



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN
METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES

“ESTUDIO DE LA METALURGIA Y RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE
REVESTIMIENTOS DE INCOLOY 825 SOBRE ACERO API X-65 SOLDADOS POR
FUSIÓN CON ARCO ELÉCTRICO “

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

Ing. FRANCISCO JAVIER RANGEL RODRÍGUEZ

Director de tesis:
Dr. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

Co-Director de tesis.
Dr. MELCHOR SALAZAR MARTÍNEZ

Morelia, Michoacán Febrero 2020

AGRADECIMIENTOS

Instituciones:

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico otorgado para realizar mis estudios de posgrado.

A la Facultad de Metalurgia de la Universidad Autónoma de Coahuila por permitirme realizar pruebas electroquímicas y experimentos de soldadura.

En especial al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH), por ser mi casa de estudios durante el lapso de programa de maestría.

Personas:

A mis amigos y técnicos que fueron parte importante, en especial a Heriberto, Abraham, Dulce, Leoncio, Lalo, Vania, Yareth, Martin, Saúl, Fernando, Jorge, Frank, Tony y Simón.

A los profesores del IIMM por los conocimientos testados, los cuales fueron base importante para el desarrollo del trabajo.

A los integrantes de mi comité tutorial: Dr. Rafael García, Dr. Alberto Ruíz, Dr. José Lemus por sus consejos, críticas y sugerencias para la realización exitosa de este proyecto de maestría

Al Dr. Francisco Curiel, Dr. Melchor Salazar, Dr. Marco García Rentería y M.C. Heriberto Granados, por el apoyo y ser parte indispensable para la realización del proyecto.

A mi asesor, amigo y maestro Dr. Víctor López por darme la oportunidad de pertenecer al grupo de trabajo (**SOLDADURA**), por guiarme, apoyarme, motivarme durante todo el lapso de aprendizaje.

Dedicatoria a:

MI FAMILIA

ÍNDICE GENERAL

Índice de figuras.....	vii
Índice de tablas.....	xiii
Glosario de términos.....	xv
Resumen.....	xvi
Abstract.....	xvii
CAPÍTULO I.....	1
1.1 Introducción.....	1
1.2 Justificación.....	8
1.3 Objetivo general.....	8
1.3.1 Objetivos específicos.....	8
1.4 Hipótesis.....	8
CAPITULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	10
2.1 Fabricación de tubos con costura.....	10
2.1.1 Colada continua.....	10
2.1.2 Tubos soldados en espiral.....	10
2.1.3 Tubos soldados longitudinalmente.....	10
2.2 Solidificación en el metal de soldadura.....	11
2.2.1 Influencia de las variables del proceso de soldadura en el modo de solidificación.....	12
2.3 Zona afectada térmicamente.....	14
2.4 Clasificación de aceros.....	14
2.5 Acero API X-65.....	14
2.5.1 Diagrama Fe-C.....	16
2.6 Aleaciones base níquel.....	17
2.6.1 Incoloy 825.....	19
2.7 Transformación martensítica.....	22

2.7.1 Diagrama de Schaeffler	23
2.8 Revenido	24
2.9 Soldaduras de aceros ferríticos con revestimientos resistentes a la corrosión	26
2.10 Depósitos de soldadura con una aleación resistente a la corrosión sobre placas de aceros ferríticos.....	28
2.11 Soldaduras de aceros bainíticos y martensíticos.....	35
2.12 Técnicas electroquímicas.....	38
2.12.1 Reactivación electroquímica de doble ciclo	38
2.12.2 Curvas de polarización potenciodinámica	40
CAPÍTULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL	43
3.1 Metal base y metal de aporte	44
3.2 Pruebas preliminares de soldadura	45
3.3 Soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825	47
3.4 Caracterización microestructural.....	48
3.5 Ensayos mecánicos	49
3.5.1 Microdureza.....	49
3.6 Corrosión	50
3.6.1 Preparación de muestras	50
3.6.2 Curvas de polarización potenciodinámica.....	52
3.6.3 Grado de sensibilización.....	53
CAPÍTULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	54
4.1 Macrografías	54
4.1.1 Soldadura A	54
4.1.2 Soldadura B	54
4.1.3 Macrografía de la soldadura de acero API X-65 revestido con Incoloy 825	55

4.2 Diagrama de Schaeffler	55
4.2.1 Predicción de la microestructura en la soldadura A	55
4.2.2 Predicción de la microestructura de la soldadura B.....	57
4.2.3 Predicción de la microestructura de la soldadura de placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825	60
4.3 Caracterización microestructural de la soldadura de la placa acero API X-65 revestida con Incoloy 825	62
4.3.1 Metal base placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825	62
4.3.2 Características microestructurales en la pasada de raíz.....	67
4.3.3 Segregación ERNiCrMo-3 (Inconel 625).....	71
4.3.4 Metal de soldadura ERNi1	78
4.3.5 Microestructura cordón 8 (Martensita).....	78
4.3.6 Acero API X-65 y cordón de soldadura con electrodo ER70S-6	81
4.4 Microdureza.....	83
4.4.1 Soldadura A	83
4.4.2 Soldadura B	84
4.4.3 Soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825	85
4.5 Mapa de microdureza de la soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825	86
4.6 Cuantificación porcentaje del volumen de martensita.....	88
4.7 Corrosión	89
4.7.1 Polarización potenciodinámica de la soldadura y metal base de acero API X-65	89
4.7.2 Análisis de la morfología y los productos de corrosión del acero API X-65	92
4.7.3 Polarización potenciodinámica de la soldadura y metal base Incoloy 825	93
4.7.4 Análisis de daño por picaduras de la soldadura y metal base Incoloy 825	96
4.7.5 Grado de sensibilización.....	99

4.7.6 Análisis del daño por sensibilización	100
CAPÍTULO V. CONCLUSIONES	102
5.1 Recomendaciones	104
5.2 Trabajo a futuro	104
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	105

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Placa bicapa [5].	3
Figura 1.2 a) Doblado-soldadura y b) cordones de soldadura [5,6].	4
Figura 1.3 Mapeo elemental por EDS de soldadura de acero API X-65 revestido, con metal de aporte 309L [19].	5
Figura 1.4 Capa rica en níquel entre acero API y revestimiento de acero inoxidable [22].	5
Figura 1.5 a) Macrografía de soldadura y b) falla de tubería bicapa por corrosión [23].	6
Figura 1.6 a) Zona crítica en rojo formación de martensita (α') en cordones intermedios y b) franjas de martensita interfases acero API- MS resistente a la corrosión (metal de soldadura) y corrosión galvánica.	7
Figura 2.1 Soldadura de tubos en espiral [27].	10
Figura 2.2 Tubo soldado longitudinalmente [27].	11
Figura 2.3 Solidificación epitaxial [28].	11
Figura 2.4 Nucleación heterogénea y energías superficiales [28].	12
Figura 2.5 Influencia del soluto en el modo de solidificación [28].	13
Figura 2.6 Diagrama de equilibrio de fases Fe-C [36].	18
Figura 2.7 Proyección líquidus sistema Ni-Fe-Cr [40].	20
Figura 2.8 Isotermas del diagrama ternario Ni-Fe-Cr (% en peso) a: a) 1000°C, b) 900 °C, c) 800 °C y d) 650 °C [40].	20
Figura 2.9 a) Esquema precipitación intergranular y b) variación del contenido de cromo cerca del límite de grano [42].	21
Figura 2.10 Diagrama TTT a) 0.4% C, 0.5% Cr, b) 0.4% C, 0.9% Cr, c) 0.35% C, 2% Cr y d) 0.5% C, 3.1% Cr [47].	23
Figura 2.11 Diagrama de Schaeffler [48].	24
Figura 2.12 Dependencia de tiempo y temperatura de revenido en la dureza en acero HSLA [50].	26
Figura 2.13 a) Macrografía sección transversal soldadura acero API X-60 revestido con acero inoxidable 316L y b) microanálisis químico obtenido por EDS interfase 316L-martensita [26].	27
Figura 2.14 Falla frágil zona correspondiente a martensita, ensayo de impacto[26].	27
Figura 2.15 Esquema de junta de soldadura de acero con revestimiento aleación 625 [52].	28

Figura 2.16 Mapeo de microdureza (HV) de soldadura de acero API X-65 con revestimiento de aleación 625 [52].	29
Figura 2.17 a) Macrografía de depósitos de soldadura ERNiCrMo-3 sobre placas de acero grado 11 y b) mapa de microdureza (HV) en las interfases [53].	30
Figura 2.18 a) Zona 1 martensita y carburos, b) zona 3 ferrita y c) zona 3 bainita [53].	30
Figura 2.19 Esquema de depósitos de Inconel 182 sobre acero ferrítico con un enmantequillado base Ni-Fe [54].	31
Figura 2.20 Perfiles de microdureza en diferentes cordones [54].	32
Figura 2.21 a) Sección transversal depósito de soldadura 316L sobre acero API X-60 y b) perfiles de microdureza con diferente calor de aporte [26].	33
Figura 2.22 a) Zona de transición tipo I (no martensita), b) zona de transición tipo II (martensita), c) línea de composición química zona tipo I y d) línea de composición química zona tipo II [55].	33
Figura 2.23 a) Imagen de la interfase analizada marcada por recuadro blanco y b) mapa de densidad de corriente resultados de SVET (unidades de densidad de corriente en $\mu\text{A}/\text{cm}^2$) [55].	34
Figura 2.24 Cambio microestructural en la soldadura por haz de electrones a) MB acero baja aleación S690QL (martensita-bainita), b) ZAT calentamiento a temperaturas entre A_{C1} - A_{C3} ($700 \leq 900^\circ\text{C}$), c) ZAT refinamiento de grano ($900 \leq 1150^\circ\text{C}$), d) ZAT crecimiento de grano ($T \geq 1150^\circ\text{C}$), e) zona parcialmente fundida y f) metal de soldadura [59].	36
Figura 2.25 a) MB acero baja aleación S690QL martensita-bainita 270 HV, b) ZAT región entre A_{C1} - A_{C3} ($700 \leq 900^\circ\text{C}$) 298 HV, c) ZAT refinamiento de grano ($900 \leq 1150^\circ\text{C}$) 380-469 HV, d) ZAT crecimiento de grano ($T \geq 1150^\circ\text{C}$) 451 HV (martensita), e) zona parcialmente fundida 485 HV (martensita) y f) metal de soldadura (martensita) 468 HV [59].	37
Figura 2.26 a) Perfil de microdureza de la soldadura de acero HSLA con un calor de aporte 0.25 kJ/mm y b) perfil de microdureza con un calor de aporte 0.77 kJ/mm [60].	38
Figura 2.27 Máxima corriente anódica y de reactivación [61].	39
Figura 2.28 Curvas de polarización potenciodinámica influencia de Nb en la susceptibilidad a la picadura [63].	41
Figura 2.29 Curvas de polarización potenciodinámica con diferentes electrodos y morfología del daño [65].	42
Figura 3.1 Diagrama de flujo desarrollo experimental.	43

Figura 3.2 a) Secciones de tubería API X-65 con revestimiento de Incoloy 825 y b) diámetro interior tubería 635 mm (25 in).	44
Figura 3.3 Vista frontal e inferior de la preparación de la junta para las soldaduras A y B (cotas en mm).	45
Figura 3.4 a) Preparación en simple V de las placas de acero API X-65 revestida con Incoloy 825 y b) vista isométrica de la preparación en simple V (cotas en mm).	47
Figura 3.5 a) Sección de barrido y zona de mapa de microdureza y b) indentaciones para construcción de mapa de microdureza.	50
Figura 3.6 Zonas de la junta donde se tomaron probetas para realizar pruebas de corrosión (cotas en mm).	51
Figura 3.7 a) Probeta 4 encapsulada sometida a ensayos de corrosión (electrodo de trabajo), b) celda electroquímica, c) contra electrodo de grafito en forma de placa.	52
Figura 4.1 Macrografía de la soldadura A.	54
Figura 4.2 Macrografía de la soldadura B.	55
Figura 4.3 Macrografía de la soldadura de acero API X-65 revestido con Incoloy 825.	55
Figura 4.4 Zonas de microanálisis químicos puntuales para determinar la composición química mediante EDS de la soldadura A.	56
Figura 4.5 Diagrama de Schaeffler para los diferentes cordones de la soldadura A.	57
Figura 4.6 Zonas de microanálisis químicos puntuales para determinar la composición química mediante EDS de la soldadura B.	58
Figura 4.7 Diagrama de Schaeffler para los diferentes cordones de la soldadura B.	59
Figura 4.8 Zonas de análisis en donde se llevaron a cabo los microanálisis químicos puntuales por EDS de la soldadura de la placa acero API X-65 revestida con Incoloy 825.	60
Figura 4.9 Diagrama de Schaeffler para los diferentes cordones de la soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.	62
Figura 4.10 Micrografía obtenida mediante microscopía óptica (MO) de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.	63
Figura 4.11 a) Micrografía obtenida por MEB indicando las zonas en donde se realizaron microanálisis químicos puntuales (MQP) mediante EDS y b) gradiente de composición entre las interfases.	63

Figura 4.12 Mapeo elemental mediante espectroscopía por dispersión de la energía de rayos X (EDS) de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.	64
Figura 4.13 a) Espectro EDS de la partícula en la imagen y b) espectro EDS de la partícula en la imagen.	65
Figura 4.14 Microestructura característica del metal base de la aleación Incoloy 825.	66
Figura 4.15 a) Micrografía de la aleación Incoloy 825 y b) barrido lineal de composición química.	67
Figura 4.16 Zona caracterizada microestructuralmente.	67
Figura 4.17 Micrografías obtenidas por MO; a) zona afectada térmicamente del Incoloy 825 y b) metal de soldadura (MS) ERNiCrMo-3.	68
Figura 4.18 Micrografías obtenidas por MO; a) microestructura austenítica del metal base (MB) Incoloy 825 y carbonitruros de titanio, b) zona de refinamiento de grano (ZRG), ZAT de Incoloy 825, c) interfase zona de crecimiento de grano (ZCG) – metal de soldadura (MS) ERNiCrMo-3.	69
Figura 4.19 a) Carburos M_7C_3 en metal base Incoloy 825, b) partículas en zona de refinamiento de grano y c) nitruro de titanio en zona de crecimiento de grano.	70
Figura 4.20 Mapeo elemental mediante EDS en el metal de soldadura ERNiCrMo-3.	72
Figura 4.21 Zonas en las cuales se realizaron los microanálisis químicos puntuales para determinar coeficiente de partición k	72
Figura 4.22 Distribución de soluto en núcleo (C_S) y región interdendrítica (C_L) durante solidificación en el MS de ERNiCrMo-3.	73
Figura 4.23 Distribución de soluto en el núcleo y región enriquecida de soluto durante la solidificación ERNiCrMo-3.	74
Figura 4.24 Fases Laves en la región interdendrítica del metal de soldadura ERNiCrMo-3.	75
Figura 4.25 Fase de Laves en forma de barra caracterizada por Silva mediante MET con su respectivo patrón de difracción $[322]=[4156]$ [74].	76
Figura 4.26 Mapeo elemental mediante EDS de fases formadas debido a la segregación.	77
Figura 4.27 Zona de caracterización metal de soldadura ERNi1 y cordón 8.	78
Figura 4.28 Microestructura típica en el enmantequillado.	78
Figura 4.29 a) Micrografía obtenida por MO de las diferentes zonas del cordón 8 debido a los ciclos térmicos, b) zona parcialmente revenida, c) zona de revenido, d) zona de refinamiento de	

grano, e) zona de crecimiento de grano (martensita+trazas de bainita), f) zona de crecimiento de grano (martensita de listón).	80
Figura 4.30 Macrografía de zona a analizar microestructuralmente.	81
Figura 4.31 a) ZAT acero API X-65 y línea de fusión, b) crecimiento planar y refinamiento de grano por ciclos térmicos en metal de soldadura ER70S-6.	82
Figura 4.32 a) Interfase metal base API X-65- refinamiento de grano (ZAT), b) interfase crecimiento de grano (ferrita acicular)-metal de soldadura, c) crecimiento planar y refinamiento en metal de soldadura ER70S-6.	83
Figura 4.33 Perfil de microdureza de la soldadura A.	84
Figura 4.34 Perfil de microdureza de la soldadura B.	84
Figura 4.35 Perfil de microdureza de soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.	85
Figura 4.36 Mapa de microdureza de la soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.	87
Figura 4.37 Perfil de microdureza de la soldadura Incoloy 825 a $y = 1.5$ mm.	87
Figura 4.38 Perfil de microdureza de soldadura API X-65 a $y = 4$ mm.	88
Figura 4.39 Relación porcentaje de martensita en función del calor de aporte para cada soldadura.	89
Figura 4.40 Curvas de polarización potenciodinámica del MB y soldadura de acero API X-65 inmenso en agua de mar sintética (AMS) y simulación de condiciones en el interior de la tubería con 0.1M tiosulfato (TS) + 0.5M NaCl.	90
Figura 4.41 a) Macrografía productos de corrosión de la soldadura de API X-65 y b) macrografía después de limpieza con agua destilada.	92
Figura 4.42 Micrografías obtenidas por MEB de la corrosión generalizada; a) acero API X-65 en agua de mar sintética y b) acero API X-65 en tiosulfato.	93
Figura 4.43 a) Espectro EDS de productos de corrosión en agua de mar sintética y b) espectro EDS de productos de corrosión en tiosulfato.	94
Figura 4.44 Curvas de polarización potenciodinámica del metal base y soldadura de Incoloy 825 inmersos en agua de mar sintética (AMS) y simulación de las condiciones en el interior de la tubería con 0.1M tiosulfato (TS) + 0.5M NaCl.	95

Figura 4.45 Análisis mediante MO de corrosión por picaduras en AMS; a) MB Incoloy 825, b) ZAT-MB Incoloy 825 y c) MS ERNiCrMo-3.....	96
Figura 4.46 a) Micrografía obtenida por MO de la degradación de carbonitruro de titanio en la matriz de Incoloy 825 inmerso en AMS y b) micrografía obtenida por MEB y microanálisis químico de la degradación de carbonitruro de titanio en AMS.....	97
Figura 4.47 Mapeo elemental mediante EDS de la degradación del MS ERNiCrMo-3 en AMS.	98
Figura 4.48 Micrografía obtenida por MO de corrosión por picaduras en tiosulfato; a) MB Incoloy 825, b) ZAT-MB Incoloy 825 y c) MS ERNiCrMo-3.	99
Figura 4.49 Grado de sensibilización del MB y la soldadura de Incoloy 825.	100
Figura 4.50 a) Macrografía de la soldadura de Incoloy 825 después del ensayo electroquímico para determinar la sensibilización, b) micrografía obtenida por MEB de los carburos M_7C_3 en los límites de grano, debido a la sensibilización.	101

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1.1 Comparación de precios de aceros inoxidable, aleaciones base níquel y acero API X-65 (consultado en 2019) [13, 14].	3
Tabla 2.1 Especificaciones de composición química para tubos con costura API Spec 5L Grado PSL 1 ^{a.g} , ≤ 25 mm de espesor (% peso) [30].	15
Tabla 2.2 Resistencia de cedencia mínima y resistencia máxima a la tensión requeridas para diferentes grados de aceros de acuerdo a API Spec 5L Grado PSL 1 y PSL 2 [31].	16
Tabla 2.3 Influencia de elementos de aleación en la resistencia a la corrosión en aleaciones base níquel [37].	18
Tabla 2.4 Influencia de elementos de aleación en aleaciones base níquel [38].	19
Tabla 2.5 Precipitados tipo I y II (% en peso) [45].	22
Tabla 2.6. Composición química acero baja aleación S690QL (% en peso) [59].	36
Tabla 2.7 Composición química de electrodos Inconel 625 (% en peso) [63].	40
Tabla 2.8 Composición química de electrodos y material base (% peso) [65].	41
Tabla 3.1 Composición química del metal base y de aporte (% en peso).	44
Tabla 3.2 Variables operativas de la soldadura A.	46
Tabla 3.3 Variables operativas de la soldadura B.	46
Tabla 3.4 Variables operativas para soldar la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.	48
Tabla 3.5 Condiciones para revelar las características microestructurales.	49
Tabla 3.6 Electrolitos y condiciones para llevar a cabo las pruebas de polarización potenciodinámica.	52
Tabla 4.1 Composición química de los cordones de la soldadura A obtenidos mediante EDS y resultados del cálculo del Cr y Ni equivalente (% en peso).	57
Tabla 4.2 Composición química de los cordones de la soldadura B obtenidos mediante EDS y resultados del cálculo del Cr y Ni equivalente (% en peso).	59
Tabla 4.3 Composición química de los cordones de la soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825 obtenidos mediante EDS y resultados del cálculo del Cr y Ni equivalente (% en peso).	61
Tabla 4.4 Composición química de nitruro y carburos distribuidos en el límite de grano del metal base de la aleación Incoloy 825 (% atómico).	66

Tabla 4.5 Composición química de partículas encontradas en la zona de refinamiento y crecimiento de grano de Incoloy 825, mostradas en la Figura 4.19 b-c) (% atómico).....	71
Tabla 4.6 Coeficiente de partición de la segregación de elementos en el metal de soldadura (frente de crecimiento columnar dendrítico).....	73
Tabla 4.7 Coeficiente de partición de la segregación de elementos en el metal de soldadura (zona de refinamiento de la microestructura de solidificación).	74
Tabla 4.8 Composición química de fases identificadas en regiones interdendríticas en el MS ERNiCrMo-3 (% atómico).	76
Tabla 4.9 Relación del porcentaje de martensita en función del calor de aporte para cada prueba.	88
Tabla 4.10 Parámetros obtenidos de las curvas de polarización potenciodinámica del metal base y soldadura del acero API X-65 inmerso en agua de mar sintética y solución de tiosulfato.	92
Tabla 4.11 Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica del metal base y soldadura de Incoloy 825 inmerso en agua de mar sintética y tiosulfato.	95
Tabla 4.12 Grado de sensibilización MB Incoloy 825 y soldadura de Incoloy 825.....	100

GLOSARIO DE TÉRMINOS

Lista de abreviaturas

Abreviatura	Significado
RRC	Revestimiento resistente a la corrosión
EDS	Espectroscopía por dispersión de la energía de rayos X
MS	Metal de soldadura
ZAT	Zona afectada térmicamente
MB	Metal base
API	Instituto Americano de Petróleo
ECS	Electrodo de calomel saturado
MEB	Microscopía electrónica de barrido
MO	Microscopía óptica
MQP	Microanálisis químico puntual
AMS	Agua de mar sintética
TS	Tiosulfato (+ NaCl)
ZPR	Zona parcialmente revenida
ZR	Zona de revenido
ZRG	Zona de refinamiento de grano
ZCG	Zona de crecimiento de grano

Tabla de símbolos

Símbolo	Significado
α'	Martensita
α''	Martensita revenida
γ'	Austenita retenida
α_I	Bainita inferior

Resumen

En este proyecto se realizaron soldaduras con protección de gas y electrodo metálico consumible por sus siglas en inglés (GMAW) de secciones de tubería de acero API X-65 revestidas de Incoloy 825. En la pasada de raíz se utilizó un electrodo ERNiCrMo-3 (Inconel 625) y para rellenar lo correspondiente al acero API X-65 un electrodo ER70S-6. Un enmantequillado base níquel se depositó entre las dos aleaciones. La investigación fue enfocada en controlar la transformación martensítica utilizando diferente calor de aporte en algunos experimentos y determinar la susceptibilidad a la corrosión de las soldaduras y metal base. Se realizó una caracterización microestructural de las diferentes zonas de soldadura por microscopía óptica y electrónica de barrido, así como ensayos de microdureza. Con la ayuda de curvas de polarización potenciodinámica se evaluó la degradación de las soldaduras (API X-65 e Incoloy 825) y metal base en agua de mar sintética y electrolito a base de tiosulfato + cloruro de sodio para simular las condiciones de gases amargos. Por medio de curvas de polarización potenciodinámica de doble ciclo se determinó el grado de sensibilización en el revestimiento de Incoloy 825 y la unión. Los resultados indican que si se utiliza un alto calor de aporte, en las pasadas subsecuentes al cordón de raíz se presenta dilución de elementos que promueven a la transformación martensítica, en contra parte es posible controlar la transformación utilizando bajo calor de aporte con resultados favorables del 2.43 % en volumen de martensita. Por otra parte se presentó segregación de Nb y Mo en las regiones interdendríticas del primer cordón que promueven la formación de fases de Laves. En las pruebas de corrosión, la soldadura del acero API X-65 presentó un comportamiento casi similar al metal base en los 2 electrolitos, siendo el electrolito con tiosulfato el más agresivo. La soldadura de Incoloy 825 presentó mejor comportamiento en comparación con el metal base, tanto en las pruebas de las curvas de polarización potenciodinámica y en las pruebas del grado de sensibilización. Se presentó un daño preferencial por picadura en los nitruros de titanio y en las regiones donde se presenta la segregación.

Palabras clave: GMAW, enmantequillado, transformación martensítica, calor de aporte, sensibilización, dilución, segregación y fases de Laves.

Abstract

In this project was made gas metal arc welds (GMAW) of Incoloy 825/API X-65 clad steel pipe sections. In the root pass was used an ERNiCrMo-3 filler wire (Inconel 625) and to fill the corresponding to API X-65 steel an ER70S-6 filler wire. A buttering nickel base was deposited between the two alloys. The research was focused on controlling martensitic transformation using different heat input in some experiments and to determine the susceptibility to corrosion of the welded joints and base metal. A microstructural characterization of the different zones of the welded joint was carried out by optical microscopy and scanning electron microscopy, as well as microhardness tests. By potentiodynamic polarization curves were evaluated the degradation of the welded joints and base metal in synthetic seawater and electrolyte based on thiosulfate + sodium chloride to simulate sour gas conditions. By means of the double loop electrochemical potentiodynamic reactivation was determined the sensitization degree in the Incoloy 825 clad and the welded joint. The results indicate that if is used a high heat input, in subsequent multi-pass to the root will dilute alloy elements that promote transformation martensitic, on the other hand, it is possible to control the transformation using low heat input with favorable results of 2.43% in volume of martensite. Segregation of Nb and Mo was presented in the interdendritic regions of the root pass that promote the formation of Laves phases. In corrosion tests, the welded joint of API X-65 steel exhibited a behavior almost similar to the base metal in the 2 electrolytes, being the electrolyte with thiosulfate the most aggressive. The welded joint of Incoloy 825 showed better behavior compared to the base metal, both in the tests of the potentiodynamic polarization curves and in the tests of the degree of sensitization. The titanium nitrides and regions where segregation occurs are preferred areas for pitting corrosion.

Keywords: GMAW, buttering, martensitic transformation, heat input, sensitization, segregation and Laves phases



CAPÍTULO I

1.1 Introducción

A través del tiempo, las tuberías de acero para transportar hidrocarburos han evolucionado para ajustarse a las cambiantes demandas de la industria. El transporte de petróleo crudo o gas natural en distancias largas a una elevada presión, requiere una combinación de alta resistencia y tenacidad. La exploración y explotación de petróleo en aguas profundas ha traído nuevos retos, no solo en términos de resistencia mecánica, sino también en la agresividad de los fluidos a transportar sobre las tuberías. Así, la conducción de petróleo sin procesar, gas y condensados a altas presiones y temperaturas puede resultar en ambientes muy agresivos [1].

Las sustancias como el H_2S , CO_2 y cloruros entre otros pueden generar fuertes problemas de agrietamiento inducido por hidrógeno, agrietamiento por corrosión bajo esfuerzos por sulfuros en aceros al carbono y de baja aleación. El proceso comienza por la disociación de H_2S , posterior a esto se presenta la absorción química del hidrógeno en la superficie del acero, a continuación se da la difusión de hidrógeno atómico en el acero y finalmente la recombinación del hidrógeno atómico en hidrógeno molecular que produce un alto incremento de esfuerzos en la estructura cristalina, de tal forma que es posible la formación y propagación de grietas aún y cuando el acero no este sometidos a esfuerzos [2].

Las pérdidas económicas por la corrosión se pueden dividir en directas e indirectas. El costo de pérdidas directas se estima que es del 3-5 % del producto interno bruto (miles de millones de dólares) dependiendo de la economía de cada país, y éstas comprenden la sustitución de toda aquella aleación que está en uso y debe ser remplazada a causa de la corrosión. Las pérdidas indirectas son más difíciles de determinar, entre éstas se encuentran:

- a) Paro de planta
- b) Pérdida de eficiencia
- c) Pérdida del producto
- d) Contaminación
- e) Sobrediseño.



Controlar el fenómeno de corrosión significa prolongar el tiempo de servicio, disminuir el mantenimiento de la infraestructura o impedir accidentes industriales y ecológicos que pueden provenir de fallas bajo ambientes agresivos [3-6].

