low alloy (HSLA) ship steel in Cl--containing solutions*. **International Journal of Electrochemical Science**. 18 (10), 100295, 2023.
- [130] Okuma S O and Oreko B U. *Sustainability of Steel weld joints in Seawater Environment-A Critical Review*. **Journal of Materials Engineering, Structures and Computation**. 2 (4), 2023.
- [131] Qin H, Tang Y and Liang P. *Effect of heat input on microstructure and corrosion behavior of high strength low alloy steel welds*. **International Journal of Electrochemical Science**. 16 (4), 210449, 2021.
- [132] Datta T, Pathak A D, Basak S, Gollapudi S and Sahu K K. *Fractal behavior of surface oxide crack patterns on AISI 4140 high-strength low-alloy steel exposed to the simulated offshore environment*. **Applied Surface Science Advances**. 5, 100110, 2021.
- [133] Aghaali I, Farzam M, Golozar M A and Danaee I. *The effect of repeated repair welding on mechanical and corrosion properties of stainless steel 316L*. **Materials & Design (1980-2015)**. 54, 331-341, 2014.
- [134] He J, Xu S, Ti W, Han Y, Mei J and Wang X. *The pitting corrosion behavior of the austenitic stainless steel 308L-316L welded joint*. **Metals**. 10 (9), 1258, 2020.

- [135] Hang P, Zhao B, Zhou J and Ding Y. *Effect of Heat Treatment on Crevice Corrosion Behavior of 304 Stainless Steel Clad Plate in Seawater Environment*. **Materials**. 16 (11), 3952, 2023.

# Luis Ángel Lázaro Lobato

## ESTUDIO MICROESTRUCTURAL, MECÁNICO Y ELECTROQUÍMICO DE LA SOLDADURA CON UNA JUNTA EST...

Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

### Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid::3117413000272

Fecha de entrega

5 dic 2024, 1:15 p.m. GMT-6

Fecha de descarga

5 dic 2024, 1:20 p.m. GMT-6

Nombre de archivo

ESTUDIO MICROESTRUCTURAL, MECÁNICO Y ELECTROQUÍMICO DE LA SOLDADURA CON UNA JU...pdf

Tamaño de archivo

18.3 MB

171 Páginas

41,191 Palabras

213,976 Caracteres

## 24% Similitud general

El total combinado de todas las coincidencias, incluidas las fuentes superpuestas, para ca...

### Fuentes principales

- 23%  Fuentes de Internet
- 14%  Publicaciones
- 0%  Trabajos entregados (trabajos del estudiante)

### Marcas de integridad

#### N.º de alerta de integridad para revisión

-  **Caracteres reemplazados**  
128 caracteres sospechosos en N.º de páginas  
Las letras son intercambiadas por caracteres similares de otro alfabeto.

Los algoritmos de nuestro sistema analizan un documento en profundidad para buscar inconsistencias que permitan distinguir de una entrega normal. Si advertimos algo extraño, lo marcamos como una alerta para que pueda revisarlo.

Una marca de alerta no es necesariamente un indicador de problemas. Sin embargo, recomendamos que preste atención y la revise.

# 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		
<b>Programa educativo</b>	INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES	
<b>Título del trabajo</b>	ESTUDIO MICROESTRUCTURAL, MECÁNICO Y ELECTROQUÍMICO DE LA SOLDADURA CON UNA JUNTA ESTRECHA DEL MATERIAL BIMETÁLICO API 5L X-52 Y AISI 316L-Si	
	<b>Nombre</b>	<b>Correo electrónico</b>
<b>Autor/es</b>	LUIS ÁNGEL LÁZARO LOBATO	1008484@umich.mx
<b>Director</b>	FRANCISCO FERNANDO CURIEL LÓPEZ	francisco.curiel@umich.mx
<b>Codirector</b>	VICTOR HUGO LÓPEZ MORELOS	vhlopez@umich.mx
<b>Coordinador del programa</b>	ALBERTO RUIZ MARINES	alruiz@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	SI	Se utilizó para checar y verificar términos técnicos equivalentes al español.
Traducción a otra lengua	NO	
Revisión y corrección de estilo	NO	
Análisis de datos	NO	
Búsqueda y organización de información	SI	Información relevante de artículos científicos que aporten a esta investigación
Formateo de las referencias bibliográficas	NO	
Generación de contenido multimedia	NO	
Otro	NO	

Datos del solicitante	
Nombre y firma	Luis Ángel Lázaro Lobato 
Lugar y fecha	Morelia, Michoacán., a 05 de Diciembre del 2024 