Algunos de los métodos para el control de la corrosión en tuberías es por medio del uso de inhibidores base aceite, principalmente películas de aminas las cuales consisten en barreras para evitar el contacto entre la tubería y el ambiente agresivo [7]. Los inconvenientes del uso de inhibidores, es el rompimiento de las películas debido a la presión del fluido en el sistema [8] y el corto tiempo que brindan para el control de la corrosión ya que los espesores de las películas son muy delgados. Otro de los métodos para prevenir la falla de las tuberías es poner sobre-espesores y protección catódica en el exterior de las tuberías mediante ánodos de sacrificio (zinc).

Para que las tuberías de extracción de gas y petróleo en aguas profundas puedan soportar la corrosión y los problemas de agrietamiento durante su vida útil se ha implementado el uso de un revestimiento de aleación resistente a la corrosión (RRC) el cual va por dentro de la tubería del acero microaleado [9, 10].

El RRC suele tener espesores delgados (debido al costo) en comparación con el espesor del metal base de acero microaleado, pero el espesor es mucho mayor en comparación con los inhibidores. La placa de acero con el RRC cumplirá con los requisitos a los cuales estará expuesta, por una parte el RRC brinda buena resistencia a la corrosión y el acero microaleado cumplirá con las propiedades mecánicas y estará expuesto con el agua de mar, ambiente en el cual se corroe de manera generalizada. En la Tabla 1.1 se listan los precios de distintas aleaciones, de la cual se puede deducir que es posible fabricar placas de acero API X-65 (microaleado) con RRC a un costo rentable considerando las propiedades únicas que brinda. El espesor del revestimiento dependerá del espesor de la placa (espesores mayores a 6 mm), para aleaciones base níquel son utilizados de 2-5 mm para placas de 20-24 mm del total de la placa [11, 12], incluso se fabrican placas de grandes espesores con revestimientos superiores a los 10 mm de espesor (el espesor a su vez está en función de la aplicación, el revestimiento para las tuberías es de 3 mm).

Tabla 1.1 Comparación de precios de aceros inoxidables, aleaciones base níquel y acero API X-65 (consultado en 2019) [13, 14].

Aleación	Precio USD/Ton
Tubo sin costura 316L	5,500-7,000
Tubo con costura 316L (316L ERW)	5,000-6,500
Tubo con costura 304L (304L ERW)	3,800-5,300
Tubo con costura 2205	9,000-10,500
Tubo con costura Inconel 600	44,000-45,500
Tubo con costura Inconel 625	45,000-46,500
Tubo con costura Incoloy 825	25,000-26,500
Tubo con costura Hastelloy C22	58,500-60,000
API X-65	650-1,050

El proceso de fabricación de tubería con costura inicia con la obtención de una placa bicapa. Las placas bicapa son unidas mediante laminación en caliente con un previo proceso de soldadura en los extremos de ambas aleaciones, soldadura por explosión con laminación en caliente o soldadura fuerte o por difusión, se obtiene una placa bicapa como se ilustra en la Figura 1.1.

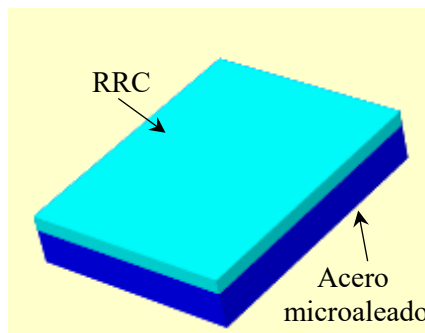


Figura 1.1 Placa bicapa [5].

Una vez obtenida la placa bicapa, esta es doblada para darle la curvatura y especificaciones de diámetro que tendrá el tubo, cualquiera que fuese el proceso de fabricación de la placa para obtener el tubo con costura implica el proceso de soldadura como se observa en la Figura 1.2 [15-17]. Las tuberías revestidas han sido utilizadas por más de 50 años, sin embargo, por confidencialidad, la literatura es limitada para la soldadura de tuberías bicapa [18].

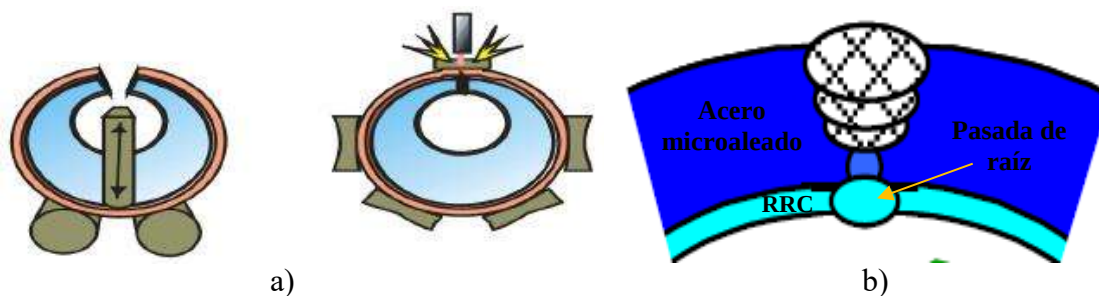


Figura 1.2 a) Doblado-soldadura y b) cordones de soldadura [5,6].

Bjaaland y colaboradores [19] estudiaron soldaduras de revestimientos de acero inoxidable 316L sobre API X-60 y X-65, con los electrodos 309L y ERNiCrMo-3 en dos pasadas (en las dos pasadas utilizaron un solo electrodo), la de raíz y la posterior en caliente. El modo de solidificación con el electrodo 309L en la raíz fue ferrita δ con una morfología vermicular, en la pasada en caliente la morfología cambia a celular. Para soldaduras con electrodo ERNiCrMo-3 (Inconel 625) obtuvieron frente de solidificación planar dendrítico y en la pasada en caliente dendrítico equiaxiado. El modo de solidificación depende del flujo de calor en gran medida en soldaduras en varias pasadas [20]. En estudios previos muestran que regiones interdendríticas son ricas en carburos de niobio y molibdeno. Se observó la dilución en el primer cordón, como se muestra en el mapeo del elemento mediante espectroscopía por dispersión de la energía de rayos X (EDS por sus siglas en inglés) de la Figura 1.3, en dicha franja se presenta la transformación martensítica (α'). Este fenómeno para soldaduras disímiles es crítico ya que afecta las propiedades químicas y mecánicas. Los autores no realizaron estudios de corrosión pero no es recomendable utilizar un mismo electrodo para este tipo de soldaduras, ya que al estar en determinado ambiente (electrolito) el acero API fungirá como ánodo y el metal de aporte (309L o IN625) como cátodo promoviendo la corrosión galvánica (problema crítico) [21], si bien las tuberías llevan una protección catódica y aislantes en la zona de soldadura el problema está latente. No presentaron detalles de la zona afectada térmicamente. Una intercapa rica en níquel de espesor de 30-35 μm entre el acero inoxidable y acero API controla la difusión de carbono del acero API hacia la aleación de inoxidable o del RRC [19], no se presentan detalles del método de fabricación de la placa bicapa pero esto es posible mediante soldadura fuerte o por difusión.

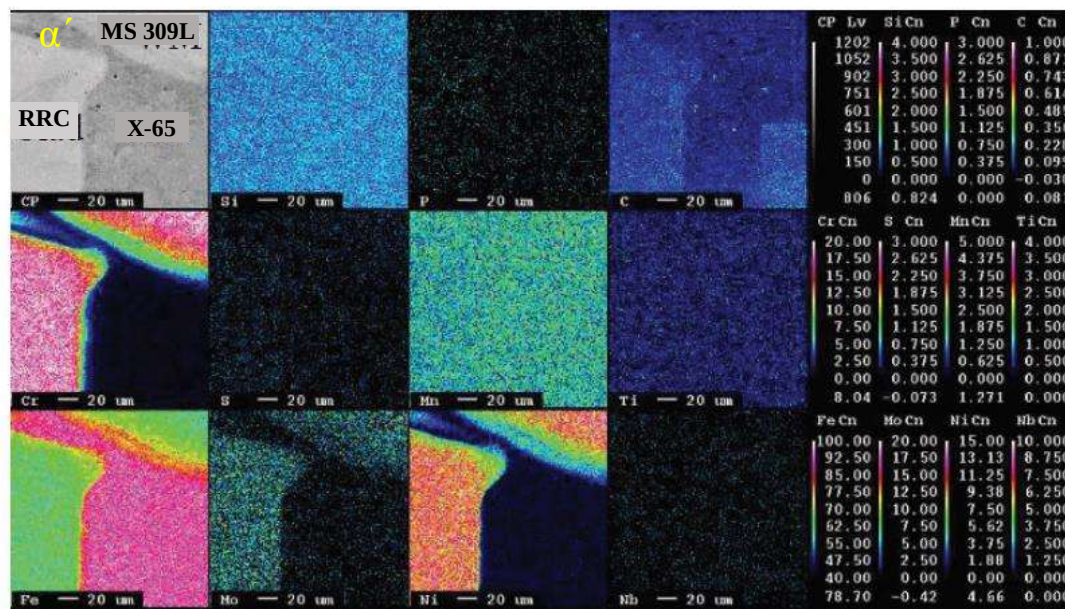


Figura 1.3 Mapeo elemental por EDS de soldadura de acero API X-65 revestido, con metal de aporte 309L [19].

La presencia de carburos entre la interfase provoca endurecimiento y fallas inducidas por hidrógeno, con la capa de níquel como se presenta en la Figura 1.4 se reduce este efecto. Además, se reduce la iniciación de la grieta para la fractura, ya que el carbono difunde hacia la intercapa rica en níquel controlando la formación de carburos [22].

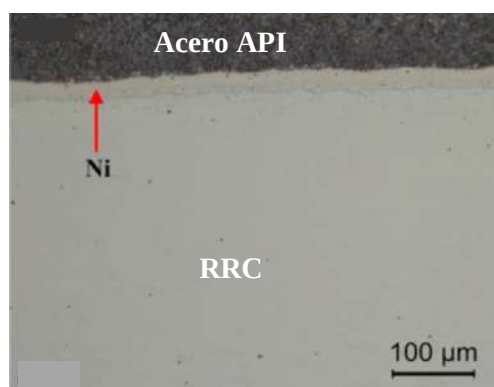


Figura 1.4 Capa rica en níquel entre acero API y revestimiento de acero inoxidable [22].

Mesmari y colaboradores [23] analizaron una falla por corrosión de una tubería revestida de aleación Incoloy 825 soldada con alambre de aleación de Inconel 625 (ERNiCrMo-3). En la Figura 1.5 a) se muestra una macrografía de la soldadura así como la falla por corrosión en la parte derecha b). Los daños más severos por picaduras son en las zonas cercanas al cordón de soldadura.

Concluyen que el alambre de aleación de Inconel 625 es más resistente a la corrosión por picadura que la aleación Incoloy 825 en ambiente salino con diferentes concentraciones de iones Cl^- , los potenciales de picaduras decrecen conforme se incrementa la concentración de iones de Cl^- y aumenta la temperatura lo que hace a las aleaciones más susceptibles a la corrosión por picadura. Muy posiblemente se presentó corrosión galvánica ya que la tubería sufrió la falla en 6 meses [23]. La aleación de Inconel 625 presenta mayor resistencia a la corrosión en comparación con la aleación de Incoloy 825 debido a que el contenido de Cr y Mo es mayor [24, 25].

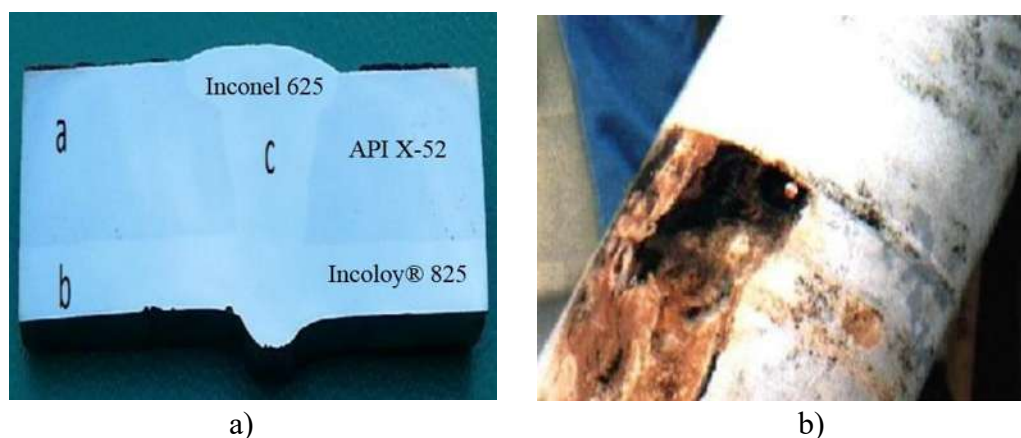


Figura 1.5 a) Macrografía de soldadura y **b)** falla de tubería bicapa por corrosión [23].

En soldaduras disímiles entre un acero (carbono y microaleado) y una aleación base níquel o acero inoxidable es usual que se presenten franjas de martensita entre las interfases debido a la dilución de elementos de aleación como el cromo, níquel y molibdeno. Los fenómenos metalúrgicos que suceden en soldaduras de placas bimetalicas son los mismos que en soldaduras disímiles más sin embargo se deben de tomar en consideración como sistemas completamente diferentes ya que el volumen de la microestructura martensítica es mucho mayor [26].

Los problemas críticos que se presentan en soldaduras de placas bicapa es que una vez que se deposita el primer cordón para rellenar lo correspondiente al RRC con un electrodo resistente a la corrosión y se deposita la aleación para rellenar lo correspondiente al acero microaleado se forman microestructuras martensíticas (α') en los cordones intermedios, la zona crítica mostrada en color rojo de la Figura 1.6 a). Una de las características de la microestructura martensítica, es que, posee una elevada dureza y carece de deformación. Estas propiedades son indeseables en una junta a soldar ya que este tipo de tuberías bicapa son utilizadas para la extracción de gas y petróleo en aguas profundas, durante el tendido de tuberías es necesario cierto grado de deformación por lo

que sí está presente la microestructura martensítica no soportaría la deformación a la que estaría expuesta y la falla mecánica se presentaría en el metal de soldadura (MS).

Por otra parte, como ya se mencionó anteriormente, la microestructura martensítica se ve minimizada cuando se suelda con una aleación resistente a la corrosión toda la junta ya que únicamente en ciertos casos se presentan franjas entre la interfase del acero microaleado y el metal de soldadura resistente a la corrosión como se observa en la Figura 1.6 b). La otra región crítica al realizar esto es el par galvánico que se forma entre las 2 aleaciones como se ilustra en la Figura 1.6 b), ahora bien todo sistema tiende al equilibrio termodinámico por lo que con el tiempo es posible la difusión de carbono del acero microaleado hacia el metal de soldadura resistente a la corrosión lo que provocaría una decarburación en el acero microaleado y la formación de carburos en el metal de soldadura y por ende afectación en las propiedades mecánicas y químicas.

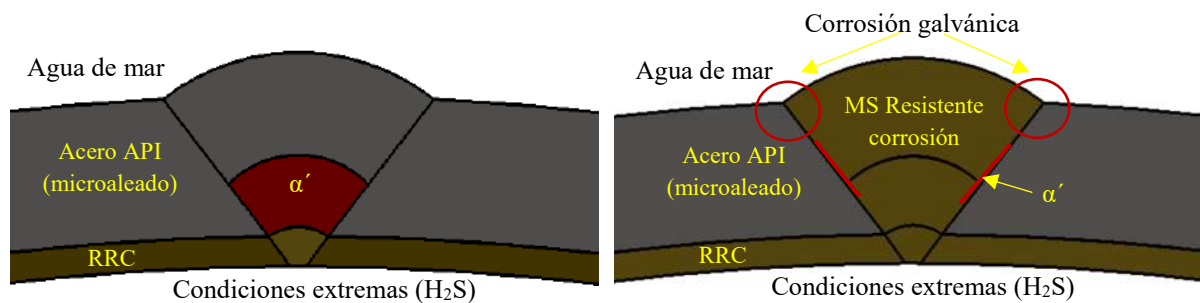


Figura 1.6 a) Zona crítica en rojo formación de martensita (α') en cordones intermedios y **b)** franjas de martensita interfases acero API- MS resistente a la corrosión (metal de soldadura) y corrosión galvánica.



1.2 Justificación

En la literatura existe poca información acerca de soldaduras de tubería bicapa por lo que es necesario generar conocimientos de cómo controlar o reducir la transformación martensítica en la interfase entre ambas aleaciones. En la ZAT de la aleación de Incoloy 825 se tiene la tendencia a la precipitación de carburos ricos en cromo lo que es perjudicial para su resistencia a la corrosión, por lo que además del estudio de la metalurgia es valioso realizar pruebas de corrosión para observar si la afectación térmica en el revestimiento de Incoloy 825 provoca deterioro.

1.3 Objetivo general

Generar conocimiento básico respecto a las mejores condiciones de soldadura de tuberías bicapa que permitan disminuir la cantidad de martensita en los cordones intermedios de la junta soldada y asegurar que la afectación térmica en los materiales base no comprometa en demasía sus propiedades a la corrosión.

1.3.1 Objetivos específicos

- Establecer las variables operativas del proceso de soldadura por arco metálico y protección gaseosa con las cuales se obtengan en primera instancia soldaduras libres de defectos.
- Correlacionar las características microestructurales del metal de soldadura, zona afectada térmicamente y metal base con la microdureza y determinar el porcentaje de microestructuras martensíticas.
- Evaluar por medio de curvas de polarización potenciodinámica si el proceso de soldadura aplicado no compromete la resistencia a la corrosión.

1.4 Hipótesis

Es bien conocido que la transformación martensítica es favorecida por las altas velocidades de enfriamiento y elementos de aleación presentes en aceros de baja aleación como níquel, cromo, molibdeno y carbono. De acuerdo al níquel y cromo equivalente del diagrama de Schaeffler los cordones intermedios entran en la región martensítica. Por otra parte, estudios previos demuestran que el electrodo ERNiCrMo-3 (Inconel 625) presenta mejor comportamiento a la corrosión en diferentes ambientes en comparación con el revestimiento Incoloy 825.

En base a los argumentos descritos anteriormente se espera que la interacción entre velocidad de avance de la antorcha, voltaje, velocidad de alimentación (calor de aporte) generarán soldaduras



sanas con una microestructura óptima (sin o con poca formación de martensita). También se espera que al aplicar un enmantequillado (níquel casi puro) ayudará a ir diluyendo elementos como cromo y molibdeno manteniendo una fase austenítica y así disminuir la cantidad de martensita. En la parte interior de la tubería el metal de soldadura y la zona afectada térmicamente no serán zonas susceptibles a la corrosión.

CAPITULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 Fabricación de tubos con costura

2.1.1 Colada continúa

Es el proceso en el cual el acero fundido es solidificado en una palanquilla para posteriormente pasar a los trenes de laminación donde se obtienen las láminas para la fabricación de tubos con costura. La soldadura para la fabricación de estos tubos puede ser de manera longitudinal o en espiral.

2.1.2 Tubos soldados en espiral

Estos son producidos a partir de bandas laminadas en caliente, con diámetros exteriores de 2000 mm (78.75 in) y 16 mm (5/8 in) de espesor como se observa en la Figura 2.1, en planta es posible soldar desde el interior o exterior del tubo.

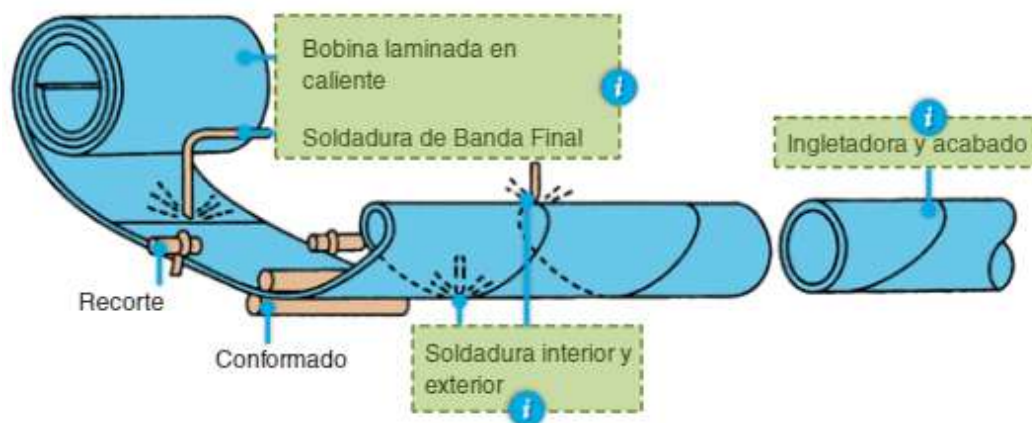


Figura 2.1 Soldadura de tubos en espiral [27].

2.1.3 Tubos soldados longitudinalmente

Tubos soldados longitudinalmente de diámetros grandes pueden ser producidos a partir de placas, con esto se alcanzan diámetros de tubos entre 400-1620 mm (15.75-63.75 in), con espesor de 6-40 mm y longitudes del tubo de hasta 18 metros. El proceso comienza con el biselado de la placa, posterior a esto la placa es doblada en forma de U hasta obtener la curvatura del tubo para finalmente ser soldado de manera interna y externa como se aprecia en la Figura 2.2. Una vez realizada la soldadura el tubo es sometido a inspección y pruebas de expansión mecánica o hidráulica para cumplir con tolerancias y redondez del tubo [27]. El proceso de soldadura es una

etapa importante tanto para la fabricación de tubos con costura como para reparaciones y tendido de tuberías en aguas profundas.

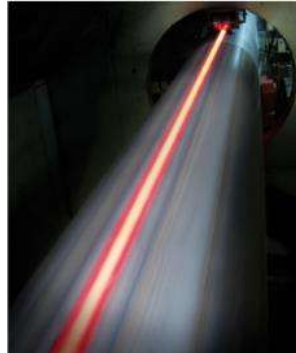


Figura 2.2 Tubo soldado longitudinalmente [27].

2.2 Solidificación en el metal de soldadura

La solidificación epitaxial se presenta en el proceso de soldadura, los primeros granos de la pileta líquida crecen a partir de los granos parcialmente fundidos del metal base como se ilustra en la Figura 2.3.

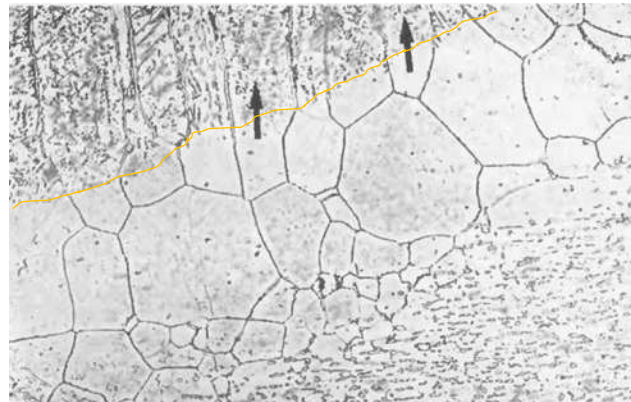


Figura 2.3 Solidificación epitaxial [28].

La solidificación epitaxial es heterogénea, para que se pueda dar esta, primero se tiene que dar una nucleación y posteriormente un crecimiento, las energías superficiales γ_{ML} (metal base-líquido), γ_{SL} (metal de soldadura solidificado-líquido) y γ_{SM} (metal de soldadura solidificado-metal base) del sistema son de vital importancia como se ilustra en la Figura 2.4.

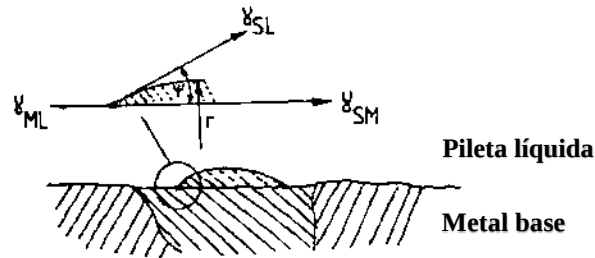


Figura 2.4 Nucleación heterogénea y energías superficiales [28].

La composición química del electrodo es similar a la del metal base por lo que el ángulo de mojado (ψ) es aproximadamente cero, por lo tanto, es despreciable la barrera energética para iniciar la solidificación y a esto se debe que la velocidad de solidificación es muy rápida en soldaduras [28], otra de las razones se debe a que la relación volumen-área superficial es grande [20].

2.2.1 Influencia de las variables del proceso de soldadura en el modo de solidificación

El modo de solidificación en el metal de soldadura está en función de dos variables vitales:

- a- Composición química del electrodo
- b- Flujo de calor

La composición química podría ser el factor determinante, aleaciones pobres en soluto tienden a un modo de solidificación planar mientras que aleaciones ricas en soluto a un crecimiento dendrítico a causa del sobreenfriamiento constitucional, una concentración de soluto intermedio favorece una solidificación celular como se muestra en la Figura 2.5. Se puede dar una transición en un mismo metal de soldadura debido a que el último líquido en solidificar es rico en soluto.

El flujo de calor es la velocidad a la cual se extrae el calor del metal de soldadura. Cuando el calor de aporte es mayor, la velocidad de extracción de calor será más lenta debido a un aumento en la temperatura del metal base (MB) y la zona afectada térmicamente (ZAT) será mayor. El calor de aporte (Q) puede ser calculado por medio de la ecuación 1. La conductividad térmica del MB es un factor que influye en la velocidad a la cual se extrae el calor del metal de soldadura. Los metales base con conductividades térmicas altas lo extraerán más rápido.

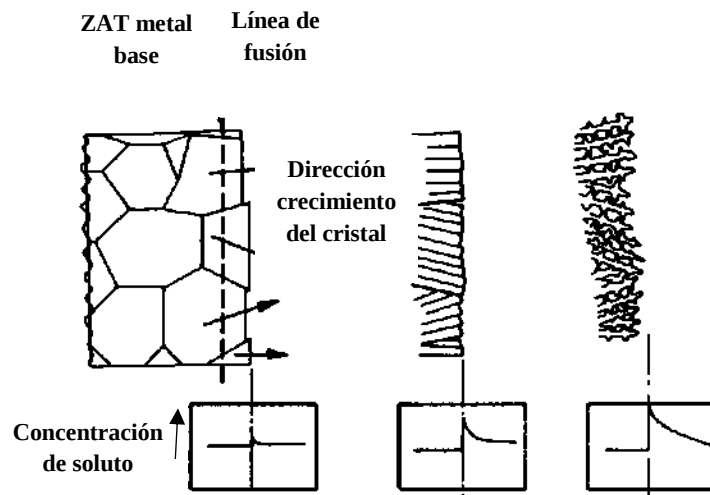


Figura 2.5 Influencia del soluto en el modo de solidificación [28].

$$Q = \frac{\eta VI}{v}$$

(1)

donde η = Eficiencia y depende del proceso de soldadura

V = Potencial o voltaje

I = Corriente

v = Velocidad de avance

A bajas velocidades de avance mayor es el calor aportado, por lo tanto, la pileta líquida tarda más tiempo en solidificar y el volumen de la ZAT es mayor, se presentan granos de gran tamaño en el cordón de soldadura y mayor segregación.

A altas velocidades de avance, el calor aportado es menor y por ende la velocidad de solidificación es mayor. Velocidades de avance extremadamente rápidas provoca fases metaestables en ciertas aleaciones como aceros de alto contenido de carbono e inoxidables (bainita y martensita) en el cordón de soldadura.

Las direcciones preferenciales para la solidificación son las de menor compactación. Para las estructuras cúbicas (simple, BCC y FCC) son $\langle 100 \rangle$ y para las HCP $\langle 10\bar{1}0 \rangle$. Cuando menos compacto sea el plano cristalográfico es más fácil que los átomos del líquido se adhieran al cristal.



El modo de solidificación en soldaduras en varias pasadas suele cambiar debido al flujo de calor, la extracción de calor será más lento en la segunda pasada [19, 20, 28].

2.3 Zona afectada térmicamente

Al existir fusión es evidente que el MB experimentará una transformación en su microestructura y propiedades a causa del ciclo térmico, a este volumen o zona se le conoce como zona afectada térmicamente. Dependiendo de la aleación, en la ZAT se pueden experimentar diversas sub-zonas siendo un caso usual en aceros al carbono por la alotropía, en general en la ZAT de una aleación ocurren cambios en el tamaño de grano, cambio de fases y en algunas ocasiones precipitación.

2.4 Clasificación de aceros

Existe una amplia gama de aceros de acuerdo a la composición química. Sus propiedades dependerán de las condiciones de fabricación y tratamiento térmico. A continuación se presenta una clasificación la cual se puede a su vez subdividir en otras clasificaciones:

- a- Aceros al carbono
- b- Aceros de baja aleación
- c- Aceros de alta aleación.

En aceros al carbono el principal elemento de aleación es el carbono, aunque en la aleación se encuentran presentes otros elementos como Si y Mn que promueven la resistencia mecánica y que por el proceso de aceración es imposible que no estén presentes en la solución sólida.

En los aceros de baja aleación el contenido de elementos de aleación como Ni, Cr, Mo, Mn y Si están presentes en la aleación, además de que es posible modificar las transformaciones del acero.

En los aceros de alta aleación se encuentran todas las familias de aceros inoxidables (martensíticos, austeníticos, ferríticos y dúplex) [29].

2.5 Acero API X-65

Los aceros para la extracción de gas y petróleo han ido evolucionando, aspectos como la composición química, tratamiento termomecánico, tratamiento térmico y calidad en el proceso de aceración promueven que se tengan aceros de alta resistencia. Los grados de aceros que se han desarrollado según la norma API Spec 5L son API A-25, A, B, X-42, X-46, X-52, X-56, X-60, X-

65, X-70, X-80, X-90, X-100 y X-120 indicando el número la resistencia de cedencia mínima especificada en Ksi. De acuerdo a la norma API estos pueden ser de 2 clases, PSL 1 (product specification level por sus siglas en inglés) y PSL 2. La clase PSL 2 requiere de mayor exigencia de calidad en cuanto al proceso de aceración ya que el contenido de fósforo y azufre permitido para la clase PSL 1 es hasta 0.030% en peso de fósforo y 0.030% de azufre mientras que para la clase PSL 2 es de 0.25% y 0.15%, respectivamente. Los aceros son sometidos a un tratamiento termomecánico, normalizados y para algunos grados son templados y revenidos [30].

Los aceros API X-65 entran en la gama de aceros con bajo contenido de carbono y estos pueden ser clase PSL 1 o PSL 2. En la clase PSL 2 el acero puede ser templado y revenido o simplemente laminado dependiendo la aplicación, además el contenido de carbono suele ser menor (0.18 % peso) en comparación con la clase PSL 1. Estos aceros son microaleados con Nb, Ti y Va ($Nb + Ti + Nb \leq 0.15 \%$) y por consiguiente presentan mayor refinamiento de grano, ya que estos elementos actúan como agentes nucleantes durante la recrystalización dinámica (proceso de laminación en caliente) promoviendo a mejorar las propiedades mecánicas. En la Tabla 2.1 se muestran las especificaciones de composición química para diferentes grados de acero API Spec 5L Grado PSL 1.

Tabla 2.1 Especificaciones de composición química para tubos con costura API Spec 5L Grado PSL 1 ^{a,g}, ≤ 25 mm de espesor (% peso) [30].

Grado	C	Mn	P		S	V	Nb	Ti
	máx. ^b	máx. ^b	min.	máx.	máx.	máx.	máx.	máx.
A25	0.21	0.60	-	0.03	0.03	-	-	-
A25P	0.21	0.60	0.045	0.08	0.03	-	-	-
A	0.22	0.90	-	0.03	0.03	-	-	-
B	0.26	1.20	-	0.03	0.03	c,d	c,d	d
X-42	0.26	1.30	-	0.03	0.03	d	d	d
X-46	0.26	1.40	-	0.03	0.03	d	d	d
X-52	0.26	1.40	-	0.03	0.03	d	d	d
X-56	0.26	1.40	-	0.03	0.03	d	d	d
X-60	0.26 ^e	1.40 ^e	-	0.03	0.03	f	f	f
X-65	0.26 ^e	1.45 ^e	-	0.03	0.03	f	f	f
X-70	0.26 ^e	1.65 ^e	-	0.03	0.03	f	f	f

a- $Cu \leq 0,50 \%$; $Ni \leq 0,50 \%$; $Cr \leq 0,50 \%$ y $Mo \leq 0.15\%$.



- b- Por cada reducción de 0,01% por debajo de la concentración máxima especificada para carbono, un aumento del 0,05% por encima de la concentración máxima especificada para Mn es permisible, hasta un máximo de 1,65% para grados $\geq$ L245 o B, pero $\leq$ L360 o X52; hasta un máximo de 1,75% para grados $>$ L360 o X52, pero $<$ L485 o X70 y hasta un máximo de 2,00% para grado L485 o X70.
- c- A menos que se acuerde lo contrario, $Nb + V \leq 0,06\%$.
- d- $Nb + V + Ti \leq 0,15 \%$.
- e- A no ser que se acuerde de otra manera.
- f- A no ser que se acuerde de otra manera, $Nb + V + Ti \leq 0,15 \%$.
- g- No se permite la adición deliberada de B y el residuo B $\leq 0,001\%$.

El número subsecuente de la letra X en los aceros API indica la resistencia de cedencia (límite de fluencia) mínima en Ksi que debe de cumplir cierto grado de acero, así la resistencia de cedencia mínima requerida en un acero API X-65 es de 65 Ksi (448 MPa). En la Tabla 2.2 se presenta la mínima resistencia de cedencia y la resistencia máxima a la tensión requeridas para diferentes grados de aceros.

Tabla 2.2 Resistencia de cedencia mínima y resistencia máxima a la tensión requeridas para diferentes grados de aceros de acuerdo a API Spec 5L Grado PSL 1 y PSL 2 [31].

Grado	X-42	X-46	X-52	X-56	X-60	X-65	X-70	X-80 PSL 2	X-90 PSL2	X-100 PSL2
Año de invención	1948	1953	1953	-	1966	1967	1973	1985	1985	1985
Resistencia de cedencia Min. (MPa)	290	317	359	386	414	448	483	552	625	690
Resistencia máx. a la tensión Min. (MPa)	414	434	455	490	517	531	565	621	695	760

2.5.1 Diagrama Fe-C

La adición de carbono al hierro constituye los aceros y fundiciones. El contenido de carbono determina el rango entre un acero y una fundición, en base al % en peso de carbono serán las propiedades mecánicas, químicas y microestructurales. En los aceros el carbono ocupa espacios intersticiales en la estructura cristalina, el rango de contenido de carbono esta entre 0.1 y 2.11 % peso (máxima solubilidad de la austenita o ferrita γ).

Por su composición química los aceros al carbono se clasifican en:

- a) Bajo carbono: [0.1 - 0.25) % peso de carbono.
- b) Medio carbono: (0.25 – 0.6) % peso de carbono.
- c) Alto carbono: (0.6 – 2.11] % peso de carbono.

Tomando como referencia la reacción invariante eutectoide se clasifican en:

- a) Hipoeutectoides: [0.1-0.77] % peso de carbono, su microestructura está constituida por ferrita α proeutectoide y perlita.
- b) Eutectoides: Su contenido de carbono es el de la reacción invariante en el diagrama de equilibrio de fases, y está constituido por perlita. La perlita consta de placas alternadas de ferrita α y cementita (Fe_3C).
- c) Hipereutectoides: (0.77-2.11] % en peso de carbono, la microestructura está constituida por cementita proeutectoide y perlita.

En la Figura 2.6 se puede apreciar el diagrama de equilibrio de fases Fe-C, la composición química de reacciones invariantes presenta pequeñas variaciones de un diagrama a otro. Es bien conocido que un acero experimenta endurecimiento por solución sólida intersticial al aumentar el contenido de carbono, el endurecimiento provoca pérdida de ductilidad [32]. El carbono tiene influencia en la corrosión, mientras mayor sea el contenido de carbono mayor será la corrosión, ya que se genera un par galvánico, la ferrita se ioniza (Fe^{+2}) y transfiere sus electrones a la fase perlítica [33], en NaCl se ha encontrado que el daño es más severo en comparación con agua [34].

El acero API X-65 es un acero hipoeutectoide, por lo que, bajo condiciones de equilibrio, la primera fase que se forma es ferrita δ (estructura cristalina bcc), al continuar el enfriamiento transforma a austenita (fcc). Al disminuir aún más la temperatura por debajo de la línea A_{C3} en los límites de grano de la austenita comienza el crecimiento de ferrita α proeutectoide, finalmente por debajo de la temperatura eutectoide la austenita remanente transforma a perlita (capas alternadas de ferrita α eutectoide + cementita). La microestructura de un acero API X-65 será ferrita α proeutectoide + perlita [32, 35].

2.6 Aleaciones base níquel

Las aleaciones de níquel se pueden clasificar en base a la composición química en aleaciones Ni-Cu, Ni-Mo, Ni-Cr-Mo, Ni-Cr-Fe. La Tabla 2.3 muestra la influencia de elementos de aleación en la resistencia a la corrosión.

Cualquier aleación se diseña para un ambiente muy en específico, aleaciones con altos contenidos de cromo son resistentes a la corrosión en ambientes oxidantes, más sin embargo estas no se

comportan de excelente forma en condiciones reductoras, antagónico a lo anterior sucede con aleaciones con grandes contenidos de molibdeno.

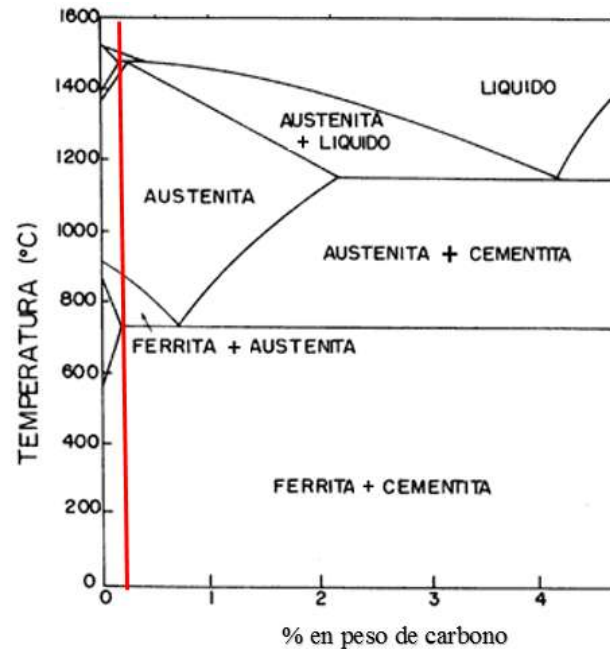


Figura 2.6 Diagrama de equilibrio de fases Fe-C [36].

Las aleaciones Ni-Cr-Mo poseen un buen comportamiento tanto en ambientes oxidantes como reductores. Por otra parte las aleaciones con altos contenidos de níquel presentan una excelente resistencia a la corrosión en soluciones cáusticas [37]. Cabe mencionar que los elementos de aleación influyen directamente en la formación de segundas fases y por ende en las propiedades mecánicas. En la Tabla 2.4 se observa la influencia de elementos de aleación en la formación de fases.

Tabla 2.3 Influencia de elementos de aleación en la resistencia a la corrosión en aleaciones base níquel [37].

Elemento	Propiedades conferidas
Cromo	Formación de capa pasiva de óxido de cromo en la superficie (resistencia a la corrosión en ambiente oxidantes).
Molibdeno y tungsteno	Resistencia a la corrosión generalizada en condiciones ácidas reductoras y resistencia mecánica a altas temperaturas. Confiere a la aleación resistencia a la corrosión en ácido clorhídrico en caliente.
Cobre	Resistencia a la corrosión en ácido fluorhídrico.

Tabla 2.4 Influencia de elementos de aleación en aleaciones base níquel [38].

Efecto	Elemento
Endurecimiento por solución sólida	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Formadores de γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$	Al, Ti
Formadores de γ'' - Ni_3Nb	Nb
Formadores de carburos	
MC y $\text{M}(\text{C,N})$	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M_7C_3	Cr
M_{23}C_6	Cr, Mo, W
M_6C	Mo, W
Formadores de fases (σ , P, μ , Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si

El nombre comercial de algunas de las aleaciones base níquel son Inconel, Incoloy, Monel entre otras. La principal diferencia entre las aleaciones de Inconel respecto a las de Incoloy es el contenido de níquel, usualmente las primeras están constituidas con contenidos mayores al 50% en peso de níquel mientras que las aleaciones de Incoloy es menor al 50% y éstas contienen mayor contenido de hierro, por lo cual hace que las aleaciones Incoloy sean más baratas. Por otro lado las aleaciones Monel son aleaciones Ni-Cu [39].

2.6.1 Incoloy 825

La aleación Incoloy 825 es una aleación Ni-Cr-Fe con cantidades de molibdeno y titanio, bajo condiciones de equilibrio mantiene la estructura cristalina FCC (γ) del níquel puro a altas y bajas temperaturas.

Algunos sistemas Ni-Cr-Fe pueden a su vez solidificar primeramente en ferrita delta (δ) como es el caso de algunos aceros inoxidable, más sin embargo no es el caso de la aleación Incoloy 825 ya que como se puede observar en la Figura 2.7 en la proyección de líquidus únicamente presenta la fase austenítica. De acuerdo a la proyección de líquidus el proceso de solidificación comienza a partir de los 1400°C y termina en los 1345°C (las cantidades de titanio y molibdeno modifican ligeramente este rango de temperatura). De igual manera una vez en estado sólido la aleación de Incoloy 825 mantiene la estructura austenítica como se observa en las isotermas de la Figura 2.8.

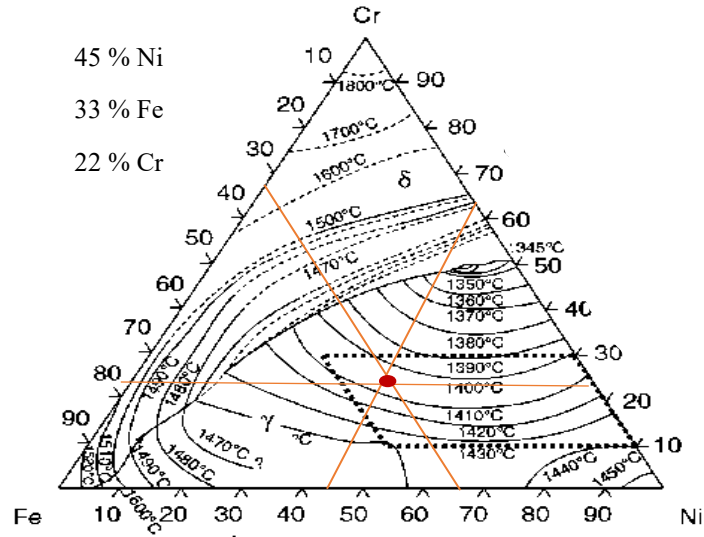


Figura 2.7 Proyección liquidus sistema Ni-Fe-Cr [40].

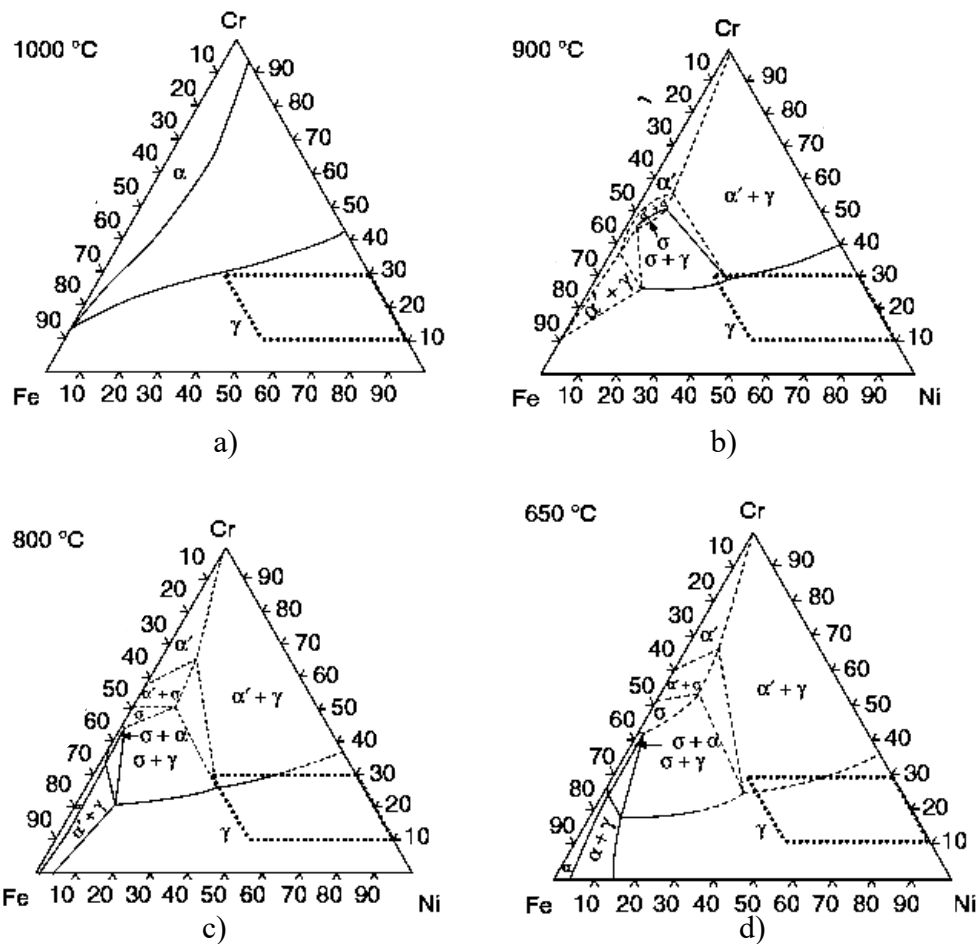


Figura 2.8 Isotermas del diagrama ternario Ni-Fe-Cr (% en peso) a: a) 1000°C, b) 900 °C, c) 800 °C y d) 650 °C [40].

La resistencia a la corrosión de la aleación Incoloy 825 se debe a una capa pasiva de óxido de cromo (de la misma manera que en los aceros inoxidable) que se forma en la superficie. Esta película es insoluble, impermeable y autosellante por lo que aumenta la resistencia a la polarización, si se rompe por un rayón, la película se formará nuevamente al exponerse a un medio oxidante. Se puede llegar a presentar sensibilización a altas temperaturas, ya que se forman carburos de cromo en los límites de grano como se observa en la Figura 2.9 a) y b), produciendo empobrecimiento de cromo en los alrededores de las partículas, dejándolos por lo tanto susceptibles a la corrosión. La capa de níquel también provoca una pasivación pero menos resistente, el níquel ayuda al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzos [41, 42].

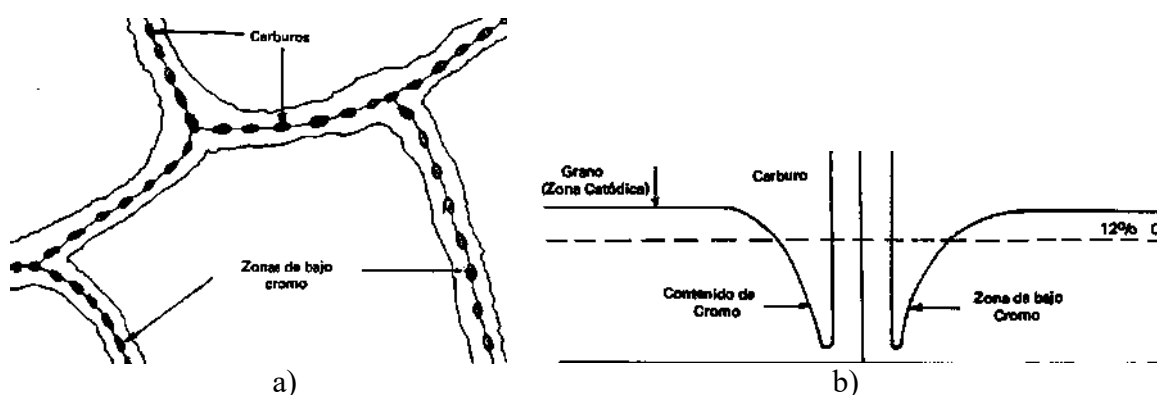


Figura 2.9 a) Esquema precipitación intergranular y **b)** variación del contenido de cromo cerca del límite de grano [42].

En aceros inoxidable se presenta sensibilización, el carbono se tiene que mantener en contenidos mínimos. Otra de las alternativas es incitar la formación de carburos diferentes al de cromo adicionando titanio. Termodinámicamente la energía libre de Gibbs de carburos de titanio es mucho más negativa (más espontánea) que la de los carburos de cromo [43, 44].

La literatura acerca de la aleación de Incoloy 825 es muy escasa, Shaikh y colaboradores [45] envejecieron una aleación de Incoloy 825, primero realizaron un solubilizado a 1200°C por una hora, posteriormente realizaron envejecimientos a 870 °C por 20, 96, 120, 168 y 264 h, en su investigación conforme aumenta el tiempo de envejecimiento precipitados del tipo I y II crecen, la composición química de los precipitados ricos en cromo se muestran en la Tabla 2.5, no obtienen una relación de la composición química de los precipitados con los tiempos de envejecimiento.

Tabla 2.5 Precipitados tipo I y II (% en peso) [45].

Precipitado	Cr	Mo	Fe	Ni
Tipo I	74.8	10.7	8.2	6.1
Tipo II	44.9	12.3	26	16.7

Por otra parte en cuanto a recristalización dinámica Al-Saadi y colaboradores [46] investigaron el efecto de la temperatura de deformación en la recristalización en la aleación de Incoloy 825, previo a la deformación realizaron un solubilizado. Utilizaron una deformación por compresión del 70% a 800, 900, 1000, 1100 y 1200°C. Concluyeron que se consigue la mayor recristalización dinámica cuando se deforma a la temperatura de 1200°C.

2.7 Transformación martensítica

La transformación martensítica es una distorsión en la red con cambio estructural sin difusión, dependiendo el sistema es la estructura cristalina, para aceros al carbono la estructura cristalina es BCT (tetragonal centrada en el cuerpo). En aceros al carbono se presenta la transformación martensítica mediante enfriamientos rápidos. Por otra parte en aceros inoxidable austeníticos es posible conseguir la transformación mediante deformación plástica inducida ya que mediante enfriamientos rápidos no es posible la transformación. Una de las características de la martensita es que posee una elevada dureza y una pobre ductilidad.

En aceros de baja aleación los elementos de aleación tienen un impacto en la transformación, ya que tienden a recorrer las curvas de inicio de la transformación de la austenita hacia la derecha, abriendo el campo de la austenita metaestable y por ende también el de la transformación martensítica. En la Figura 2.10 se muestra la influencia que tiene el cromo en los diagramas isotérmicos tiempo-temperatura-transformación (TTT) en un acero de baja aleación. Se puede observar que con contenidos de cromo mayor al 3% en peso se desplazan las curvas de inicio de transformación de la ferrita y bainita considerablemente hacia la derecha. El Cr así como el C influyen significativamente, el Ni tiene un moderado efecto en el desplazamiento, el Mo tiende a formar una marcada doble “c” en el campo de la bainita [47]. Si bien se presentan diagramas TTT los diagramas de enfriamiento continuo son muy semejantes.

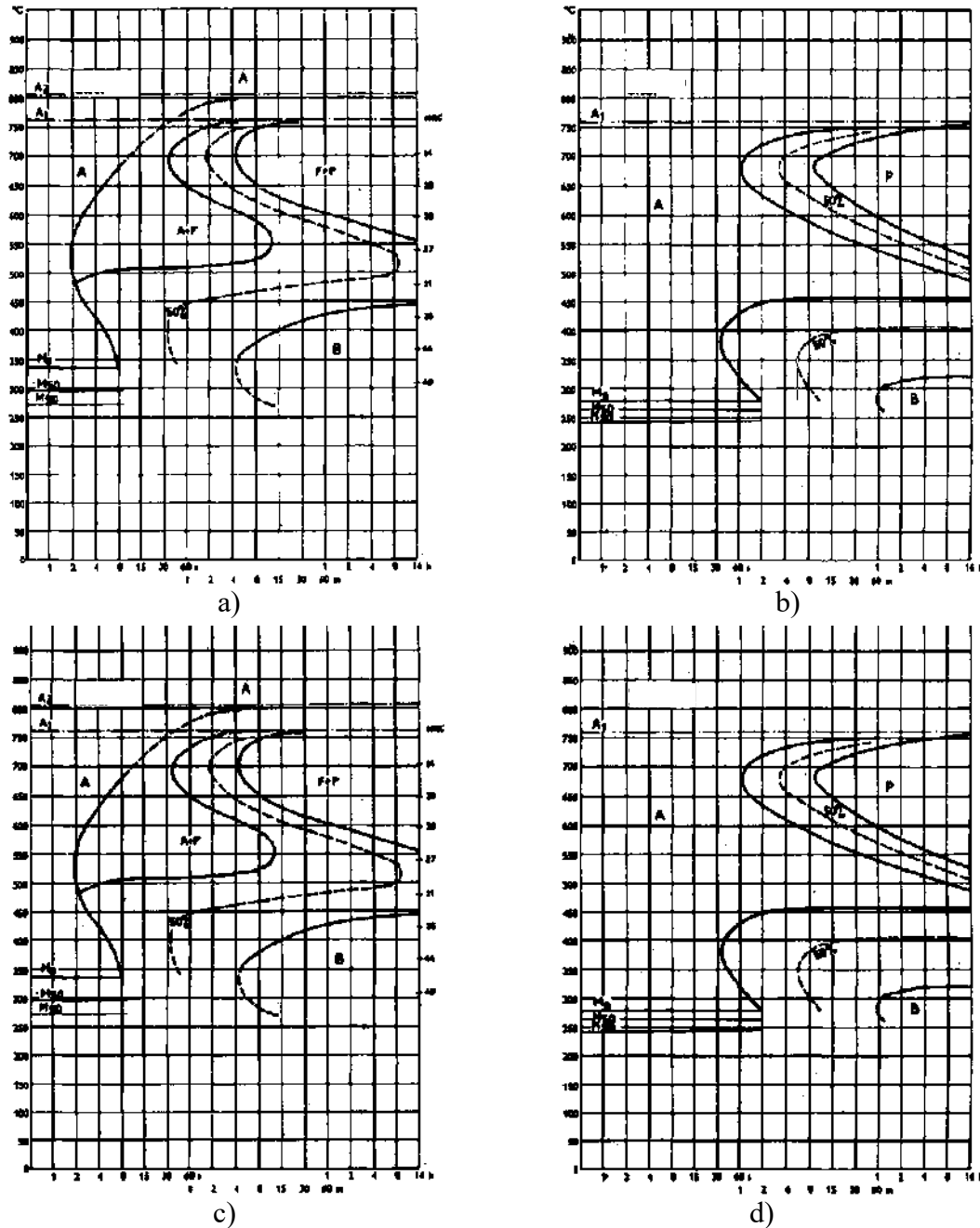


Figura 2.10 Diagrama TTT a) 0.4% C, 0.5% Cr, b) 0.4% C, 0.9% Cr, c) 0.35% C, 2% Cr y d) 0.5% C, 3.1% Cr [47].

2.7.1 Diagrama de Schaeffler

El diagrama de Schaeffler mostrado en la Figura 2.11 se usa principalmente para predecir la microestructura del metal de soldadura obtenido en la unión de aceros inoxidable disímiles, o de aceros inoxidable con aceros al carbono. Este diagrama fue obtenido por Al Schaeffler de manera empírica y permite determinar la microestructura de un metal conociendo su composición (% en

peso). Para su empleo se parte del Cr y Ni equivalente del material base y del material de aporte. Estos se calculan a partir de las ecuaciones 2 y 3 dadas a continuación (% en peso), para luego graficarlas en el diagrama de Schaeffler [48].

$$\text{Cr equivalente} = \text{Cr} + 1.5(\text{Si}) + \text{Mo} + \text{V} + \text{W} + \text{Al} + 0.5(\text{Nb}) + 2(\text{Ti}) \quad (2)$$

$$\text{Ni equivalente} = \text{Ni} + 0.5(\text{Co}) + 0.5(\text{Mn}) + 30(\text{C}), \quad [49]. \quad (3)$$

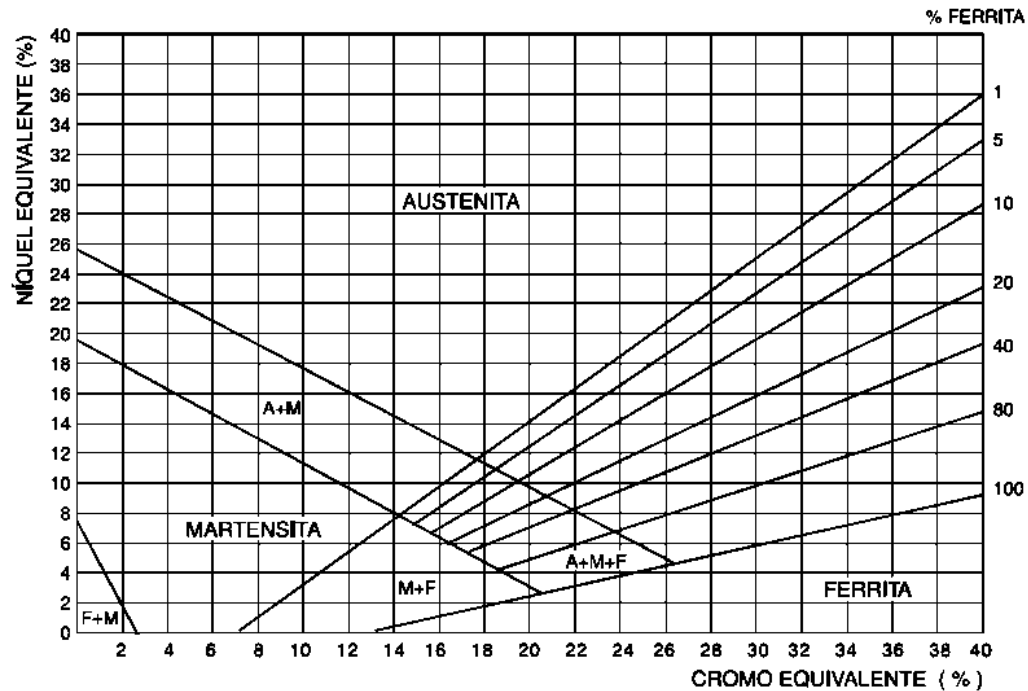


Figura 2.11 Diagrama de Schaeffler [48].

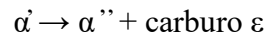
Si bien el diagrama de Schaeffler es empírico este nos muestra un panorama general de lo que sucede en los cordones intermedios en soldaduras con material bicapa. Una vez que se suelda el primer cordón resistente a la corrosión (rico en elementos de aleación) y se deposita el metal de soldadura de acero de baja aleación debido a la dilución, la microestructura resultante puede ser martensita debido a la composición que presenta.

2.8 Revenido

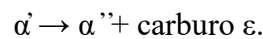
Si bien una microestructura martensítica está fuera del equilibrio es posible con un tratamiento térmico de revenido que transforme a su estado de mínima energía, la microestructura martensítica posee una alta densidad de dislocaciones en aceros con 0.2% en peso de C oscila entre 0.3 y

1.0×10^{12} cm/cm³. El revenido consiste en calentar por debajo de A_{C1} a determinados tiempos con el fin de obtener menores durezas y propiedades en específico para que la aleación templada pueda tener funcionalidad. Durante un revenido existen 4 etapas principales las cuales son

- a) En la etapa 1 (hasta 250°C), toda microestructura tiende al equilibrio, si se presenta energía térmica (proceso endotérmico) para que se dé la difusión de átomos de C, se presenta el revenido de la martensita y la pérdida parcial de la tetragonalidad de la estructura y formación de carburos ϵ (Fe_2C) de acuerdo a las siguientes transformaciones.



- b) Etapa 2 (200-300 °C), continua la formación de carburos ϵ y la austenita retenida (γ') si es que se presentara transforma a bainita, debido a que la solución sólida rica en C no es estable y a partir de los límites de grano de la austenita retenida nuclea placas de ferrita bainita y por ende la aglomeración de láminas nanométricas de C.



- c) Etapa 3 (200-350°C), el carburo ϵ transforma a cementita (Fe_3C) de aproximadamente 200 nm de largo y 15 nm de espesor, además se pierde la tetragonalidad de la estructura cristalina y se tiene esencialmente ferrita. (ferrita + cementita = perlita).
- d) Etapa 4 ocurre el engrosamiento (300-400°C) y esferoidización (cercano a 700°C) de la cementita y recristalización de la ferrita (600-700 °C). El resultado final es una matriz de ferrita con granos equiaxiados con partículas esferoidales gruesas de cementita.

Si bien en lo descrito anteriormente únicamente se toman en cuenta las temperaturas en consideración, el tiempo es otro factor importante ya que se pueden obtener las mismas propiedades de dureza con diferentes tiempos y temperaturas. Janjusevic y colaboradores [50] analizaron las temperaturas y tiempos de revenido en la dureza de un acero HSLA, para lo cual primero realizaron un temple y posterior a éste realizaron revenidos. En la Figura 2.12 se observa que cuando menor es la temperatura de revenido (400 °C) las durezas son mayores en comparación que cuando se utiliza una temperatura de 680°C. Además, se puede observar claramente la disminución de dureza a cierta temperatura conforme se incrementa el tiempo.

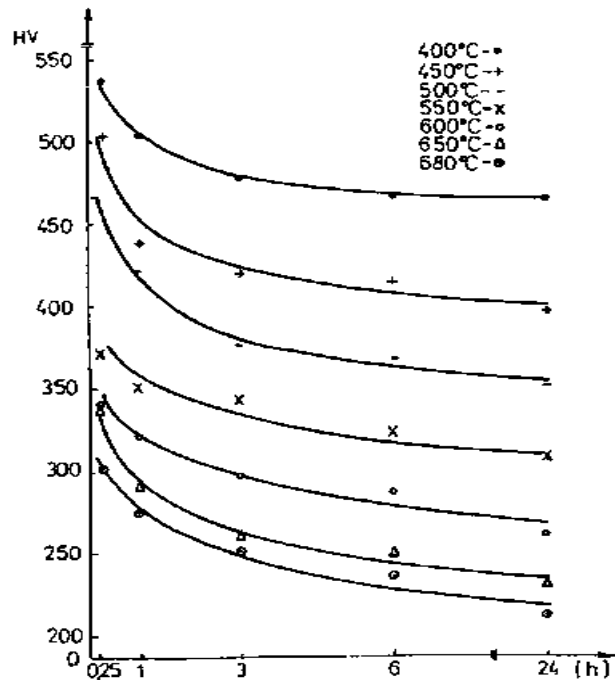


Figura 2.12 Dependencia de tiempo y temperatura de revenido en la dureza en acero HSLA [50].

En soldaduras de aceros de baja aleación, en múltiples pasadas también es posible el revenido de la martensita en el metal de soldadura [51].

2.9 Soldaduras de aceros ferríticos con revestimientos resistentes a la corrosión

Existe poca información de este tipo de soldaduras uno de los grandes retos como ya se mencionó es que se presenta la transformación martensítica. Álvarez y colaboradores [26] realizaron un estudio de soldadura de acero API X-60 revestida con inoxidable 316L. En la Figura 2.13 a) se presenta la macrografía de su junta soldada, todo el cordón del centro con tonalidad oscura presenta microestructura martensítica. Realizaron análisis puntuales mediante EDS barriendo las interfases del primer y segundo cordón con el electrodo ER70S-6 el cual presenta la transformación martensítica. En el gráfico de la Figura 2.13 b) se observa que existió dilución de níquel y cromo con porcentajes en masa del 4 y 6%, respectivamente. Los valores de microdureza del segundo cordón fueron de aproximadamente $400 \text{ HV} \pm 20$.

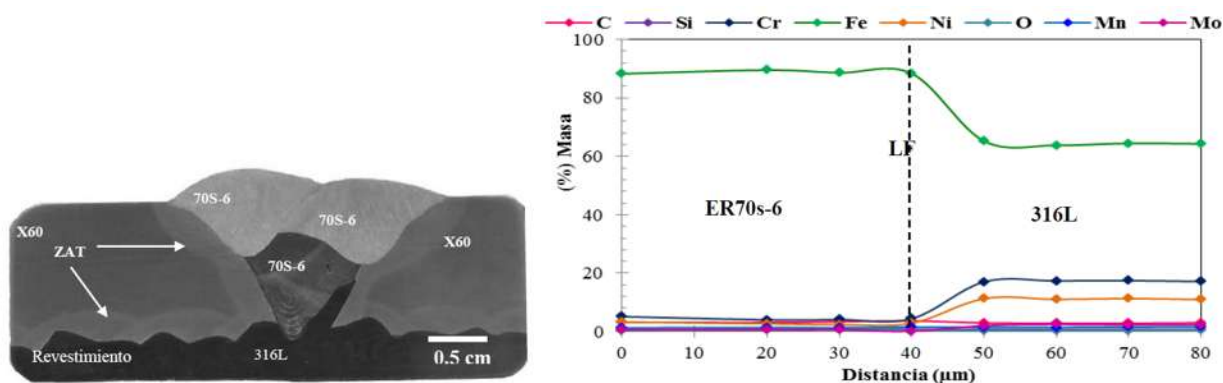


Figura 2.13 a) Macrografía sección transversal soldadura acero API X-60 revestido con acero inoxidable 316L y **b)** microanálisis químico obtenido por EDS interfase 316L-martensita [26].

En sus resultados del ensayo de impacto la falla ocurrió en la línea de fusión presentando una falla frágil en la zona correspondiente a la martensita. En la Figura 2.14 se observan las formas de ríos característicos de la falla frágil.

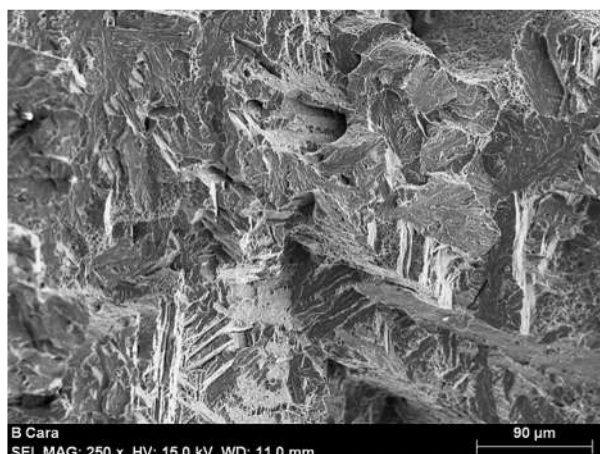


Figura 2.14 Falla frágil zona correspondiente a martensita, ensayo de impacto[26].

Suma y colaboradores [52] realizaron soldaduras de acero API X-65 con revestimiento resistente a la corrosión de la aleación Inconel 625. Utilizaron el proceso GMAW, por sus siglas en inglés, con transferencia pulsada. Para el depósito de raíz utilizaron un electrodo muy similar al del revestimiento. Electrodo súper dúplex 2594 (25% Cr, 3.9% Mo, 9.2% Ni, 60% Fe) como enmantequillado, justifican que fue utilizado por su alta resistencia a la fluencia y buena soldabilidad con tuberías de acero API, finalmente para las pasadas subsecuentes un electrodo ER100 (acero baja aleación). El esquema de su junta se presenta en la Figura 2.15.

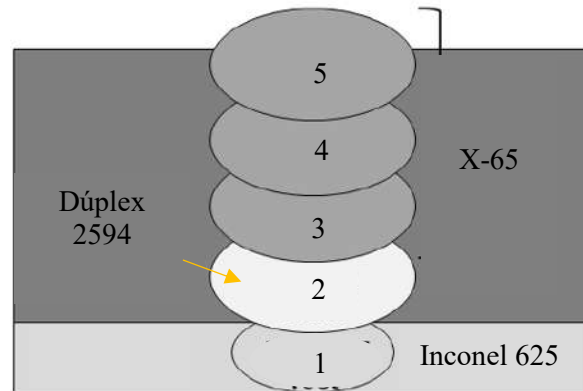


Figura 2.15 Esquema de junta de soldadura de acero con revestimiento aleación 625 [52].

En la Figura 2.16 se muestra el mapa de microdureza que realizaron de su junta. Se puede observar que principalmente los cordones 3 y 4 presentan valores de microdureza de 400-470 HV, no realizan un análisis microestructural muy exhaustivo y ellos mencionan que se trata de martensita que se forma por los ciclos térmicos en las pasadas subsecuentes cuando el metal de soldadura alcanza temperaturas altas de austenización y durante el enfriamiento transforma [52]. También, sugieren una hipótesis que fue posible un revenido por los valores más bajos de microdureza en zonas adyacentes a los valores altos de microdureza. Esto último no puede ser tomado del todo como verídico ya que también es posible que se trate metal de soldadura que no fue afectado por el calor. Otros experimentos que realizaron consistieron en rellenar el depósito de raíz y posterior a este rellenan toda la junta con el acero súper dúplex, los resultados que obtienen son muy similares a los de Bjaaland [19]. No se presenta la microestructura martensítica en todo el cordón de soldadura pero estaría a criterio el problema de corrosión galvánica.

2.10 Depósitos de soldadura con una aleación resistente a la corrosión sobre placas de aceros ferríticos

Las transformaciones martensíticas también se presentan en depósitos de aleaciones resistentes a la corrosión sobre aceros aleados con Cr y Ni (aceros de baja aleación). Frei y colaboradores [53] realizaron depósitos con electrodo ERNiCrMo-3 (Inconel 625) sobre placas de aceros ferríticos A335 grado 11 (0.146% C, 1.39% Cr, 0.47%Mo, 0.05% Ni) y A182 grado 22 (0.13% C, 2.37% Cr, 0.09% Ni, 1% Ni) con bajo calor de aporte (0.2 kJ/mm).

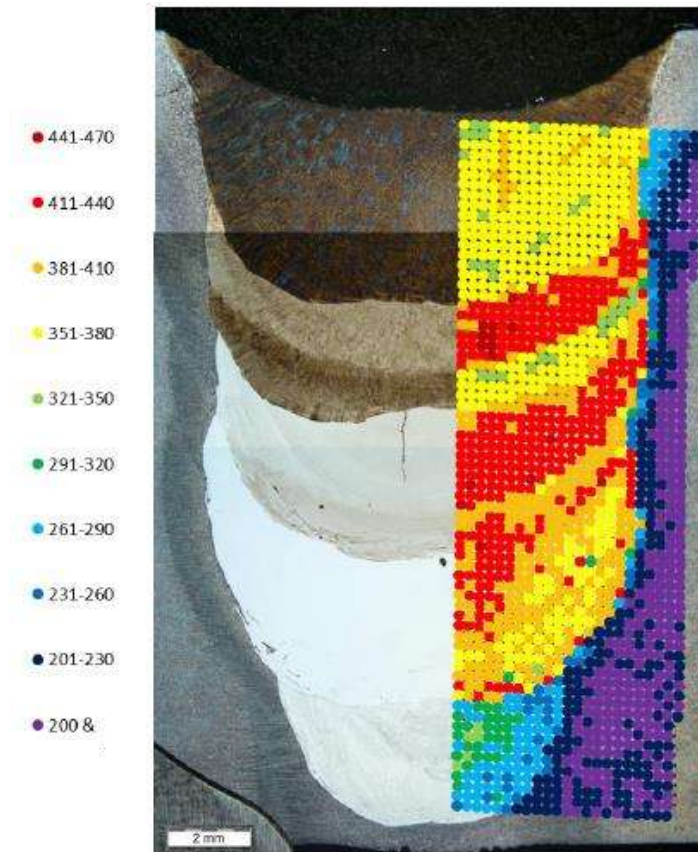


Figura 2.16 Mapeo de microdureza (HV) de soldadura de acero API X-65 con revestimiento de aleación 625 [52].

En la Figura 2.17 a) se presenta la macrografía de los depósitos y en la parte derecha Figura 2.17 b) se muestra el mapa de microdureza, los valores más altos corresponden a la zona afectada por el calor del acero grado 11, además se presentan 3 zonas que caracterizaron.

En la zona 1 se presenta la microestructura martensítica y su caracterización microestructural se puede observar en la Figura 2.18 a). Por el ciclo térmico es posible alcanzar la temperatura de austenización y durante el enfriamiento ocurrió la transformación en la ZAT, se pueden observar carburos marcados con círculo rojo que no se disolvieron por el calentamiento rápido. En la micrografía se pueden observar los valores de microdureza que obtuvieron.

En la zona 2 los valores de microdureza son similares muy semejantes al MB. En la Figura 2.18 b) se observa su caracterización microestructural la cual es ferrita. Los autores discuten que ésta ferrita permaneció sin transformar durante el ciclo térmico o que transformó de austenita a ferrita [53].

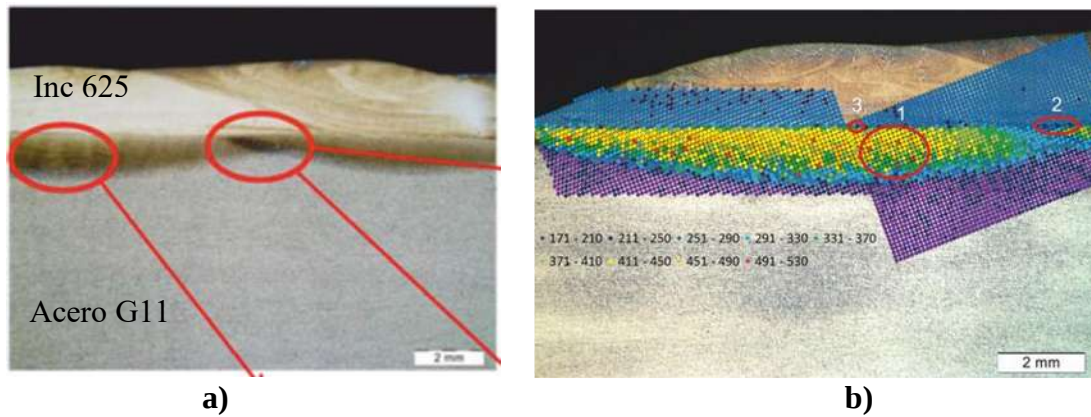


Figura 2.17 a) Macrografía de depósitos de soldadura ERNiCrMo-3 sobre placas de acero grado 11 y **b)** mapa de microdureza (HV) en las interfases [53].

Otra de las posibles reacciones que pudo suceder es que haya sido martensita antes del ciclo térmico, durante el ciclo se generó energía promoviendo la difusión y así transformar de martensita a ferrita. En la zona 3 justo por debajo de la línea de fusión se presentan microestructuras bainíticas Figura 2.18 c), no presentan más discusión acerca de esta transformación.

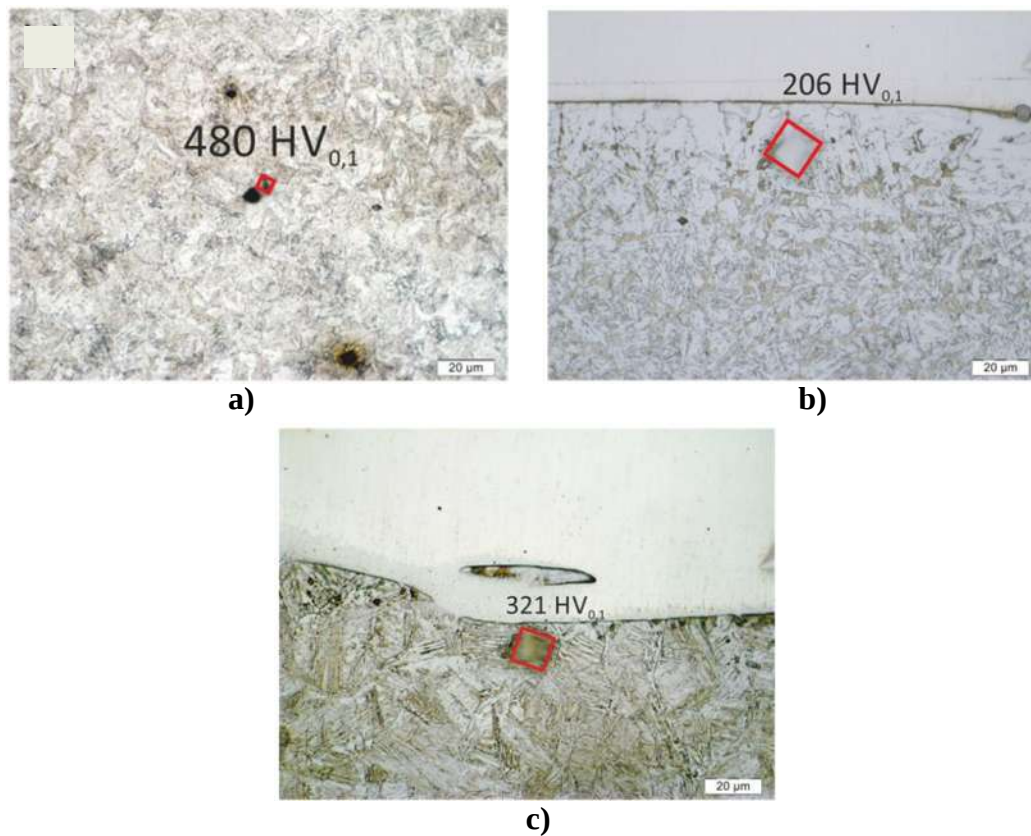


Figura 2.18 a) Zona 1 martensita y carburos, **b)** zona 3 ferrita y **c)** zona 3 bainita [53].

Existen poca diferencia entre los valores de microdureza de las placas de acero grado 11 y grado 22 revestidas. Una vez obtenidas las placas revestidas volvieron a aplicar depósitos sobre los cordones depositados lo que implicó que la martensita se reviniera reduciendo su dureza aproximadamente 60 HV.

En sistemas disímiles otro aspecto importante a controlar es la difusión del carbono. Si no se controla este fenómeno se presentaría sensibilización ya que se formarían carburos. Rathod y colaboradores [54] realizaron depósitos utilizando un electrodo base Ni-Fe como enmantequillado entre un acero ferrítico de baja aleación y una aleación de Inconel 182 resistente a la corrosión. Para el depósito con el electrodo base Ni-Fe utilizaron un calor de aporte de 1.85 kJ/mm mientras que para el Inconel 182 1.5 kJ/mm. Para estudiar la difusión de C realizaron tratamientos térmicos a 330 y 450°C por 240 horas posterior de haber realizado los depósitos de soldadura. El esquema de los depósitos que realizaron se observa en la Figura 2.19.

En su análisis el envejecido a 450°C presenta mayor contenido de C en el enmantequillado así como en el Inconel 182 en comparación con el que realizaron a 330°C debido a la difusión intersticial. Bajo estas condiciones el único elemento que difunde es el C debido a que su radio atómico es mucho menor en comparación con los demás elementos de aleación en el sistema.

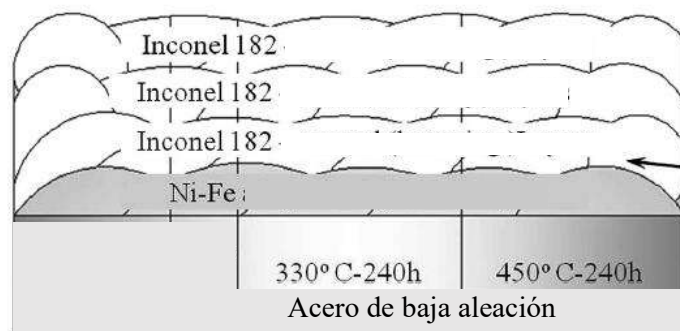


Figura 2.19 Esquema de depósitos de Inconel 182 sobre acero ferrítico con un enmantequillado base Ni-Fe [54].

Entre la interfase del acero de baja aleación y el depósito con el electrodo base Ni-Fe se presenta la transformación martensítica (martensita sistema Fe-Ni-C) [54]. En el gráfico de la Figura 2.20 se presentan los perfiles de microdureza que se obtuvieron bajo las diferentes condiciones. Se aprecia que en condición de soldadura entre la interfase del acero ferrítico y el enmantequillado los

valores de microdureza llegan a ser superiores a los 400 HV con espesores de 70 μm muy característico de microestructuras martensíticas, con un tratamiento térmico a 610°C por 1.5 h es posible revenir la martensita. No realizan un análisis microestructural de la ZAT del acero ferrítico de baja aleación pero por los perfiles de microdureza muy posiblemente se presenten microestructuras bainíticas en la condición de soldadura ya que los valores de microdureza llegan a alcanzar valores de 340 HV.

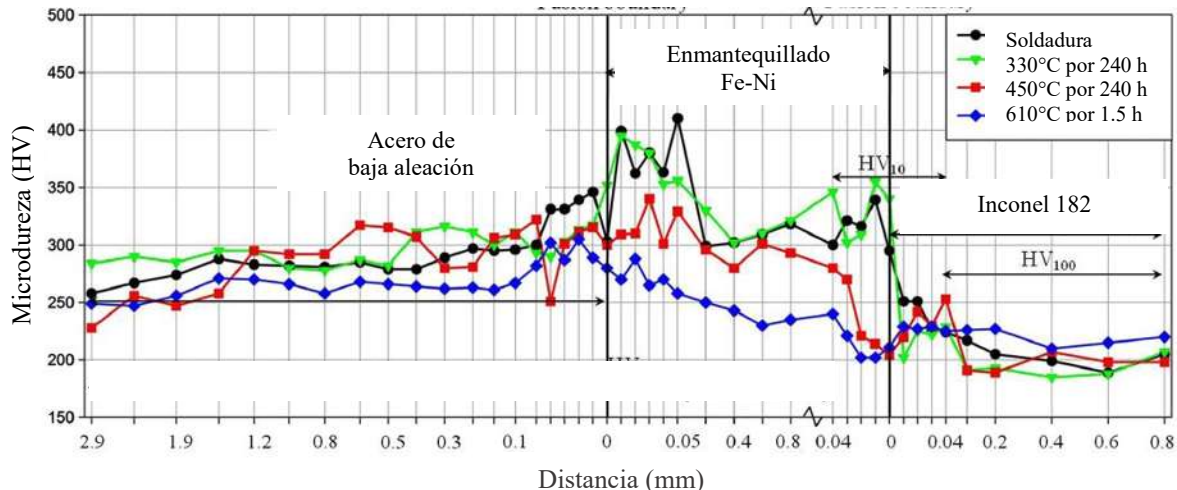


Figura 2.20 Perfiles de microdureza en diferentes cordones [54].

Por otra parte, franjas de martensita también se presentan en la línea de fusión en sistemas de revestimientos de acero inoxidable 316L sobre acero ferrítico API X-60 microaleado. En la Figura 2.21 a) se muestra la macrografía del sistema. Álvarez y colaboradores [26] realizaron depósitos utilizando diferente calor de aporte 1.125 kJ/mm (20 V), 1.252 kJ/mm (22.5 V), 1.422 kJ/mm (25 V) y 1.679 kJ/mm (27.5 V). Conforme aumenta el calor de aporte aumenta el porcentaje de dilución, alcanzando valores de 27 y 18% de dilución para el mayor y menor calor de aporte. Por otra parte cuando utilizaron un menor calor de aporte disminuyó la microdureza en la zona de transición, como se puede apreciar en el gráfico de los perfiles de microdureza de la Figura 2.21 b).

Esta zona de transición también fue reportada por Wang y colaboradores [55]. Realizaron depósitos de aleación de níquel (52M) sobre acero ferríticos (A508) utilizando el proceso de soldadura GTAW. Utilizaron diferentes técnicas para caracterizar la zona de transición. En la interfase de la unión en su estudio se presentaron 2 tipos de zonas aún y cuando se trata del mismo depósito Figura 2.22.

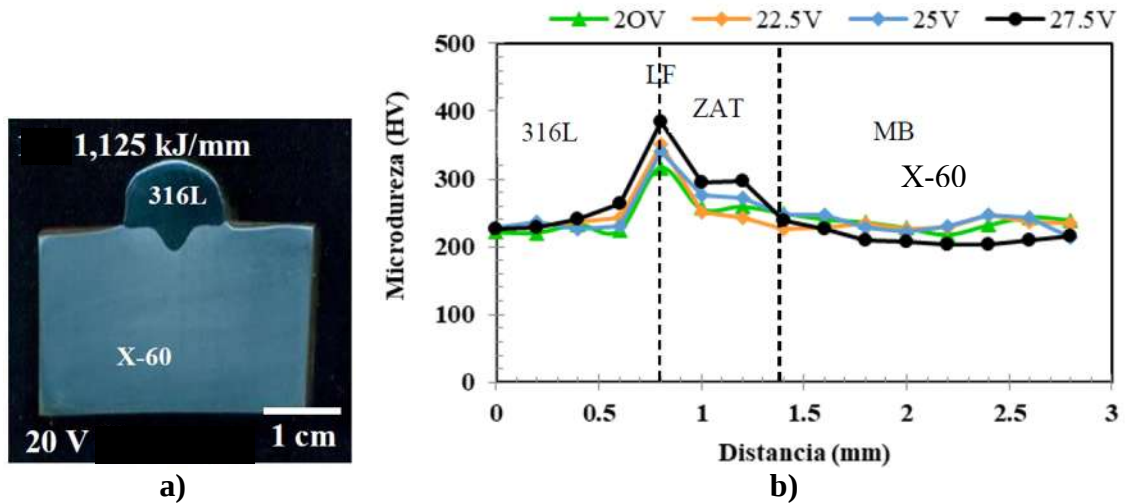


Figura 2.21 a) Sección transversal depósito de soldadura 316L sobre acero API X-60 y b) perfiles de microdureza con diferente calor de aporte [26].

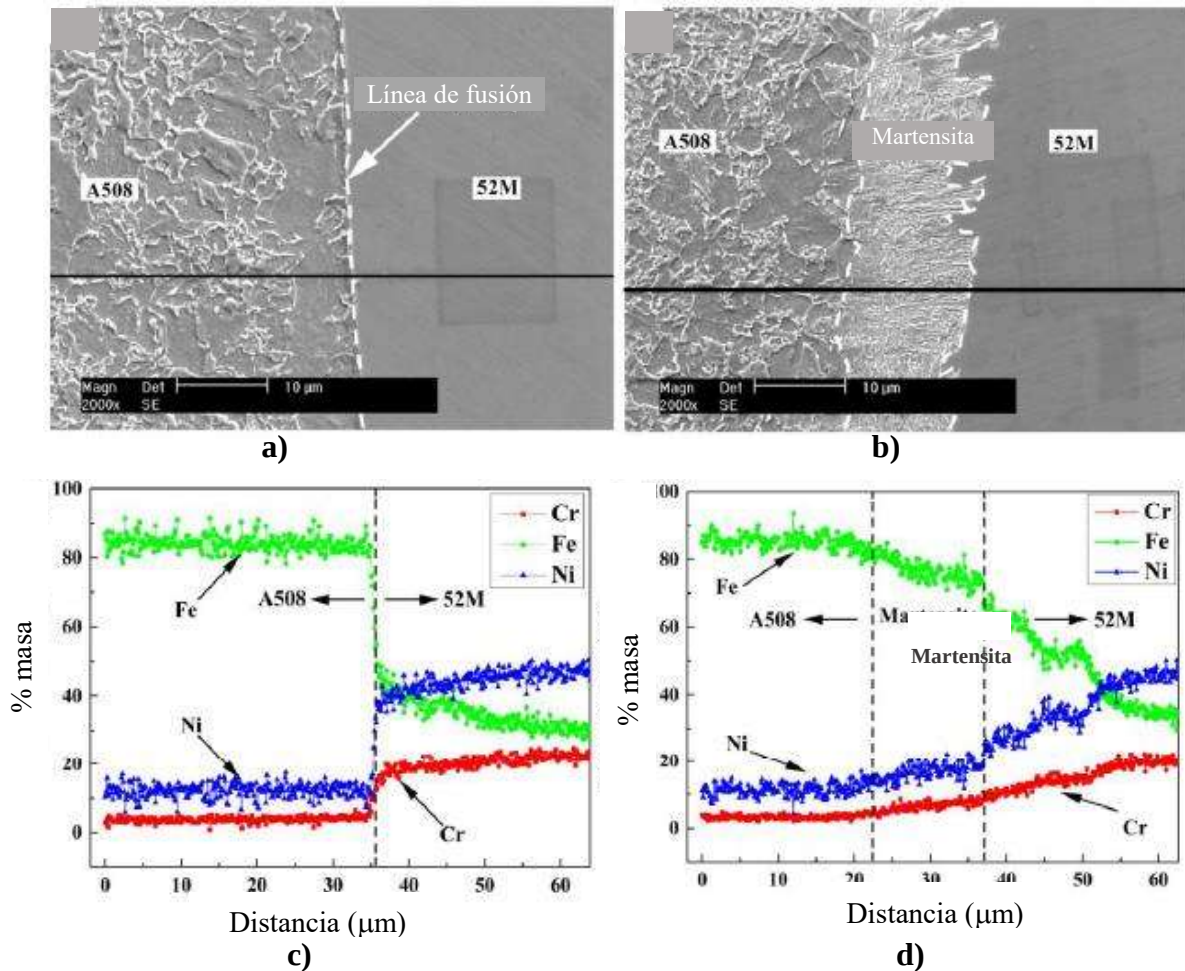


Figura 2.22 a) Zona de transición tipo I (no martensita), b) zona de transición tipo II (martensita), c) línea de composición química zona tipo I y d) línea de composición química zona tipo II [55].

Una zona transición tipo I donde no se presenta la transformación martensítica Figura 2.22 a) y otra zona tipo II donde se presenta la transformación martensítica Figura 2.22 b) de aproximadamente 10 μm de espesor. En la Figura 2.22 d) se observa que la zona donde se da la transformación martensítica presenta un gradiente de composición química debido a la diferencia de composición química de las 2 aleaciones y que por el Ni y Cr equivalente de acuerdo al diagrama de Schaeffler estaría en una zona de martensita + austenita. [55]. Caracterizaron la zona de transición mediante SVET (por sus siglas en inglés scanning vibrating electrode technique) esta técnica es útil para analizar cual zona es anódica (corrientes positivas) y cual catódica (corriente negativa). El electrolito que utilizaron fue una solución con 1500 ppm de B, y 2.3 ppm de Li, utilizaron un microelectrodo de platino a una distancia de 100 μm respecto a la superficie. En la Figura 2.23 a) se puede observar la zona de transición tipo I (recuadro blanco) mediante SVET, el acero ferrítico (A580) se pudo observar de tonalidad más clara debido a que la reflexión ocurre en la superficie corroída y áspera. En sus resultados las densidades de corriente positivas son captadas sobre la superficie del acero ferrítico, Figura 2.23 b), esto debido al flujo de electrones del acero hacia la solución (reacción de oxidación). Por otra parte la reacción de reducción del oxígeno se presenta sobre la superficie de la aleación base níquel con valores de densidad de corriente negativas como se observa en el mapa de la Figura 2.23 b).

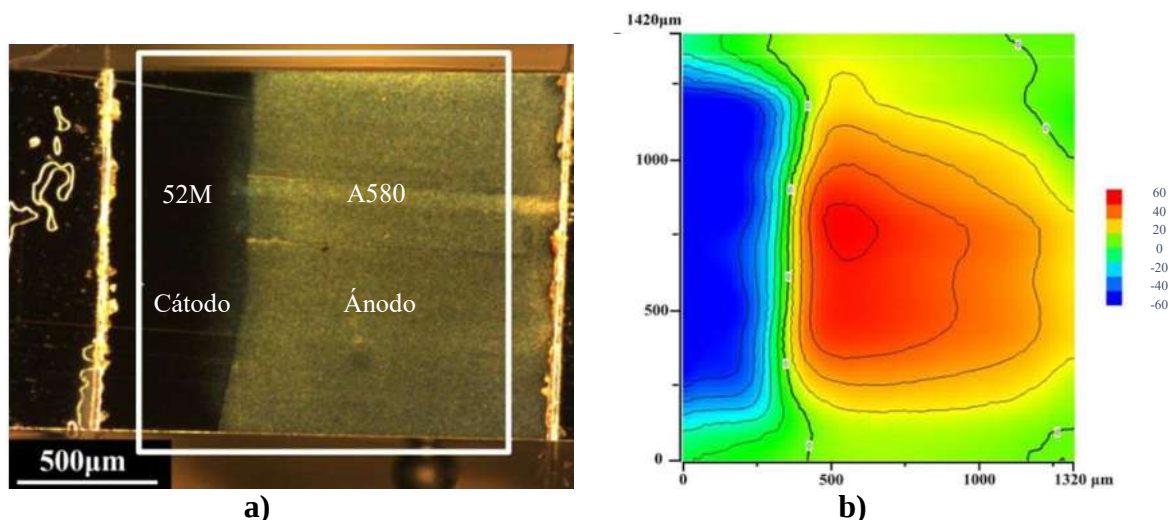


Figura 2.23 a) Imagen de la interfase analizada marcada por recuadro blanco y **b)** mapa de densidad de corriente resultados de SVET (unidades de densidad de corriente en $\mu\text{A}/\text{cm}^2$) [55].

La densidad de corriente cero no significa que no se lleven a cabo reacciones en esa región, esto se debe a que el equipo al barrer esa zona recibe señales de ambas reacciones. En su trabajo concluyen



que se produce una corrosión galvánica, la aleación de níquel presenta una menor disolución, seguido de la zona donde se presenta la martensita y finalmente el acero ferrítico se disuelve más rápido bajo las condiciones mencionadas anteriormente.

Existe una gran diferencia entre las soldaduras de aceros ferríticos con revestimientos resistentes a la corrosión y las soldaduras disímiles entre un acero ferrítico y una aleación resistente a la corrosión. Ya que el volumen de la martensita en el primer caso es mucho mayor mientras que en soldaduras disímiles únicamente se presentan franjas de unos cuantos micrómetros. Esto se debe a que en las soldaduras con revestimientos primero se suelda la aleación resistente a la corrosión y en las pasadas subsecuentes el acero ferrítico favoreciendo a que exista una dilución considerable de elementos que favorecen la transformación martensítica. Por otra parte en las soldaduras disímiles o en depósitos únicamente existe una zona de transición de unos cuantos micrómetros donde se mezclan las 2 aleaciones, después de ésta la fase austenítica es la que predomina.

2.11 Soldaduras de aceros bainíticos y martensíticos

En los aceros con altos contenidos de carbono y bajo distintas velocidades de enfriamiento es posible obtener microestructuras bainíticas o martensíticas. Como ya se mencionó los elementos de aleación influyen a desplazar las curvas de inicio de transformación austenítica por lo tanto favoreciendo a estas transformaciones. En aceros de baja aleación y en aceros inoxidable martensíticos es usual que se presente la transformación bainítica o martensítica en el metal de soldadura [56-58].

Blacha y colaboradores [59] realizaron soldaduras de aceros bainíticos utilizando el proceso de soldadura (fusión) por haz de electrones EBW (electron beam welding, por sus siglas en inglés) el proceso permite soldar sin material de aporte y el cual utiliza una cámara de vacío por lo que no es necesario el uso de gas. Además de que para el proceso es necesario una pistola de haz de electrones con una zona anódica y catódica, la zona anódica es la encargada de dirigir el haz de electrones a la región a soldar. En la Tabla 2.6 se observa la composición química del acero bajo estudio, nótese en los contenidos de Cr, Ni y Mo, que en este tipo de aceros promueven la transformación martensítica.

Tabla 2.6. Composición química acero baja aleación S690QL (% en peso) [59].

C	Si	Mn	B	Nb	Cr	V
0.22	0.86	1.80	0.006	0.07	1.60	0.14
Cu	Ti	Mo	Ni	N	P	S
0.55	0.07	0.74	2.10	0.016	0.025	0.012

En la Figura 2.24 se puede observar el cambio microestructural a causa del ciclo térmico así como el metal de soldadura en su investigación.

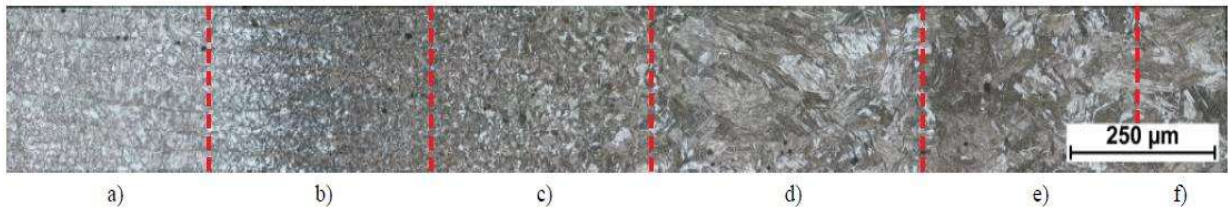


Figura 2.24 Cambio microestructural en la soldadura por haz de electrones **a)** MB acero baja aleación S690QL (martensita-bainita), **b)** ZAT calentamiento a temperaturas entre A_{C1} - A_{C3} ($700 \leq 900^{\circ}\text{C}$), **c)** ZAT refinamiento de grano ($900 \leq 1150^{\circ}\text{C}$), **d)** ZAT crecimiento de grano ($T \geq 1150^{\circ}\text{C}$), **e)** zona parcialmente fundida y **f)** metal de soldadura [59].

En la Figura 2.25 se observa a mayores magnificaciones las distintas regiones marcadas con los incisos de a-e correspondientes a la Figura 2.24. El MB del cual partieron consta de una mezcla de martensita y bainita Figura 2.25 a), en la ZAT es posible observar mayor cantidad de martensita al igual que en el metal de soldadura Figura 2.25 a)-f). Es importante resaltar que la microestructura que se obtuvo en el metal de soldadura corresponde a martensita, con la composición química de la Tabla 2.6 y con un calor de aporte de 0.38 kJ/mm.

Por otra parte Dong y colaboradores [60] estudiaron la influencia que tiene el calor de aporte en las propiedades mecánicas de soldaduras de aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA por sus siglas en inglés). El MB del que partieron estuvo constituido de bainita granular, los cambios microestructurales en la ZAT fueron muy similares a los presentados por Błacha y colaboradores [59], en donde se presentó una zona de crecimiento de grano y una zona de refinamiento y de igual manera en el metal de soldadura ocurrió la transformación martensítica.

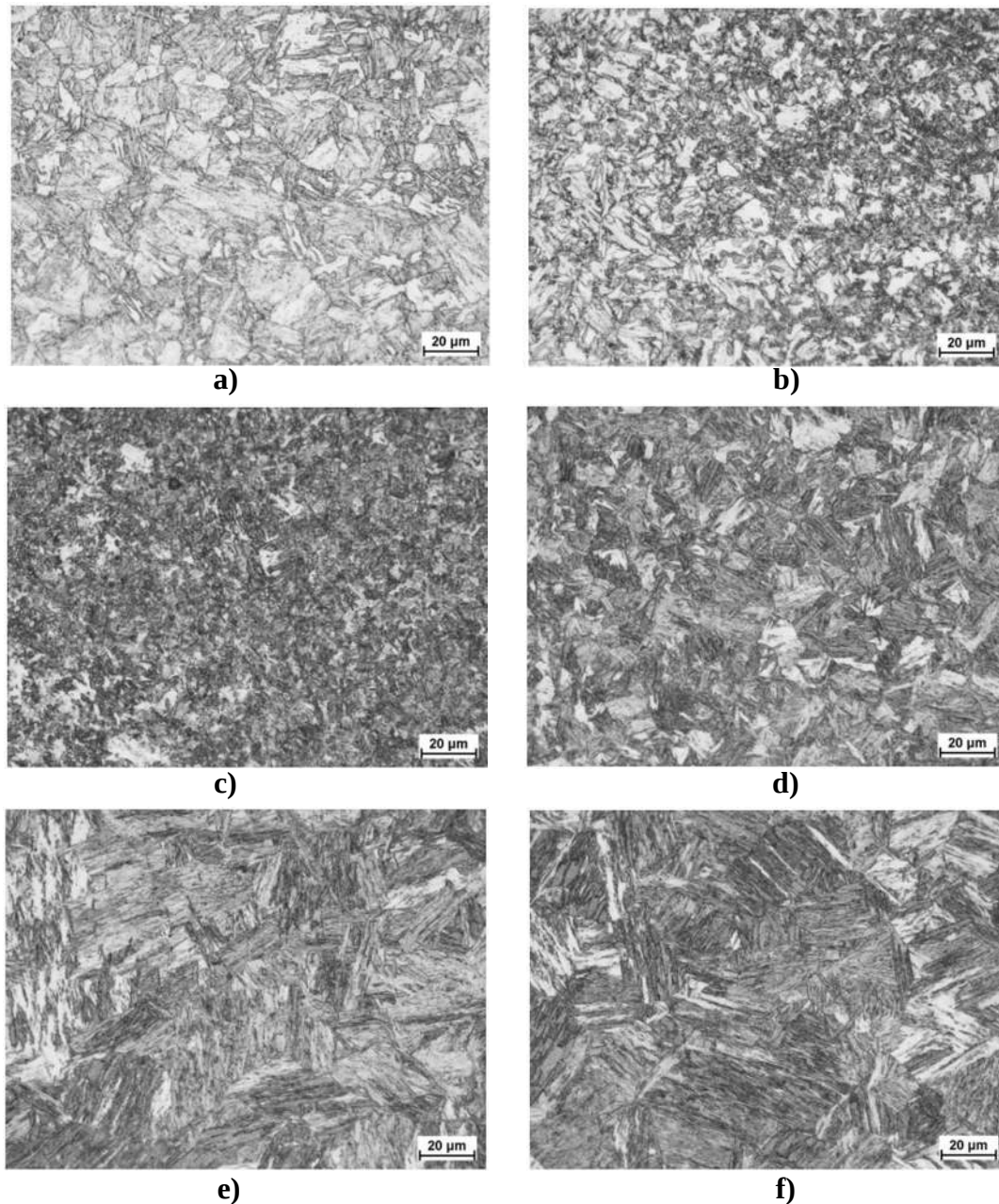


Figura 2.25 a) MB acero baja aleación S690QL martensita-bainita 270 HV, **b)** ZAT región entre A_{c1} - A_{c3} ($700 \leq 900^{\circ}\text{C}$) 298 HV, **c)** ZAT refinamiento de grano ($900 \leq 1150^{\circ}\text{C}$) 380-469 HV, **d)** ZAT crecimiento de grano ($T \geq 1150^{\circ}\text{C}$) 451 HV (martensita), **e)** zona parcialmente fundida 485 HV (martensita) y **f)** metal de soldadura (martensita) 468 HV [59].

Cuando soldaron con un bajo calor de aporte (0.25 kJ/mm) los valores de microdureza son mayores tanto en la ZAT como en el metal de soldadura en comparación que cuando utilizaron mayor calor de aporte (0.77 kJ/mm) como presenta en la Figura 2.26 a) y b), esto debido a que cuando se suelda con mayor calor de aporte las velocidades de enfriamiento son menores y por lo tanto favoreciendo

a que se presente en mayor medida la transformación bainítica. Finalmente en sus resultados de energía de impacto el metal base absorbió 107 J mientras que la evaluación realizada en la ZAT cuando soldaron con 0.25 kJ/mm soportó 115 J y 177 J cuando se utilizó 0.77 kJ/mm.

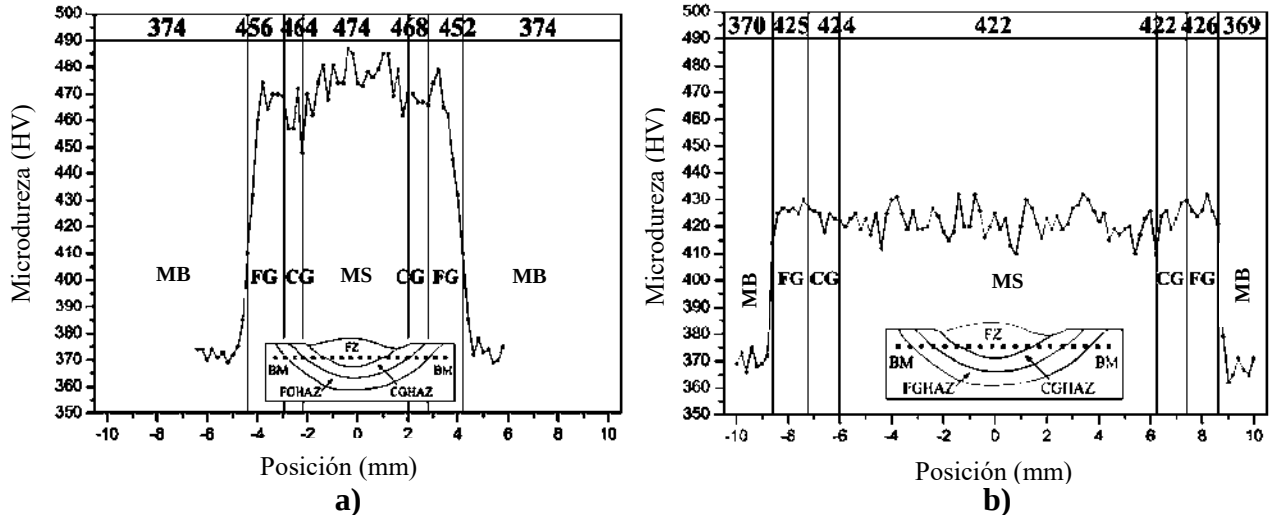


Figura 2.26 a) Perfil de microdureza de la soldadura de acero HSLA con un calor de aporte 0.25 kJ/mm y **b)** perfil de microdureza con un calor de aporte 0.77 kJ/mm [60].

2.12 Técnicas electroquímicas

2.12.1 Reactivación electroquímica de doble ciclo

La técnica de reactivación electroquímica de doble ciclo se lleva a cabo en base a la norma ISO12732 para aleaciones base níquel, para medir el grado de sensibilización en los límites de grano o en aleaciones después del proceso de solidificación a causa de empobrecimiento de cromo, la norma es de acuerdo al tipo de aleación (para aceros inoxidables el electrolito cambia). El método inicia estableciendo el potencial de corrosión mediante un barrido vs el potencial de circuito abierto en una solución 2M H_2SO_4 + 2M HCl + 0.01M KSCN a temperatura ambiente. Una vez determinado el potencial de corrosión la muestra es polarizada anódicamente a un potencial de +800 mV vs electrodo de calomel saturado (ECS), el potencial se revierte (reactivación), hacia el potencial de corrosión a una velocidad de 0.5 mV/s [61].

La reactivación provoca el rompimiento de la capa pasiva en zonas empobrecidas de cromo en aleaciones sensibilizadas, lo que genera un incremento de corriente formando una curva en la gráfica E vs $\log i$. Para aleaciones no sensibilizadas la capa pasiva permanecerá intacta [62].

El criterio de evaluación para el grado de sensibilización es mediante la relación I_r/I_a (máxima densidad de corriente anódica y de reactivación) como se ilustra en la Figura 2.27, para muestras sensibilizadas la relación será mayor a 0.05 [61].

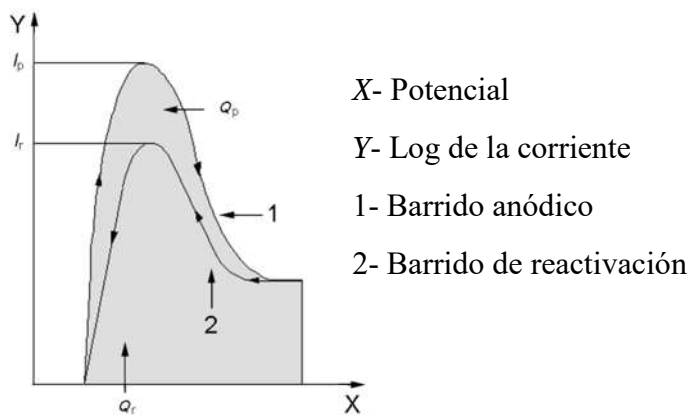


Figura 2.27 Máxima corriente anódica y de reactivación [61].

Para la sensibilización la relación aumenta a medida que se disminuye la velocidad de barrido, debido a un incremento en la corriente de reactivación y a una mayor disolución de la aleación en los límites de grano. El área bajo la curva es proporcional a la cantidad total de carga eléctrica que pasa a través de la superficie expuesta. El acabado superficial no tiene un efecto en los resultados ya que al realizarse el barrido catódico las capas de la superficie se disuelven a una gran velocidad por lo que en el barrido de reactivación se lleva a cabo en una superficie limpia. El tiocianato de potasio es un despasivador del límite de grano [62].

Han y colaboradores [63] estudiaron la influencia que tiene el Nb en el grado de sensibilización durante la solidificación, para lo cual variaron el contenido de Nb en electrodos de aleación de Inconel 625. En la Tabla 2.7 se observa la composición química de las 3 aleaciones bajo estudio.

Concluyen que cuando el contenido de Nb es mayor, menor es el grado de sensibilización. En las pruebas de microdureza cuando mayor es el contenido de Nb la microdureza incrementa aproximadamente 10 unidades HV respecto a cada aleación. El tamaño de grano tiene una influencia en el grado de sensibilización, mientras más pequeño es el tamaño de grano mayor será la sensibilización [64].

Tabla 2.7 Composición química de electrodos Inconel 625 (% en peso) [63].

	C	Mn	Fe	P	S	Si	Cu	Ni	Co(I)	Cr	Nb (+Ta)	Mo
No.1	0.038	0.44	0.98	0.002	0.004	0.15	0.03	64.9	0.02	21.4	2.24	9.64
No.2	0.046	0.47	2.10	0.004	0.001	0.16	0.06	62.2	0.02	22.2	3.25	9.10
No.3	0.038	0.44	2.21	0.010	0.003	0.18	0.05	62.7	0.02	20.8	4.26	9.12

2.12.2 Curvas de polarización potenciodinámica

Se aplica polarización potenciodinámica para establecer el potencial de corrosión, una vez obtenido este se polariza hasta obtener el potencial de picadura en una solución simulando las condiciones bajo las cuales está expuesta la aleación (únicamente para aleaciones que se pasivan). Es importante mencionar que el criterio para determinar la susceptibilidad a la corrosión de una aleación que se pasiva es muy diferente en comparación con una aleación que se corroe de manera uniforme.

Cuando una aleación se corroe de manera uniforme es posible a partir de la densidad de corriente de corrosión conocer la velocidad de corrosión aplicando extrapolación de Tafel, usualmente suele aplicarse en aceros al carbono o baja aleación. Sin embargo, esto no se debe de aplicar en una aleación que se pasiva (aleaciones base níquel, cobalto, aceros inoxidable y aleaciones de titanio) ya que estas usualmente tienden a picarse y si están bajo esfuerzos son sitios preferenciales para que ocurra la falla mecánica.

2.12.2.1 Criterio aleaciones que se pasivan

El criterio para determinar la susceptibilidad a la degradación en una aleación que se pasiva mediante curvas de polarización potenciodinámica es determinado la resistencia o estabilidad de la capa pasiva mediante la relación de la diferencia del potencial de corrosión (E_{corr}) y el potencial de picadura (E_{pit}). Mientras más grande sea la diferencia de potencial (ΔE) menor será la susceptibilidad de una aleación a sufrir picaduras.

Retomando el estudio de Han y colaboradores [63] el contenido de Nb no influye de manera significativa en la resistencias a la picadura en una solución de cloruro de NaCl al 3.5 % a 25 °C y lo adjudican a que el contenido de Cr es muy similar en las 3 aleaciones. En la Figura 2.28 se observan las curvas de polarización, con los criterios que se toman en consideración. El ΔE fue de 801. 821 y 820 mV respectivamente para la aleación No.1, No.2 y No.3.

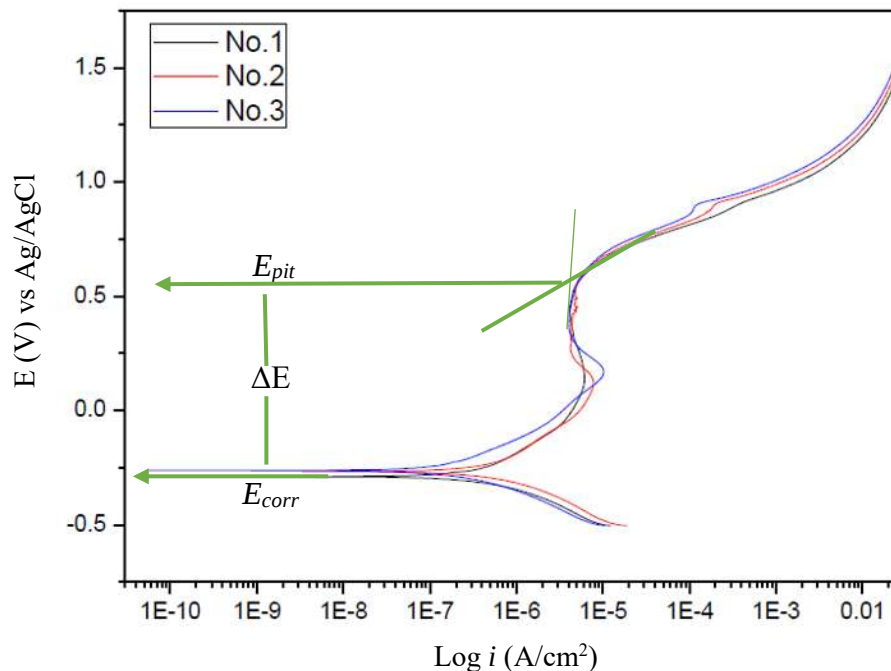


Figura 2.28 Curvas de polarización potenciodinámica influencia de Nb en la susceptibilidad a la picadura [63].

Verma y colaboradores [65] realizaron un estudio de corrosión por picaduras (electrolito agua al 3.5% de NaCl) en soldaduras disímiles utilizando diferentes electrodos E2209, E309L Mo y E309L la composición química se muestra en la Tabla 2.8.

Tabla 2.8 Composición química de electrodos y material base (% peso) [65].

Aleación	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	N	Al	Cb	Cu	Fe
2205	0.02	0.55	1.72	22.42	3.12	5.7	0.16	0.006	0.08	0.42	Bal.
316L	0.02	0.28	1.24	16.62	2.14	10.2	...	0.008	0.06	0.3	Bal.
E309L	0.03	0.5	1.21	23.24	0.07	12.7	...	...	...	0.11	Bal.
E309L Mo	0.03	0.5	1.21	23.22	2.42	12.7	...	...	...	0.11	Bal.
E2209	0.02	0.78	1.04	22.87	3.10	8.54	0.09	0.005	0.07	0.14	Bal.

En la Figura 2.29 se puede observar que la ventana de pasivación (ΔE) es mucho mayor para la aleación 2205 metal base, por lo tanto, es más resistente a sufrir picaduras. En contraparte la más susceptible a las picaduras es la aleación 316L del MB. Los autores atribuyen tal comportamiento

a que al número equivalente de resistencia a las picaduras (PREN por sus siglas en inglés) para el MB dúplex 2205 es mayor.

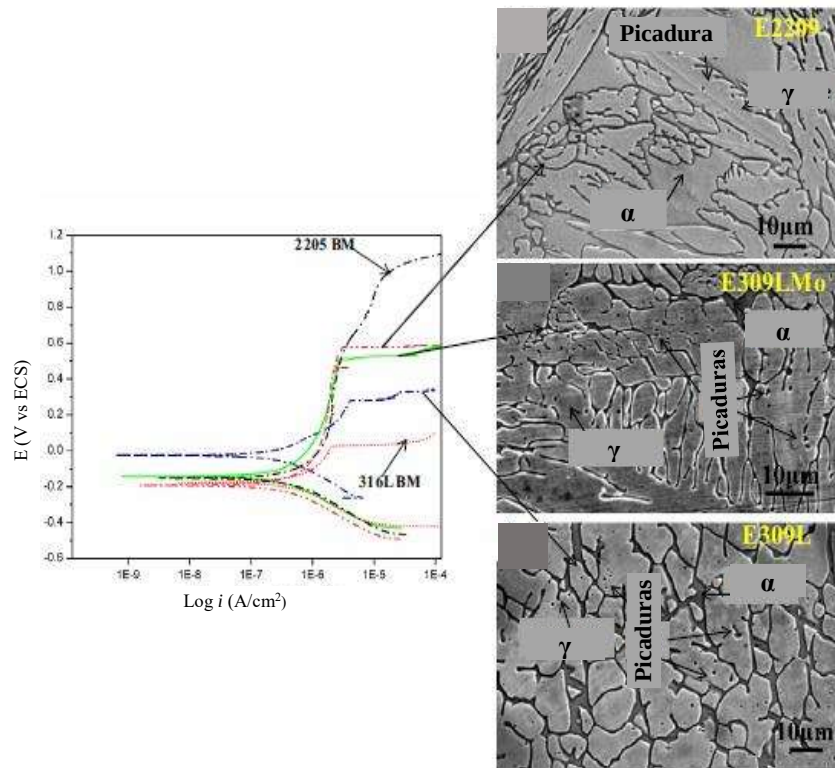


Figura 2.29 Curvas de polarización potenciodinámica con diferentes electrodos y morfología del daño [65].

En la ecuación 4 se muestra como se calcula el PREN, este valor nos ayuda a determinar el posible comportamiento de la resistencia a las picaduras de una aleación en función de la composición química, mientras mayor sea este valor mayor será la resistencia. Mas sin embargo este valor no toma en consideración aspectos metalúrgicos como estabilidad de cierta fase, microestructura, fases, segregación, diferencia de concentraciones de determinado electrolito entre otros aspectos.

$$\text{PREN} = \text{Cr} + 3.3 (\text{Mo} + 0.5\text{W}) + 16\text{N} \quad [65] \quad (4)$$

CAPÍTULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL

En la Figura 3.1 se observa el diagrama de flujo del desarrollo experimental en general, se comenzó realizando pruebas preliminares para establecer variables operativas del proceso de soldadura mediante las cuales se pudiera minimizar la cantidad de microestructuras martensíticas, debido a que el material base bicapa comercial de acero API X-65 revestido de Incoloy 825 era limitado. Por lo cual, se utilizaron soleras de acero al carbono y láminas de acero inoxidable 304 (austenítico) para simular la placa de acero API X-65 revestida de Incoloy 825.

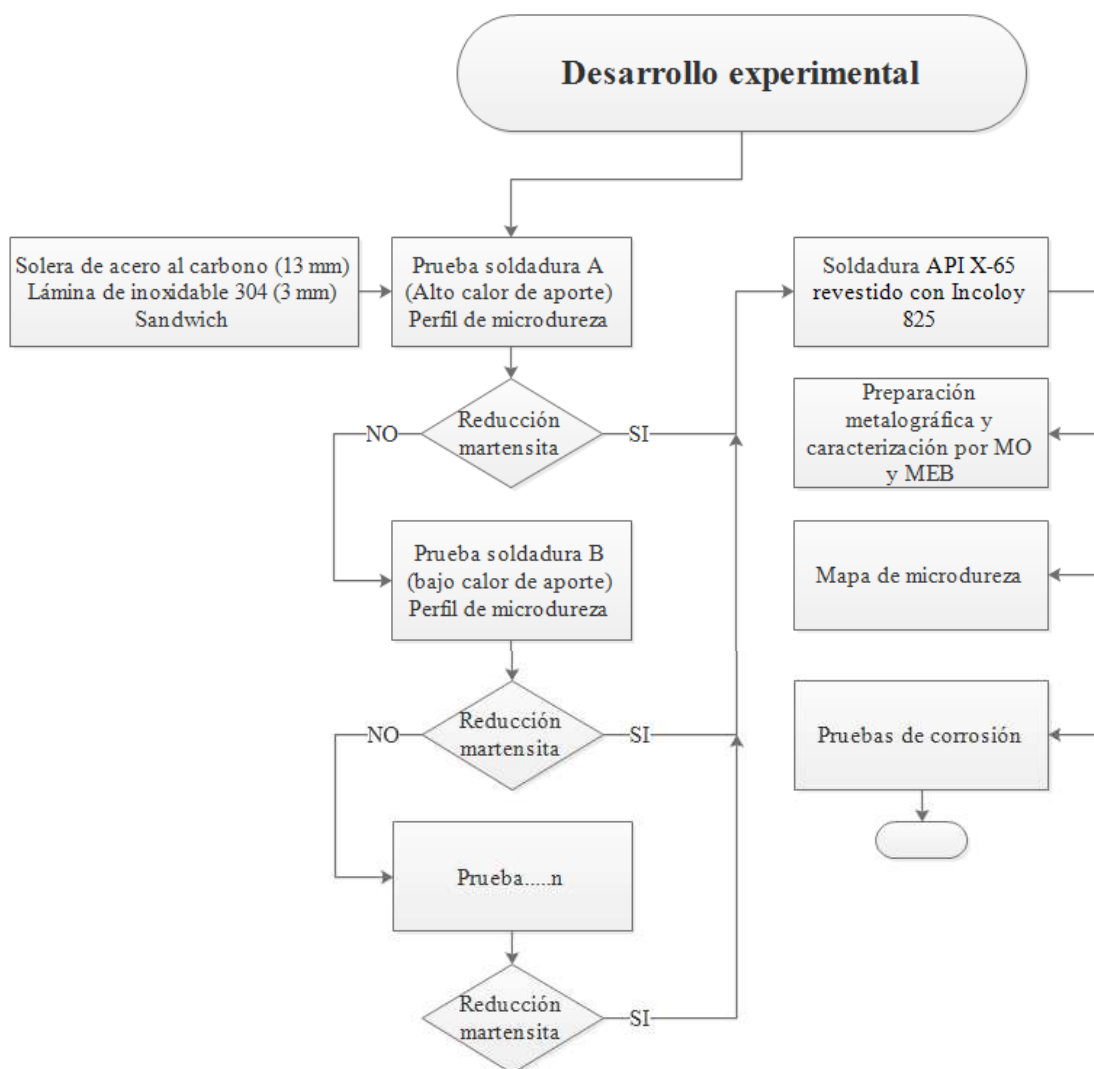


Figura 3.1 Diagrama de flujo desarrollo experimental.

Una vez que se redujo la cantidad de microestructuras martensíticas en los cordones intermedios de la unión, se realizó la soldadura de la placa de acero API X-65 revestida de Incoloy 825, la junta soldada fue caracterizada microestructuralmente mediante microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido. Para finalmente realizar mapa de microdureza y pruebas de corrosión.

3.1 Metal base y metal de aporte

Los materiales considerados para esta investigación fueron secciones de tuberías API X-65 con revestimiento de Incoloy 825, con un diámetro interior de la tubería de 635 mm (25 in) como se ilustra en la Figura 3.2 a) y b).

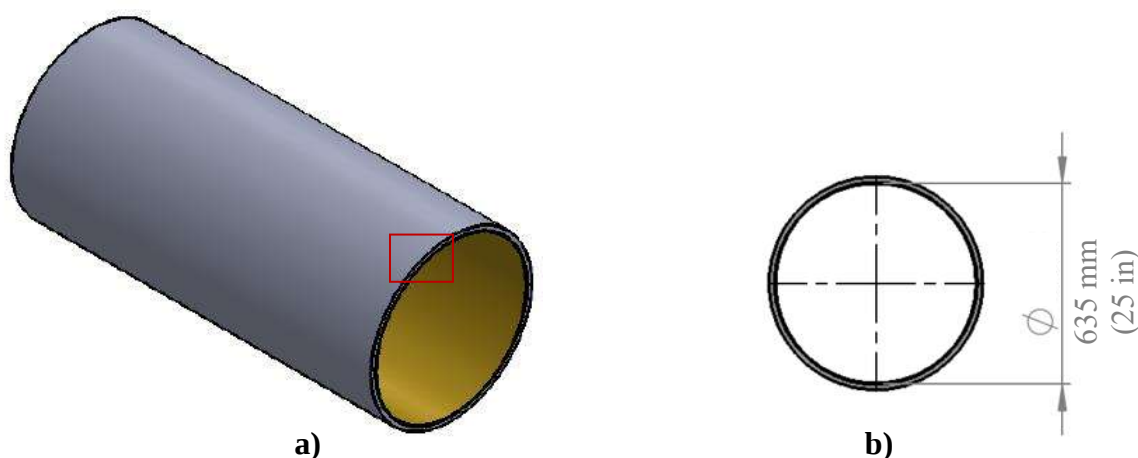


Figura 3.2 a) Secciones de tubería API X-65 con revestimiento de Incoloy 825 y b) diámetro interior tubería 635 mm (25 in).

Como metal de aporte se utilizaron los electrodos ERNiCrMo-3, ERNi1 y ER70S-6. La composición química de estos materiales así como la del acero API X-65 e Incoloy 825 se presenta en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1 Composición química del metal base y de aporte (% en peso).

Aleación	Ni	Cr	Fe	Mo	Ti	C	Nb	V	Al	Cu	Mn	Si	P	S
Incoloy 825	bal.	21	30	3	1	0.05	-	-	0.2	2.2	1	0.5	-	0.03
API X-65	-	-	bal.	-	0.06	0.15	0.05	0.09	-	0.09	0.9	0.15	0.02	0.01
ERNiCrMo3	bal.	22	1	8.7	-	0.01	3.6	-	-	-	0.1	0.15	0.01	0.01
ERNi1 (ENMANT)	bal.	-	0.1	-	2.5	0.01	-	-	-	-	0.4	0.11	-	-
ER70S-6	0.15	-	bal.	0.15	-	0.16	-	0.03	-	0.5	1.2	0.85	0.02	0.03

3.2 Pruebas preliminares de soldadura

Se llevaron a cabo soldaduras en ángulo de soleras de acero al carbono de 13 mm de espesor a láminas de acero inoxidable 304 (austenítico) de 3 mm de espesor, tal y como se muestra en la Figura 3.3 vista inferior. Esto para simular la placa revestida del acero API X-65 con el revestimiento de Incoloy 825. La preparación de la junta fue en simple V a 60° con una separación de 2 mm como se observa en Figura 3.3 vista frontal. El proceso de soldadura que se utilizó fue electrodo metálico consumible con protección de gas.

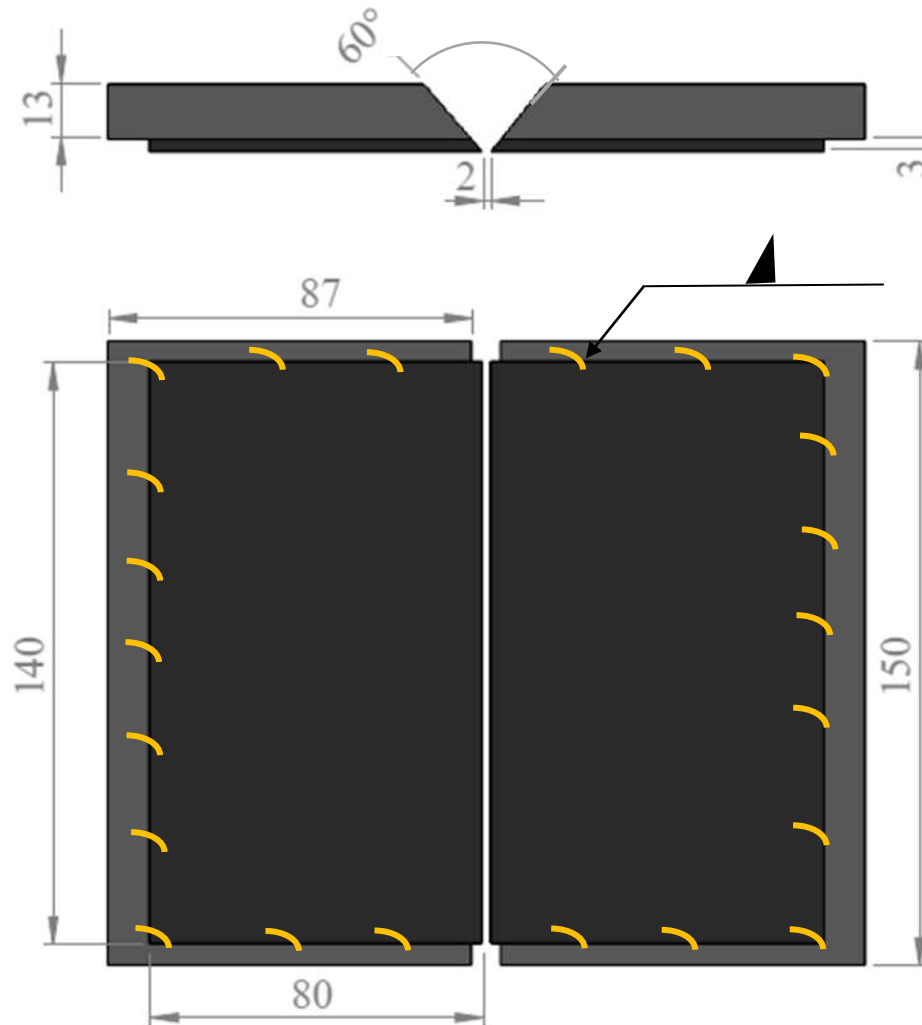


Figura 3.3 Vista frontal e inferior de la preparación de la junta para las soldaduras A y B (cotas en mm).

Las variables operativas de las pruebas preliminares de soldadura se muestran a continuación, es necesario mencionar que para llegar a estas variables fue necesario la realización de muchas más

soldaduras preliminares. Para rellenar los 3 mm de la aleación de Incoloy 825, las variables de la pasada 1 de la soldadura A son ideales, posterior al cordón de raíz se depositó un enmantequillado rico en níquel y mediante experimentación fueron establecidas las variables que se muestran en la Tabla 3.2. Es importante marcar que en la pasada 3 y 4 se utilizó el proceso de arco sumergido y fungió como prueba para observar si al aumentar el calor de aporte se podía eliminar la microestructura martensítica, ya que es bien sabido que velocidades de enfriamientos rápidas favorecen a este tipo de microestructuras metaestables.

Tabla 3.2 Variables operativas de la soldadura A.

Número de pasada	Electrodo	Gas (%)	Distancia de trabajo (mm)	Diámetro electrodo (mm)	Velocidad de alimentación (mm/s)	Velocidad de avance (mm/s)	Voltaje (V)	Corriente (A)	Flujo gas (L/min)	Calor de aporte (kJ/mm)
1	ERNiCrMo-3	3 N ₂ , 2 O ₂ , Ar	15	1.2	50	4.25	23	147-151	16.5	0.60
2	ERNi-1	3 N ₂ , 2 O ₂ , Ar	15	1.2	50	3.6	24	138-142	16.5	0.70
3	ER70S-6	Fundente	15	1.6	50	3.6	24	238-242	-	1.20
4	ER70S-6	Fundente	15	1.6	80	2.6	30	338-342	-	3.92

Al no obtener resultados favorables con las variables operativas de la soldadura A, fue llevada a cabo la soldadura B. El objetivo fue disminuir el calor de aporte en la pasada correspondiente al enmantequillado, pasadas 2 y 3, y así disminuir la dilución de elementos de aleación en estas pasadas, para que al realizar los depósitos con el electrodo ER70S-6 se minimizarán las microestructuras martensíticas. Las variables del primer cordón son similares a las de la soldadura A ya que con estas es posible rellenar los 3 mm. También, se redujo el calor de aporte en las pasadas correspondiente con el electrodo ER70S-6. Las variables operativas de la soldadura B se muestran en la Tabla 3.3.

Tabla 3.3 Variables operativas de la soldadura B.

Número de pasada	Electrodo	Gas (%)	Distancia de trabajo (mm)	Diámetro electrodo (mm)	Velocidad de alimentación (mm/s)	Velocidad de avance (mm/s)	Voltaje (V)	Corriente (A)	Flujo gas (L/min)	Calor de aporte (kJ/mm)
1	ERNiCrMo-3	3 N ₂ , 2 O ₂ , Ar	15	1.2	50	4.25	23	147-151	16.5	0.68
2-3	ERNi-1	3 N ₂ , 2 O ₂ , Ar	12	1.2	45	5.2	17	142-145	16.5	0.35
4	ER70S-6	25 CO ₂ , 75 Ar	12	1.6	45	4.75	22	142-150	16.5	0.51
5	ER70S-6	25 CO ₂ , 75 Ar	12	1.6	45	3	22	142-150	16.5	0.80
6-7	ER70S-6	25 CO ₂ , 75 Ar	12	1.6	45	3	25	250-255	16.5	1.58

3.3 Soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825

Una vez determinadas las variables operativas de soldadura mediante experimentación, se cortaron secciones de tuberías de 40x65 mm, con un espesor de 17 mm correspondiente al acero API X-65 y 3.5 mm de revestimiento de Incoloy 826. El proceso de soldadura fue GMAW en varias pasadas. La preparación de la junta fue en simple V como se muestra en la Figura 3.4, con un bisel de 60° y una separación de 2 mm, se utilizó una placa de respaldo de acero al carbono de 12 mm de ancho por 6.5 mm de altura.

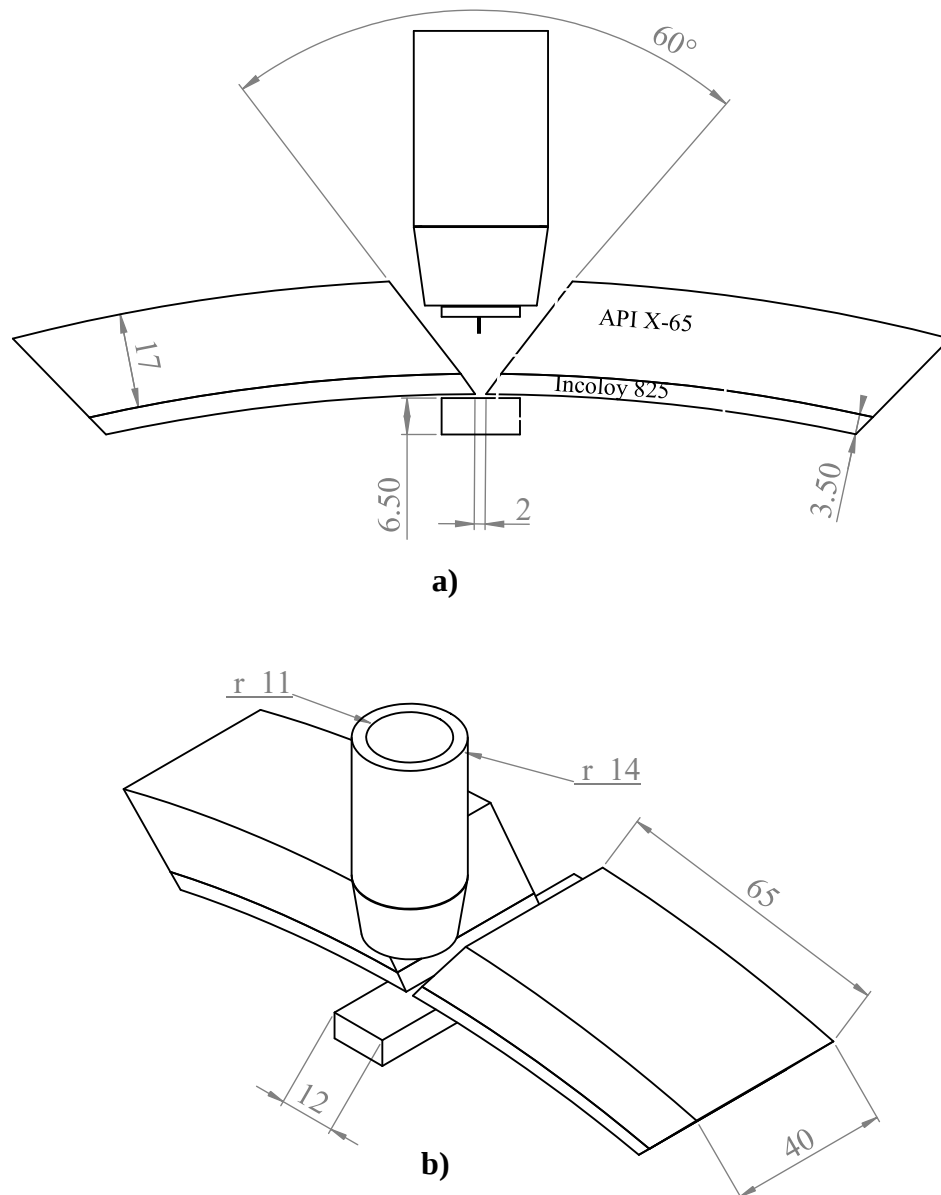


Figura 3.4 a) Preparación en simple V de las placas de acero API X-65 revestida con Incoloy 825) y **b)** vista isométrica de la preparación en simple V (cotas en mm).

La máquina que se utilizó para soldar fue una Lincoln Electric modelo S500 con capacidad máxima de 550 amperes. El modo de transferencia fue pulso de precisión, con esto la máquina permite soldar con el calor mínimo necesario para fundir el alambre. Al inicio se genera la gota fundida sin perturbar el metal de soldadura, posterior a esto se genera una reducción de la corriente y la gota es transferida al metal líquido. Una de las inconvenientes de los procesos convencionales (TIG o MIG) cuando se sueldan espesores delgados es que no cumplen con estándares de calidad ya que con bajo calor de aporte es muy difícil estabilizar el arco, tal inconveniente ha sido solucionado por la electrónica de nuevas máquinas como la Lincoln Electric [66, 67].

Finalmente, las variables de soldadura utilizadas para la placa de acero API X-65 revestida con la aleación de Incoloy 825 se presentan en la Tabla 3.4. Se redujo el calor de aporte aún más en comparación con la soldadura B para aplicar el enmantequillado y también las pasadas correspondientes con el electrodo ER70-S. El gas de aporte utilizado para las pasadas 1-4 fue cambiado ya que se realizaron experimentos y el gas 100% Ar presentó mejor apariencia en comparación con la mezcla de 3% N₂, 2% O₂, Ar con las variables presentadas. Es importante destacar que después de realizar el primer cordón y en los posteriores con el ERNi-1 se llevó a cabo un proceso de limpieza con la pulidora.

Tabla 3.4 Variables operativas para soldar la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.

Número de pasada	Electrodo	Gas (%)	Distancia de trabajo (mm)	Diámetro electrodo (mm)	Velocidad de alimentación (mm/s)	Velocidad de avance (mm/s)	Voltaje (V)	Corriente (A)	Flujo gas (L/min)	Calor de aporte (kJ/mm)
1	ERNiCrMo-3	100 Ar	15	1.2	50	3.65	20	98-103	16.5	0.33
2-4	ERNi-1	100 Ar	15	1.2	50	6.6	18	108-112	16.5	0.18
5-7	ER70S-6	25 CO ₂ , 75 Ar	12	1.2	50	5.1	20	95-98	16.5	0.23
8-23	ER70S-6	25 CO ₂ , 75 Ar	12	1.2	100	5.1	25	145-150	16.5	0.44

3.4 Caracterización microestructural

De las placas soldadas se cortaron probetas para analizar el metal de soldadura, ZAT y MB para posteriormente darle una preparación metalográfica convencional y someterlas a un ataque convencional por inmersión y electroataque para analizar la microestructura característica de las zonas correspondientes mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. En la Tabla 3.5 se muestran los detalles de las soluciones que se utilizaron y los tiempos de inmersión para revelar las características microestructurales de las diferentes aleaciones. Es importante mencionar que se probaron diversos ataques para revelar las características microestructurales de

las aleaciones resistentes a la corrosión buscando que no sobreatacaran el acero microaleado y el ideal fue la solución a base de trióxido de cromo. Para realizar el electroataque fue necesario una fuente de poder.

Tabla 3.5 Condiciones para revelar las características microestructurales.

	Solución	Ataque convencional	Electroataque	
		Tiempo (s)		
API X-65 ER70-S	Nital 2%	10-13	-	-
Martensita	Nital 2%	40-50	-	-
ERNi-1	Nital 10%	120-150	-	-
Incoloy 825	2 g CrO ₃	-	Muestra (+)	3 V
ERNiCrMo-3	50 mL H ₂ O	-	Recipiente (-)	4-7 s

Para las soldaduras A y B no se realizó un análisis microestructural muy exhaustivo ya que únicamente fueron pruebas preliminares para ajustar las variables con las cuales se obtuvieran menor cantidad de microestructuras martensíticas en los cordones intermedios.

Se determinó el coeficiente de segregación correspondiente a la primera pasada donde se utilizó el electrodo ERNiCrMo-3 (Inconel 625), para lo cual se realizaron microanálisis químicos puntuales en el interior de las dendritas y en regiones interdendríticas para observar la distribución de Cr, Fe, Ni, Nb y Mo.

Se llevaron a cabo microanálisis químicos puntuales mediante EDS en los cordones para determinar el níquel y cromo equivalente correspondiente y predecir la microestructura con el diagrama Schaeffler. El níquel y cromo equivalente se calcularon a partir de las ecuaciones 2 y 3.

3.5 Ensayos mecánicos

3.5.1 Microdureza

Se realizaron barridos de microdureza Vickers a las uniones soldadas correspondientes a las soldaduras A, B y a la soldadura de la placa revestida de manera vertical (flecha punteada roja) de tal manera que cubrieran todos los cordones como se muestra en la Figura 3.5 a), de acuerdo a la norma ASTM E92, con una carga de 100 g aplicada durante 15 segundos y con una distancia entre indentaciones de 250 μm . El equipo utilizado fue un durómetro Vickers con punta de diamante marca Mitutoyo HM-200, el cual tiene integrado un software para determinar la microdureza.

Para la soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825 se realizó un mapa de microdureza a 250 μm de separación entre cada indentación. La zona que se barrió fue la marcada en amarillo de la Figura 3.5 a). En la Figura 3.5 b) se observan las indentaciones llevadas a cabo para construir el mapa de microdureza en la cual se tomó como el origen el centro del cordón, los perfiles se realizaron de $y = 1.25 \text{ mm}$ a $y = 7.5 \text{ mm}$, todos estos con una distancia de -10 a 10 mm en el eje x .

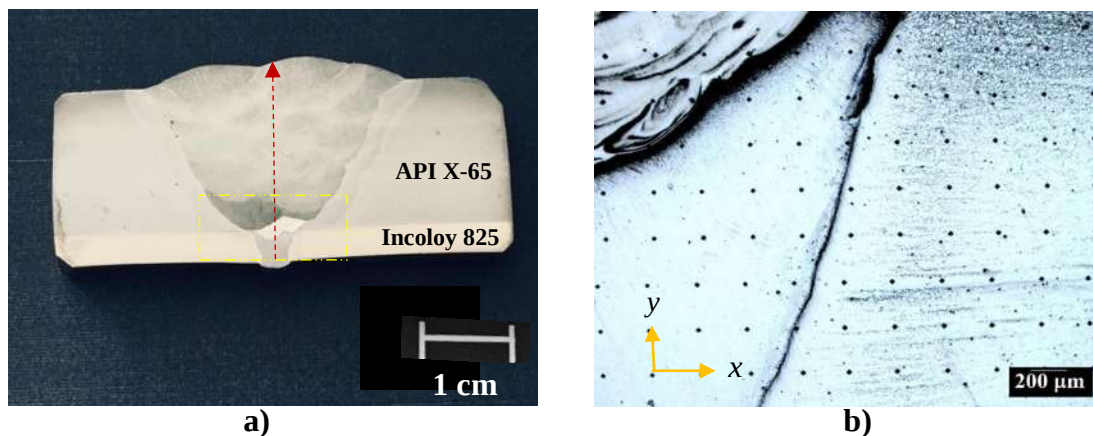


Figura 3.5 a) Sección de barrido y zona de mapa de microdureza y **b)** indentaciones para construcción de mapa de microdureza.

Una vez que se realizaron las indentaciones para la construcción del mapa de microdureza se prosiguió a un análisis de los datos. Los datos fueron vaciados en el software OriginPro 8 en el cual se tomaron los ejes x y y para la identificación de las distancias y z como el valor de la microdureza, se eligió un gráfico de contorno xyz .

3.6 Corrosión

3.6.1 Preparación de muestras

Probetas de la junta soldada de la placa de acero API X-65 con el revestimiento de Incoloy 825 se cortaron para evaluar la susceptibilidad a la corrosión en el interior y exterior de la tubería, para lo cual fueron cortadas y maquinadas de tal forma que quedaran planas como se aprecia en la Figura 3.6 en el exterior e interior de la tubería. Las zonas expuestas a corrosión fueron el metal base del acero API X-65 e Incoloy 825. El metal de soldadura + ZAT + metal base tanto del acero API X-65 como del revestimiento de Incoloy 825. En la Figura 3.6 se presentan las zonas marcadas con rectángulo amarillo donde se tomaron las probetas.

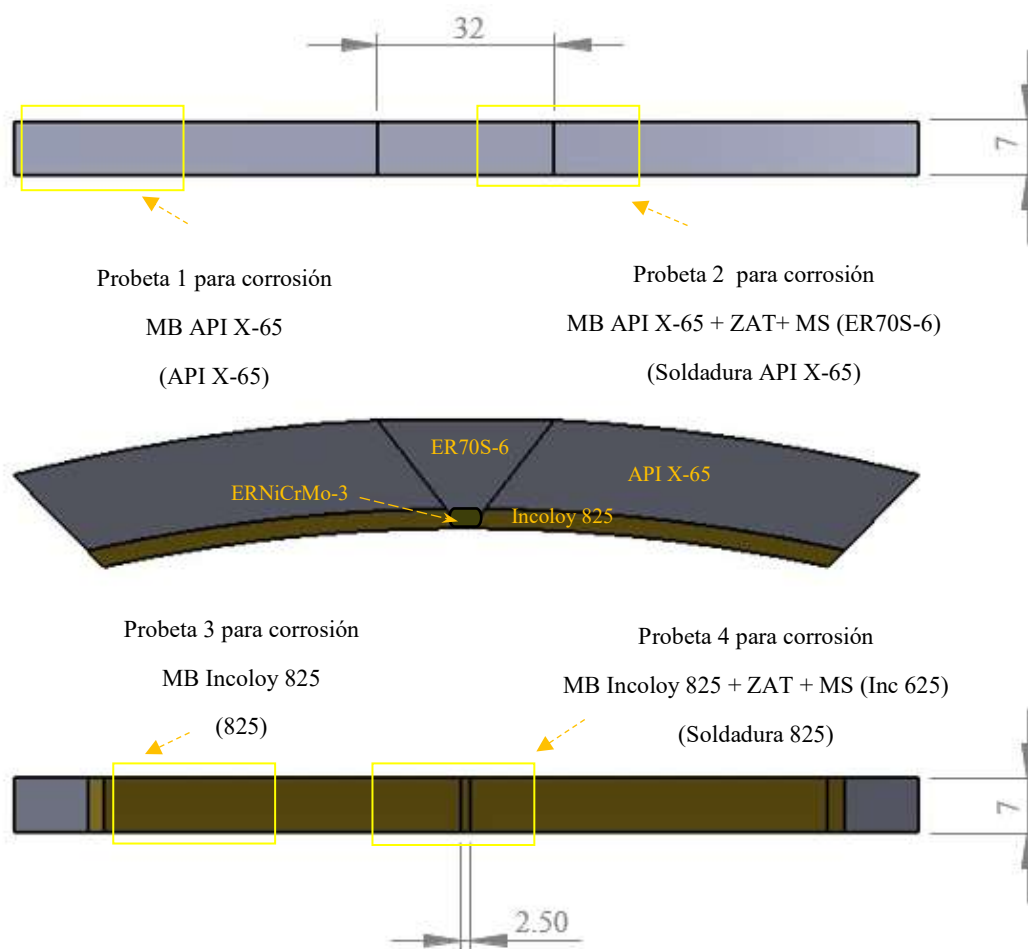


Figura 3.6 Zonas de la junta donde se tomaron probetas para realizar pruebas de corrosión (cotas en mm).

Se evaluó en una probeta el MS+ZAT+MB debido a que es lo más conveniente al evaluar una soldadura debido a que la heterogeneidad de microestructuras afecta a los procesos de corrosión. Otra de las razones es debido a la estrecha ZAT y el MS con el electrodo ERNiCrMo-3.

Posteriormente las muestras fueron encapsuladas con resina industrial como se observa en la Figura 3.7 a), una vez encapsuladas fueron desbastadas con hojas de papel de carburo de silicio hasta grado 2000. Previo a realizar las pruebas se utilizó esmalte para evitar una posible corrosión por hendiduras (crevice) entre la interfase probeta-resina. Finalmente, para las pruebas de corrosión se utilizó un celda GAMRY mostrada en la Figura 3.7 b), un electrodo de calomel saturado como electrodo de referencia y un contra electrodo de grafito en forma de placa Figura 3.5 c). Se utilizó un potenciostato GAMRY interface 1010E con capacidad de ± 12 V.

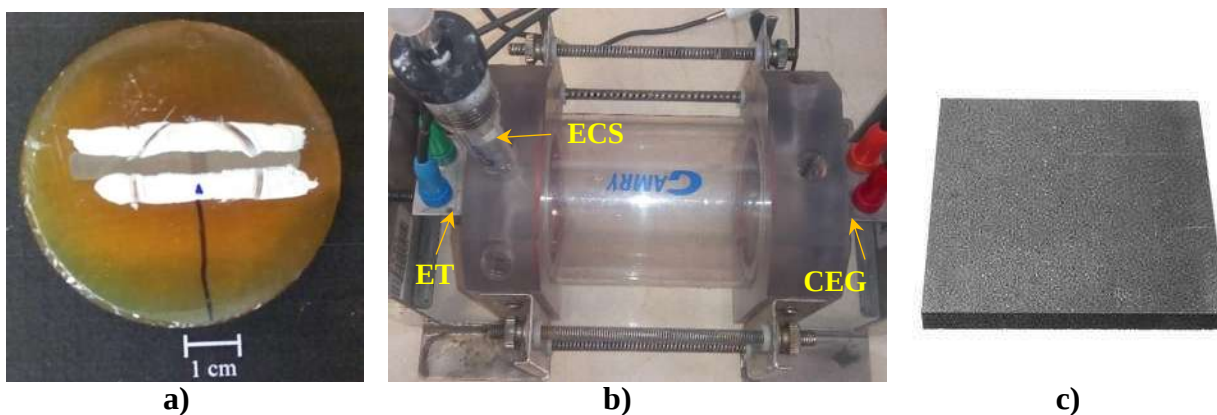


Figura 3.7 a) Probeta 4 encapsulada sometida a ensayos de corrosión (electrodo de trabajo), b) celda electroquímica, c) contra electrodo de grafito en forma de placa.

3.6.2 Curvas de polarización potenciodinámica

Se prepararon 2 soluciones para evaluar la susceptibilidad a la corrosión, la primera consistió en agua de mar sintética de acuerdo a la norma ASTM internacional D 1141 simulando las condiciones externas a la tubería [68]. La segunda solución empleada fue una solución 0.1M de tiosulfato de sodio anhidro ($\text{Na}_2\text{O}_3\text{S}_2$)+0.5 M NaCl para simular las condiciones en el interior de la tubería con contenido de H_2S [69, 70]. Con la ayuda de papel pH universal en tiras se midió el pH de ambos electrolitos a 25°C. En la Tabla 3.6 se muestran las condiciones de los electrolitos y su pH para evaluar la susceptibilidad a la corrosión, es importante mencionar que las 4 probetas mostradas en la Figura 3.6 fueron sometidas a pruebas de corrosión en agua de mar y en la solución con tiosulfato de sodio.

Tabla 3.6 Electrolitos y condiciones para llevar a cabo las pruebas de polarización potenciodinámica.

Electrolito	Concentración	pH	
Agua de mar sintética (AMS)	ASTM : D 1141	7-8	Probeta 1-4
Tiosulfato (TS)	0.1 M $\text{Na}_2\text{O}_3\text{S}_2$ + 0.5 M NaCl	4-5	Probeta 1-4

Antes de iniciar las pruebas de polarización potenciodinámica se aplicó potencial de circuito abierto a cada una de las pruebas para estabilizar el potencial, posterior a este las pruebas de polarización potenciodinámica se realizaron a una velocidad de 1 mV/s, el área expuesta de la muestra en todos los casos fue de 1 cm². Para cada condición la prueba se repitió 3 veces, esto para tener resultados confiables y asegurar la reproducibilidad. Una vez que se concluyó cada prueba



esta fue analizada mediante MEB, las muestras no fueron limpiadas de los residuos con el fin de determinar posibles productos de corrosión y una vez analizadas en MB fueron analizadas mediante microscopia óptica.

3.6.3 Grado de sensibilización

Se realizaron curvas de polarización potenciodinámica de doble ciclo para determinar el grado de sensibilización del revestimiento y del metal de soldadura resistente a la corrosión. Únicamente fueron sometidas las probetas 3 y 4 denominadas 825 y soldadura 825 debido a que estas son las únicas que pueden ser susceptibles a sensibilización. Estas se realizaron de acuerdo a la norma ISO 12732 [61]. La solución utilizada fue $2\text{ M H}_2\text{SO}_4 + 2\text{ M HCl} + 0.01\text{ M KSCN}$ a una temperatura de 25° , con un pH de 1.

CAPÍTULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Macrografías

4.1.1 Soldadura A

La macrografía de la Figura 4.1 muestra el resultado de la soldadura A, la cual corresponde a la soldadura de la placa de acero al carbono revestida con acero inoxidable 304 en 4 pasadas. El primer cordón es el depósito con el electrodo ERNiCrMo-3, el segundo es el enmantequillado con el electrodo ERNi1 y finalmente los últimos dos depósitos con el ER70S-6. El cordón 4 es de mayor volumen respecto al tercero debido a que se utilizó mayor calor de aporte, el ancho de la ZAT presenta de 8 a 9 mm en la zona correspondiente a la solera de acero al carbono. Se observa también una fusión completa y sin porosidades en el metal de soldadura.

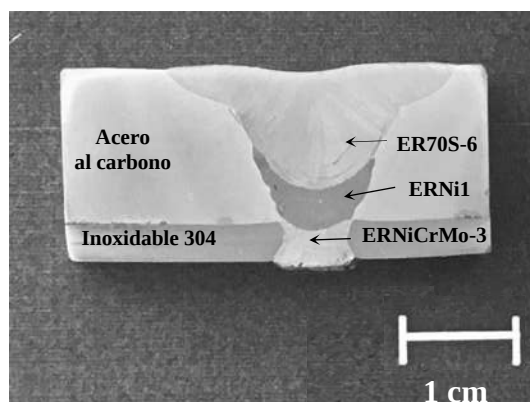


Figura 4.1 Macrografía de la soldadura A.

4.1.2 Soldadura B

La macrografía de la Figura 4.2 muestra el resultado de la soldadura B, la cual corresponde a la soldadura de la placa de acero al carbono revestido con acero inoxidable 304 con 7 pasadas de soldadura. Una vez depositado el primer cordón se realizaron 2 cordones pequeños para el enmantequillado con menor calor de aporte en comparación con el depósito similar realizado en la soldadura A. Como se puede observar en la Figura 4.2 los cordones 4 y 5 con el electrodo ER70S-6 presentan una tonalidad más oscura por lo que es de esperar que las propiedades sean diferentes en comparación con los últimos 2 aún y cuando fueron depositados con el mismo electrodo. Se observa una menor ZAT de aproximadamente 5 mm en comparación con la soldadura A, debido a que se soldó con menor calor de aporte.

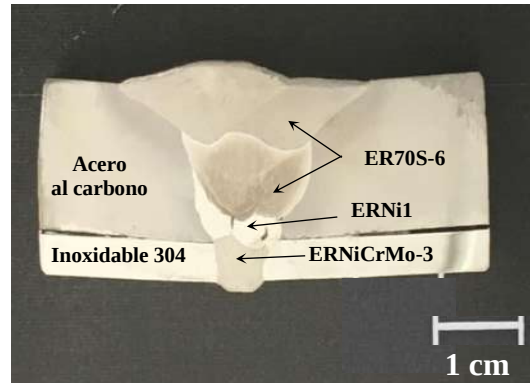


Figura 4.2 Macrografía de la soldadura B.

4.1.3 Macrografía de la soldadura de acero API X-65 revestido con Incoloy 825

Finalmente, la macrografía con los materiales considerados para este proyecto se muestra en la Figura 4.3. Una vez depositado el primer cordón con el electrodo ERNiCrMo-3, se depositaron 3 cordones pequeños con el electrodo ERNi1 los cuales toman una tonalidad clara, posterior a estos se observan 2 cordones sobreatacados uno pequeño y un cordón de mayor volumen con el electrodo ER70S-6. Los cordones posteriores a estos 2 sobreatacados presentan una tonalidad más clara, además se observa una fusión lateral completa con una sobremonta aceptable.

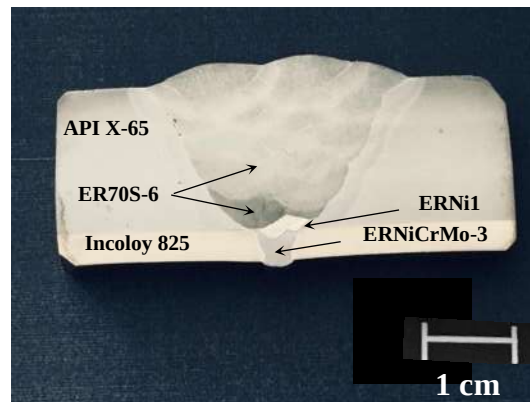


Figura 4.3 Macrografía de la soldadura de acero API X-65 revestido con Incoloy 825.

4.2 Diagrama de Schaeffler

4.2.1 Predicción de la microestructura en la soldadura A

En la Figura 4.4 se observan las zonas donde se realizaron microanálisis químicos puntuales mediante EDS, para determinar la composición química en los 4 cordones y posteriormente poder graficar el diagrama de Schaeffler.

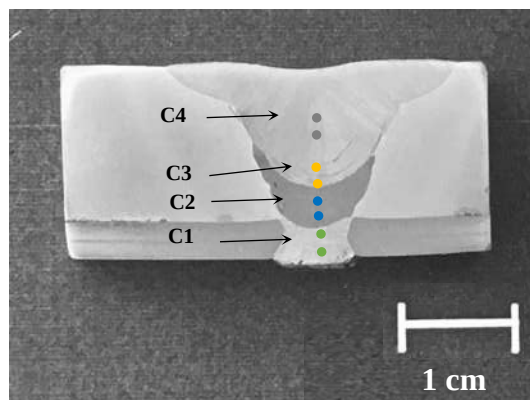


Figura 4.4 Zonas de microanálisis químicos puntuales para determinar la composición química mediante EDS de la soldadura A.

En la Tabla 4.1 se lista la composición química de los microanálisis químicos realizados mediante EDS. Se presentan únicamente aquellos elementos considerados para el cálculo de Ni y Cr equivalente, además de que para el carbono se tomó en consideración el límite máximo permitido en las especificaciones de los electrodos. La nomenclatura de la Tabla 4.1 C1 corresponde al cordón 1 y así sucesivamente para los cordones subsecuentes. Para el cordón 2 se aprecia que existió dilución de los elementos de aleación del primer cordón, además de que el cordón 3 aún y cuando fue depositado con el electrodo ER70S-6 presenta cantidades considerables de níquel al igual que en el cordón 4, con cantidades pequeñas de cromo. Finalmente, se presenta el cálculo que se realizó del níquel y cromo equivalente en función de la composición química para graficarlos en el diagrama de Schaeffler.

Tomando como referencia el diagrama de Schaeffler y como es de esperar los cordones 1 y 2 entran en la región austenítica, Figura 4.5, con diferente composición química y por ende diferentes propiedades. Por otra parte, el cordón 3 presenta una región bifásica de martensita + austenita aún y cuando fue depositado con el electrodo ER70S-6 (acero microaleado), esto debido a la dilución de elementos de aleación. Finalmente el cordón 4 se encuentra en la zona martensítica.

Tabla 4.1 Composición química de los cordones de la soldadura A obtenidos mediante EDS y resultados del cálculo del Cr y Ni equivalente (% en peso).

	C	Ni	Cr	Si	Mo	Nb	Ti	Al	Mn	Cr equivalente	Ni equivalente
C1	0.10	35.12	16.02	0.50	4.73	3.46	0.14	0.51		24.01	39.92
C1	0.10	36.64	22.67		0.15					22.82	41.44
C2 ENMANT	0.01	69.24	4.64	0.80	0.81	0.36	1.76		0.69	10.34	74.39
C2 ENMANT	0.01	69.77	3.75	0.38	1.63		1.56		0.67	9.09	74.91
C3 MART+ γ	0.16	12.33	1.15	1.14	1.30		0.38		2.35	4.92	18.30
C3 MART	0.16	11.99	1.00	0.74					1.63	2.11	17.61
C4 MART	0.16	9.02	0.38	0.99					2.22	1.87	14.93
C4 MART	0.16	6.05	0.28	1.70					1.80	2.84	11.75

C2 ENMANT- Cordon 2 enmantequillado depositado con ERN11.

C4 MART- Cordon con microestructura martensitica.

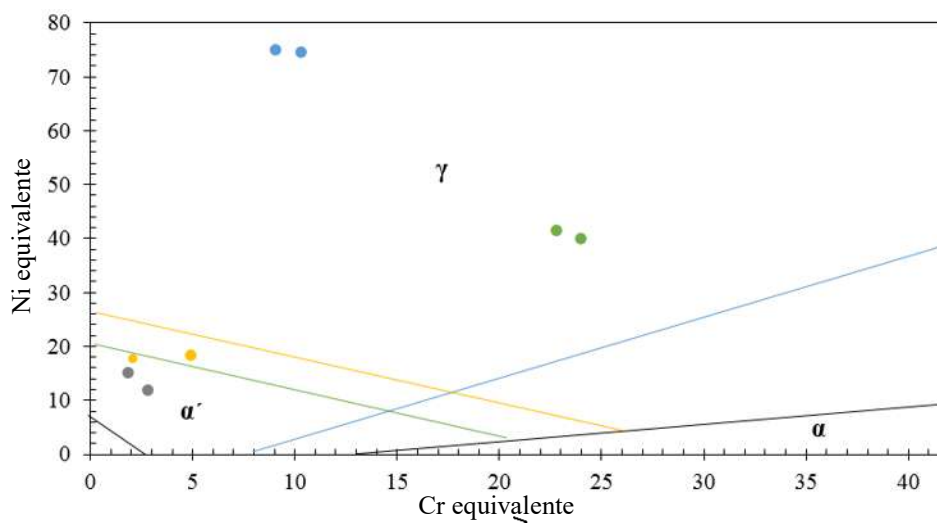


Figura 4.5 Diagrama de Schaeffler para los diferentes cordones de la soldadura A.

4.2.2 Predicción de la microestructura de la soldadura B

En Figura 4.6 se presentan los puntos marcados con colores indicando las zonas donde fueron realizados los microanálisis químicos puntuales mediante EDS para poder determinar el Ni y Cr equivalente.

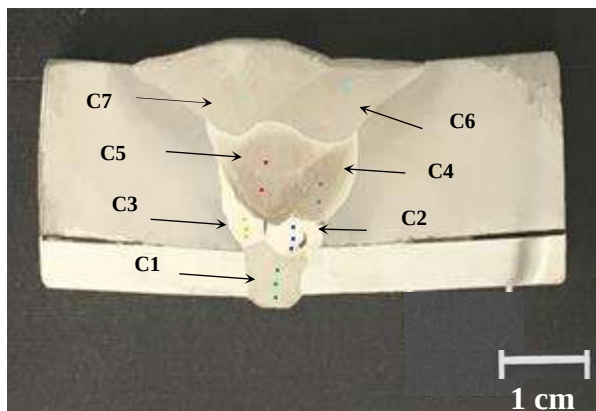


Figura 4.6 Zonas de microanálisis químicos puntuales para determinar la composición química mediante EDS de la soldadura B.

Los resultados de los microanálisis químicos puntuales de la soldadura B se muestran en la Tabla 4.2. El color de cada cordón de la Tabla 4.2 corresponde al color de la zona de la Figura 4.6. Si bien las dos pasadas con el enmantequillado es níquel con bajo contenido de soluto y aún cuando el electrodo ERNi1 no contiene Cr ni Mo, existe dilución de estos elementos principalmente. El cordón 2 (C2 ENMANT) presenta mayor % en peso de Cr y Mo respecto al cordón 3, esto es debido a que como se observa en la Figura 4.6 el C2 ENMANT al momento de realizar la soldadura entra más en contacto con el depósito realizado con el electrodo ERNiCrMo-3. Finalmente en la Tabla 4.2 se presentan los resultados del cálculo realizado para el Ni y Cr equivalente a partir de los microanálisis químicos.

En la Figura 4.7 se observa el diagrama de Schaeffler para los cordones con las variables de la soldadura B. El primer cordón como las pasadas realizadas con el enmantequillado, como se aprecia en el diagrama, se encuentran en una región correspondiente a la fase austenítica. Una vez depositado los cordones con el electrodo ER70S-6 la fase que se obtiene es martensita. Esto se debe a la dilución de Cr en el cordón correspondiente al enmantequillado. La transformación martensítica se deja de presentar para los cordones 6 y 7, donde ya no se presentó la dilución de Cr, aún y cuando los contenidos de Ni oscilan entre 1.5-3 % en peso.

El Cr y Mo influyen en los diagramas de enfriamiento continuo promoviendo a que se desplacen las curvas de transformación hacia la derecha y por ende abren el campo de la transformación martensítica.

Tabla 4.2 Composición química de los cordones de la soldadura B obtenidos mediante EDS y resultados del cálculo del Cr y Ni equivalente (% en peso).

	C	Ni	Cr	Si	Mo	Nb	Ti	Al	Mn	Cr equivalente	Ni equivalente
C1	0.01	40.98	17.91	0.06	4.48	2.23	0.15	0.13		24.01	43.98
C1	0.01	38.59	17.13	0.07	4.31	1.97		0.08		22.62	41.59
C1	0.01	40.31	18.38	0.03	4.05	2.28		0.01		23.62	43.31
C2 ENMANT	0.01	69.76	5.75	0.29	2.34		1.70	0.10	0.53	12.03	73.02
C2 ENMANT	0.01	70.69	5.29	0.26	2.01		1.60		0.46	10.90	73.92
C2 ENMANT	0.01	72.28	4.87	0.29	2.02		1.77		0.48	10.86	75.52
C3 ENMANT	0.01	56.62	1.88	0.27	0.73		1.45	0.15	0.78	6.07	60.01
C3 ENMANT	0.01	62.04	1.09	0.29	0.47		1.80	0.19	0.74	5.77	65.41
C3 ENMANT	0.01	62.12	1.63	0.30	0.63		1.73	0.14	0.72	6.30	65.49
C4 MART	0.16	9.48	0.84	0.54			0.19		1.46	2.04	15.01
C4 MART	0.16	8.84	0.88	0.48			0.20		1.39	2.00	14.34
C5 MART	0.16	11.32	0.62	0.60			0.19		1.47	1.89	16.86
C5 MART	0.16	12.26	0.75	0.57			0.17		1.49	1.96	17.80
C6	0.16	2.59		0.48					1.61	-	8.19
C6	0.16	2.39		0.46					1.57	-	7.98
C7	0.16	1.30		0.46					1.50	-	6.85
C7	0.16	1.53		0.48					1.64	-	7.15

C1- Cordón 1.

C2 ENMANT- Cordón 2 enmantequillado depósito con ERNII.

C4 MART- Cordón 4 microestructura martensítica.

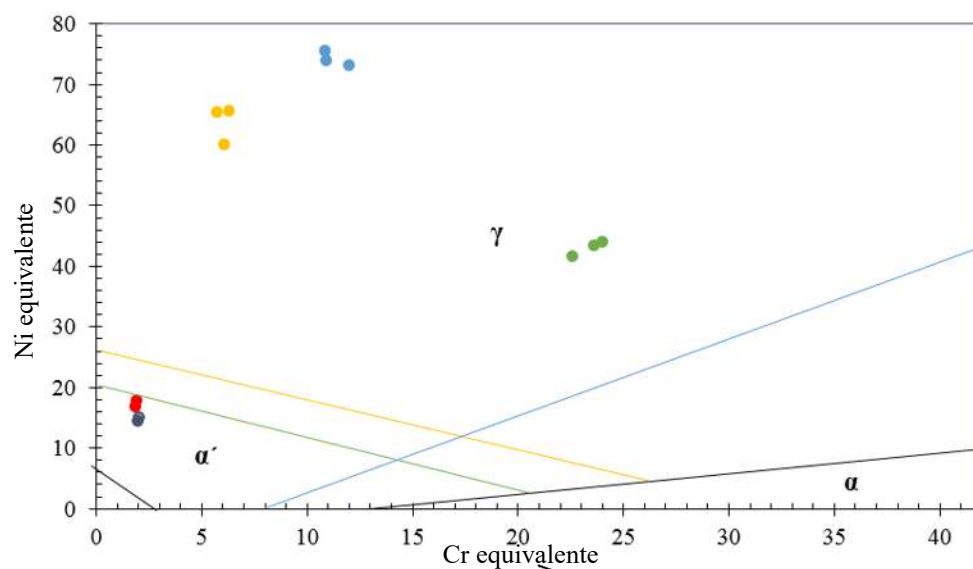


Figura 4.7 Diagrama de Schaeffler para los diferentes cordones de la soldadura B.

4.2.3 Predicción de la microestructura de la soldadura de placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825

En la Figura 4.8 se indican en color rojo las zonas donde se realizaron los microanálisis químicos puntuales con su respectivo cordón de soldadura. Los cordones que no se aprecian son el C3 y C4 debido a que la limpieza que se realizó con el esmeril provocó que el espesor de los cordones 2 y 3 fuera muy pequeño y por lo tanto, una vez que se depositó el cordón 5, los cordones del enmantequillado se diluyeron. Lo dicho anteriormente se comprueba posteriormente con los microanálisis químicos puntuales del cordón 5, ya que este presenta porcentajes mínimos de Ti correspondiente al enmantequillado y una diferencia significativa en el contenido de Ni.

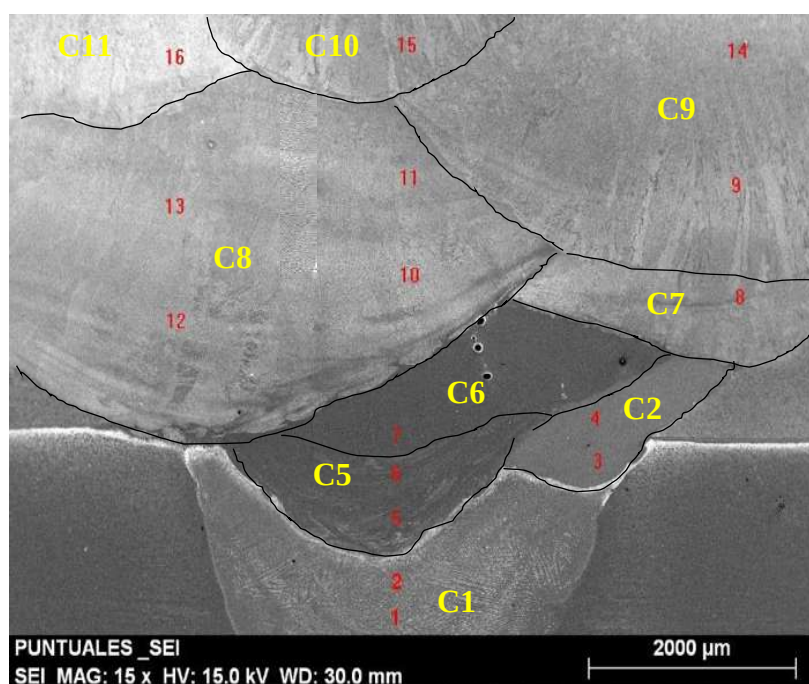


Figura 4.8 Zonas de análisis en donde se llevaron a cabo los microanálisis químicos puntuales por EDS de la soldadura de la placa acero API X-65 revestida con Incoloy 825.

Los resultados de los microanálisis químicos puntuales se listan en la Tabla 4.3. Para el cordón 2 se puede apreciar que no se presenta dilución de Cr ni Mo en comparación con los resultados de la soldadura B donde los porcentajes fueron entre 5.75 y 1 % en peso para Cr y de 2.3-0.5 % en peso de Mo para las pasadas correspondientes al enmantequillado. Esto se debe a que para la soldadura B se utilizó un calor de aporte de 0.35 kJ/mm, mientras que para esta se redujo a 0.18 kJ/mm. Los cordones 5 y 6 aún y cuando fueron depositados con el electrodo ER70S-6 base hierro, presentan dilución de Cr, Ni y Mo principalmente, pero los porcentajes en peso son menores en comparación



con las soldaduras A y B. De la misma manera, la transformación martensítica se deja de presentar cuando el Cr no está presente en el metal de soldadura. Los resultados del cálculo de Ni y Cr equivalente se presentan en la Tabla 4.3. Como se puede apreciar, los resultados para el Cr equivalente se ven reducidos significativamente en comparación con el Cr equivalente de la Tabla 4.2 para la soldadura B.

En la Figura 4.9 se presenta el diagrama de Schaeffler. Los cordones del 1 al 5 presentan una microestructura austenítica con diferentes composiciones químicas. Los cordones 7 y 8 caen de acuerdo al diagrama en una fase martensítica. El volumen del cordón 8 es mucho mayor que del cordón 7. Como ya se mencionó anteriormente los cordones 2 y 3 se diluyeron, por lo que hubiera sido posible reducirlo igual en volumen que el cordón 7. Las pasadas subsecuentes al cordón 8 dejan de presentar la microestructura martensítica.

Si bien los diagramas de Schaeffler son empíricos y no toman en consideración las velocidades de enfriamiento, en primera instancia son útiles para tener una visión de cómo controlar la transformación martensítica reduciendo la dilución de Cr.

Tabla 4.3 Composición química de los cordones de la soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825 obtenidos mediante EDS y resultados del cálculo del Cr y Ni equivalente (% en peso).

	C	Ni	Cr	Si	Mo	Nb	Ti	Al	Mn	Cr equivalente	Ni equivalente
C1	0.10	61.00	20.77	0.12	7.81	2.93		0.25		30.48	64.00
C1	0.10	58.10	19.63	0.13	7.02	2.58		0.30		28.44	61.10
C2 ENMANT	0.01	91.71		0.52			2.38			5.55	94.71
C2 ENMANT	0.01	91.97		0.48			2.41			5.53	94.97
C5	0.16	12.43	1.24	0.84	0.61	0.22	0.41		1.72	4.02	29.16
C5	0.16	23.02	1.59	0.86	1.13	1.07	1.13		1.75	6.82	28.69
C6	0.16	21.66	1.79	0.62	0.61	0.25	0.31		1.50	4.08	27.21
C7 MART	0.16	1.71	0.31	0.99					1.88	1.80	7.45
C8 MART	0.16	4.53	0.84	0.63					1.57	1.79	10.11
C8 MART	0.16	4.88	0.92	1.07					1.75	2.53	10.55
C8 MART	0.16	3.25	0.66	0.62					1.82	1.59	8.96
C8 MART	0.16	3.02	0.71	0.70					1.65	1.76	8.64
C9	0.16			0.81					1.77	-	5.69
C9	0.16	1.38		0.79					2.14	-	7.25
C10	0.16	1.81		0.72					1.69	-	7.46
C11	0.16	1.44		0.95					1.92	-	7.20

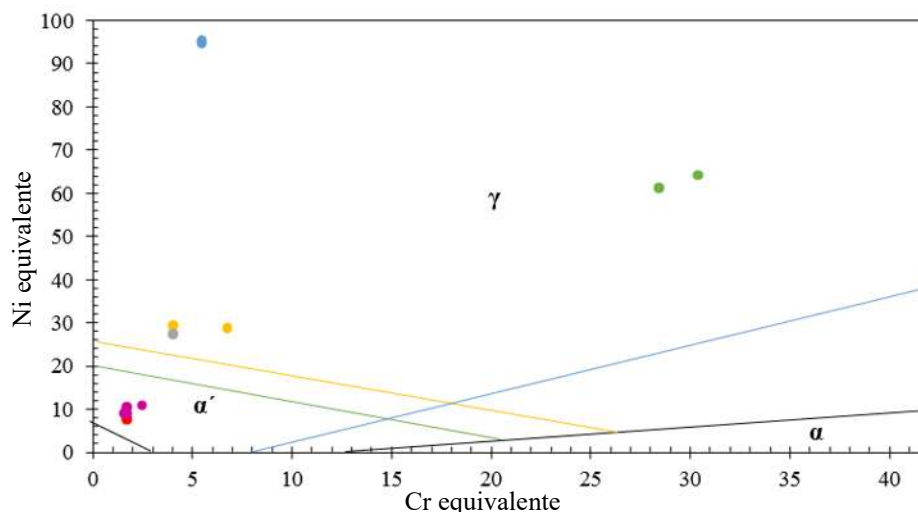


Figura 4.9 Diagrama de Schaeffler para los diferentes cordones de la soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.

4.3 Caracterización microestructural de la soldadura de la placa acero API X-65 revestida con Incoloy 825

4.3.1 Metal base placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825

La placa de acero API X-65 revestida consta de una matriz ferrítica para la parte correspondiente al acero API X-65 con colonias de perlita, muy característica de un acero hipoeutectoide, como se puede observar en la Figura 4.10. Las regiones claras corresponden a la ferrita y las oscuras a colonias de perlita. Por otra parte, la aleación Incoloy 825 está constituida por una matriz austenítica. Una intercapa de níquel de entre 35 y 40 μm une las dos aleaciones por lo que se asume que la placa revestida fue unida mediante soldadura fuerte. Esta intercapa ayuda a controlar la difusión de carbono del acero API X-65 a la aleación Incoloy 825 [19].

Con la ayuda de MEB a través de EDS fueron realizados microanálisis químicos puntuales (MQP) de tal forma que barrieran la parte del acero API X-65, la interfase y la aleación de Incoloy 825 como se observa en la Figura 4.11 a), con el objetivo de observar el gradiente de composición entre las interfases y de constatar que los materiales cumplen con las especificaciones de composición química.

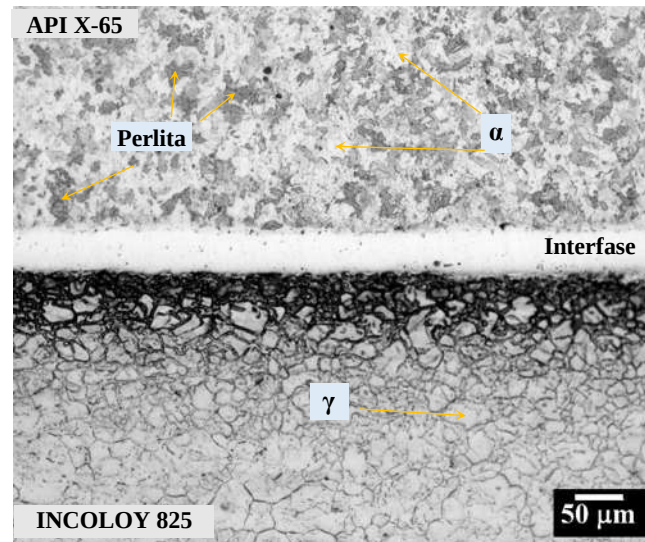


Figura 4.10 Micrografía obtenida mediante microscopía óptica (MO) de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.

Se observa en la Figura 4.11 b) que la placa revestida cumple con las especificaciones de composición química. El contenido de Fe en la aleación Incoloy 825 es de 33 %, Ni 40%, Cr 22.5 %, Mo 3% y 0.8% Ti (% en peso). Por su parte la intercapa de Ni está enriquecida de Fe, Cr y Mo, esto debido al mecanismo de difusión que experimenta por el proceso de fabricación. Finalmente, como es de esperar, el acero API X-65 es muy rico en Fe y además con un contenido de Mn de 2%.

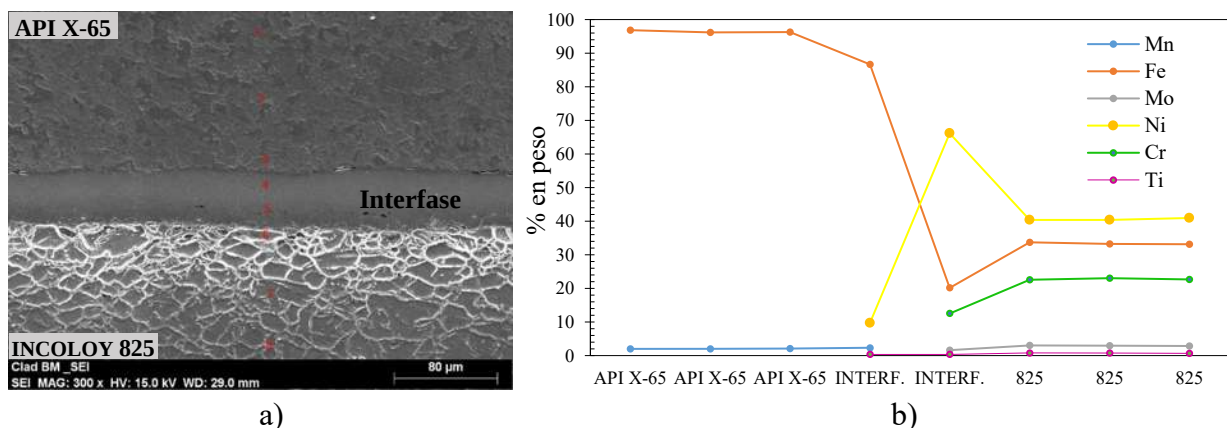


Figura 4.11 a) Micrografía obtenida por MEB indicando las zonas en donde se realizaron microanálisis químicos puntuales (MQP) mediante EDS y **b)** gradiente de composición entre las interfaces.

Mediante el mapeo elemental por espectroscopía por dispersión de la energía de rayos X (EDS) mostrado en la Figura 4.12 se puede observar que el Mo difunde principalmente hacia la intercapa rica en Ni por lo que su coeficiente de difusividad es mayor en comparación con el del Cr, ya que como se observa, solo difunde distancias cortas hacia la intercapa de Ni. Por otra parte, no existe difusión de Cr y Ni hacia el acero API X-65.

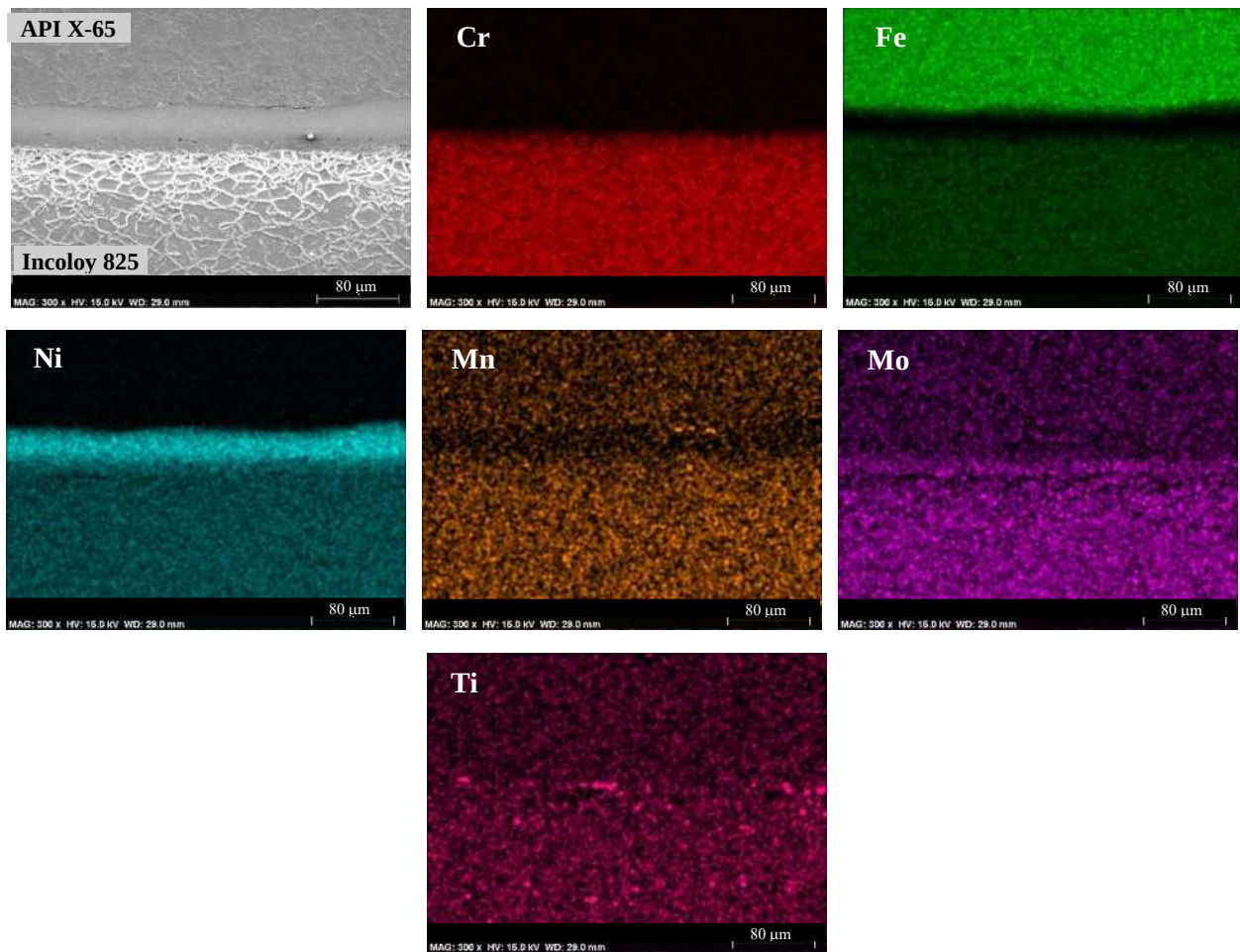


Figura 4.12 Mapeo elemental mediante espectroscopía por dispersión de la energía de rayos X (EDS) de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.

En la Figura 4.12 se observan además puntos enriquecidos de titanio localizados en la aleación de Incoloy 825, los cuales de acuerdo a los MQP realizados, corresponden a carbonitruros de titanio $M(C, N)$ como se puede observar en la Figura 4.13 a) y b). Estos son muy semejantes en composición química y tamaño (aproximadamente $15 \mu m$ de largo $\pm 5 \mu m$). Estos nitruros de titanio han sido encontrados en sistemas similares [44, 71]. El titanio es un elemento que en aleaciones con matriz austenítica tiende a formar nitruros o carbonitruros de titanio ya que su

energía libre de Gibbs es mucho más negativa y por ende su formación se ve más favorecida que los carburos de cromo ($M_{23}C_6$) [43].

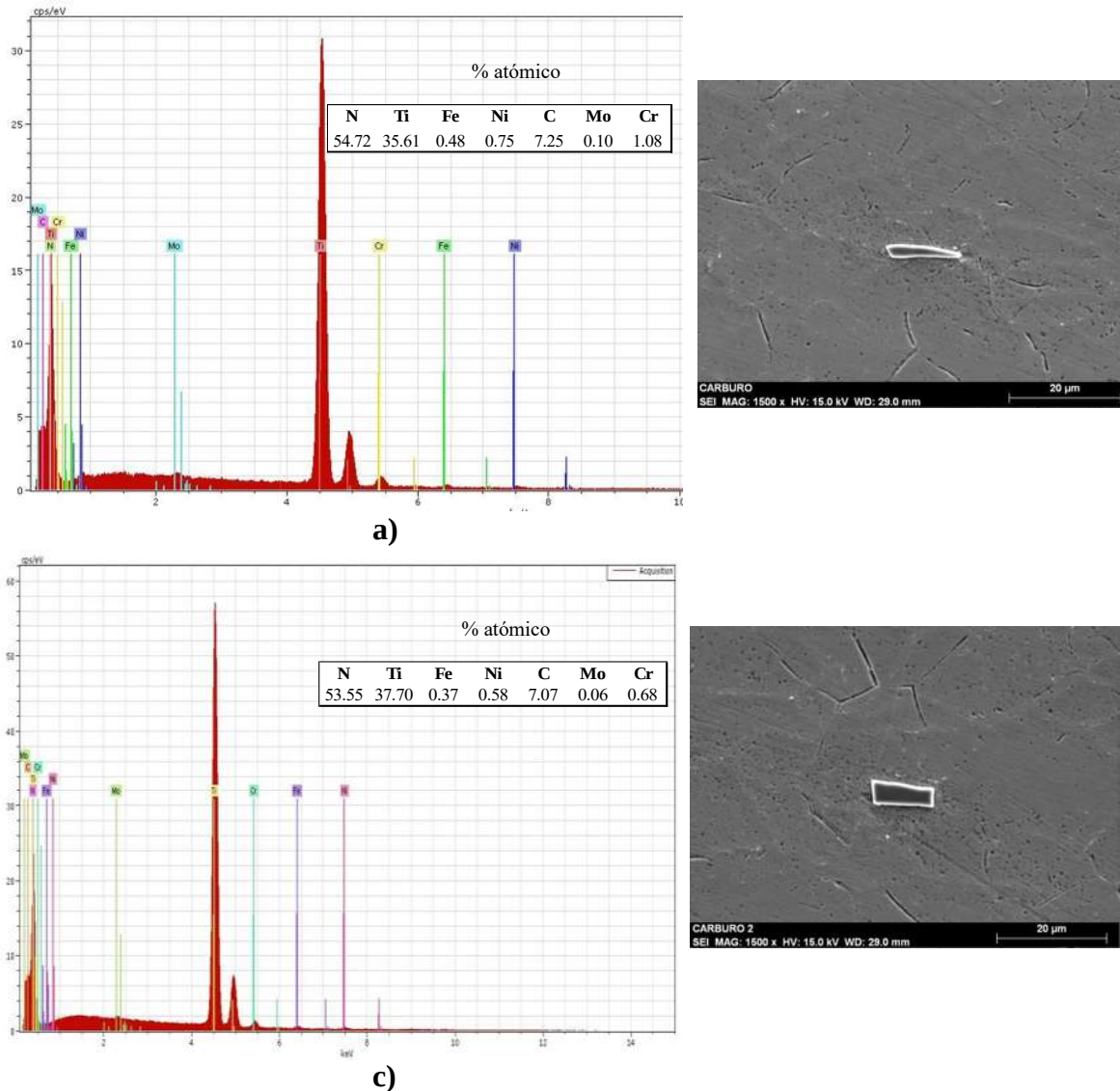


Figura 4.13 a) Espectro EDS de la partícula en la imagen y b) espectro EDS de la partícula en la imagen.

En los límites de grano del metal base del Incoloy 825 además se encontraron carburos discontinuos distribuidos en el límite de grano, como se muestra en la Figura 4.14. Se observa que son de mucho menor tamaño en comparación con los carbonitruros de titanio.

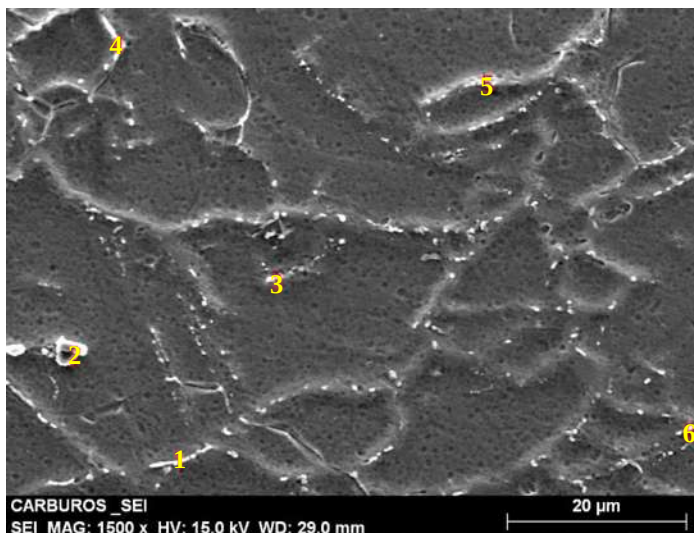


Figura 4.14 Microestructura característica del metal base de la aleación Incoloy 825.

Se realizaron MQP mediante EDS a los carburos enumerados con color amarillo de la Figura 4.14, los cuales se muestran en la Tabla 4.4, realizando la suma del porcentaje atómico de elementos formadores de carburos (Ti+Cr+Mo) y el porcentaje atómico de carbono se acercan mucho a la relación que cumplen los carburos con estequiometría M_7C_3 ($7/3 = 2.33$). Los carburos 4 y 6 son los que satisfacen la relación. Por otra parte, se encontró un nitruro de titanio de estequiometría TiN_2 marcado con el análisis puntual número 2.

Tabla 4.4 Composición química de nitruro y carburos distribuidos en el límite de grano del metal base de la aleación Incoloy 825 (% atómico).

	C	N	O	Ti	Cr	Fe	Ni	Mo	Mn	M (Cr+Mo+Ti)	C	M/C
1	20.28		6.10	0.65	34.19	16.79	19.51	2.48		37.32	20.28	1.84
2		61.79		30.48	2.63	2.19	2.66	0.15	0.1	33.26	0.00	
3	17.85			0.45	26.42	23.40	29.92	1.97		28.84	17.85	1.62
4	11.90			0.73	25.65	26.48	33.54	1.71		28.08	11.90	2.36
5	16.05			0.44	20.91	26.72	34.15	1.73		23.08	16.05	1.44
6	16.37			0.43	34.39	21.07	25.34	2.41		37.22	16.37	2.27

Fue difícil caracterizar los carburos en el límite de grano debido a que estos se desprenden con el ataque, aún y cuando se probó con distintas soluciones. Para detectar algún posible empobrecimiento de cromo en las regiones adyacentes a los carburos M_7C_3 se realizó un barrido lineal de composición química mediante EDS, el cual se muestra en la Figura 4.15 a). En la Figura

4.15 b) se aprecia que no existe un empobrecimiento apreciable en las regiones adyacentes a los carburos localizados en los límites de grano.

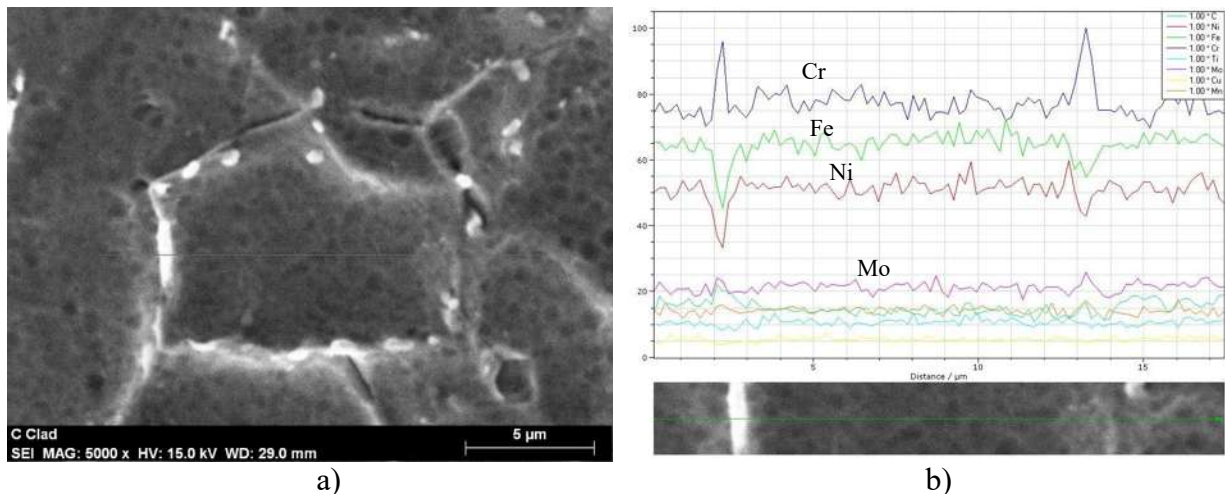


Figura 4.15 a) Micrografía de la aleación Incoloy 825 y **b)** barrido lineal de composición química.

4.3.2 Características microestructurales en la pasada de raíz

En la macrografía de Figura 4.16 se muestra señalada la zona de análisis con el rectángulo amarillo, la cual corresponde a la unión del revestimiento de Incoloy 825 que se soldó con el electrodo de la aleación Inconel 625 (ERNiCrMo-3).

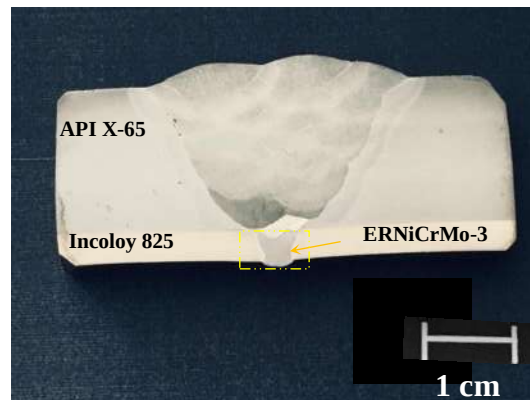


Figura 4.16 Zona caracterizada microestructuralmente.

En la Figura 4.17 a) se muestra una micrografía obtenida por microscopía óptica en la cual se puede apreciar la afectación térmica que provoca el proceso de soldadura, la cual consta de una zona de alta temperatura donde se presenta crecimiento de grano (ZCG) y una zona de refinamiento de grano (ZRG). Además, se pueden observar granos bandeados del metal base debido al proceso de

laminación. Por otra parte en la Figura 4.17 b) se observa el metal de soldadura (MS), el cual por el bajo aporte térmico presenta un refinamiento de la microestructura de solidificación en la parte inferior del cordón y en la parte superior un crecimiento columnar dendrítico.

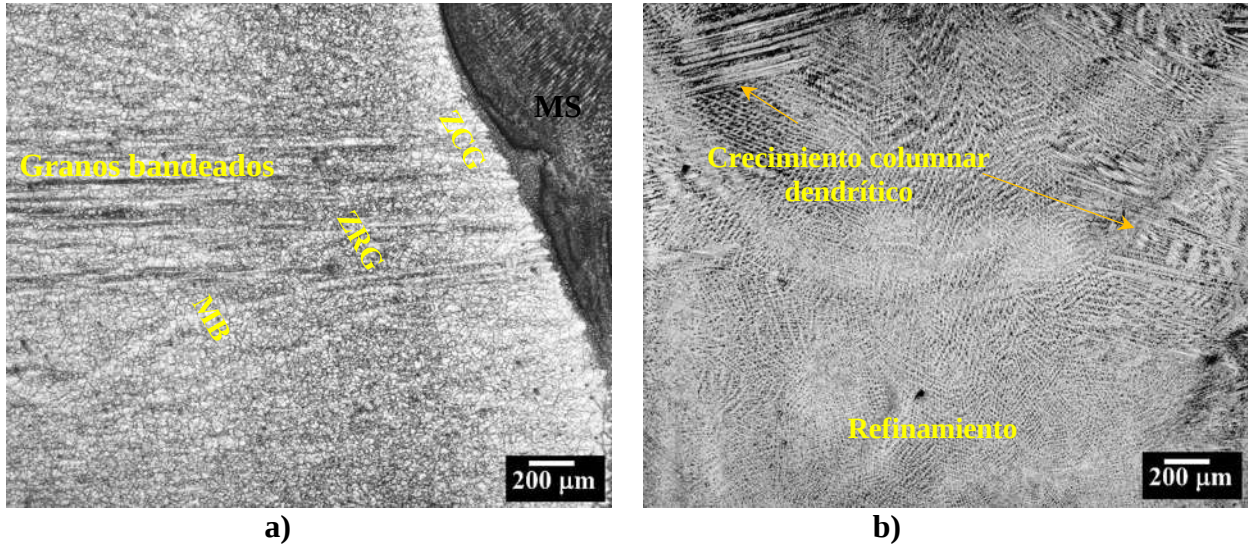


Figura 4.17 Micrografías obtenidas por MO; **a)** zona afectada térmicamente del Incoloy 825 y **b)** metal de soldadura (MS) ERNiCrMo-3.

El tamaño de grano del metal base correspondiente a la aleación Incoloy 825 oscila entre 50-25 µm con una matriz austenítica como se puede observar en la Figura 4.18 a). Como ya se mencionó los puntos más oscuros corresponden a carbonitruros de titanio. Por otra parte, las dimensiones del tamaño de grano en la zona de refinamiento se encuentran entre 25-5 µm, como se aprecia en la Figura 4.18 b), existe una diferencia significativa respecto al metal base. El metal base al ser sometido en procesos anteriores a laminación si no se alcanza el 100% de recrystalización es de esperar que exista una recrystalización estática durante el proceso de soldadura, después de la etapa de recrystalización procede al crecimiento de grano.

En la Figura 4.18 c) se muestra la zona de crecimiento de grano del metal base. Este alcanza dimensiones entre 80-100 µm. En un intervalo de altas temperaturas implica la aglutinación de granos que elimina el desajuste de orientación, esto debido a una rotación de estos, lo que implica trepado de dislocaciones y finalmente se produce la poligonización. Aún y cuando las temperaturas son elevadas, el ciclo térmico no promovió a que se disolvieran los carbonitruros y nitruros de titanio. También se observa el crecimiento epitaxial muy característico en soldaduras en la cual los granos crecen a partir de los granos parcialmente fundidos del metal base. Existe una zona de

transición que consta de células. Este tipo de frente de crecimiento se debe al sobreenfriamiento constitucional por la composición química del metal base y el metal de aporte y al mayor sobreenfriamiento a causa de la temperatura (velocidad de enfriamiento). Finalmente, se observa el frente de crecimiento columnar dendrítico, en el cual el sobreenfriamiento constitucional es mucho mayor en comparación con el celular, lo cual permite que exista una protuberancia al frente de crecimiento.

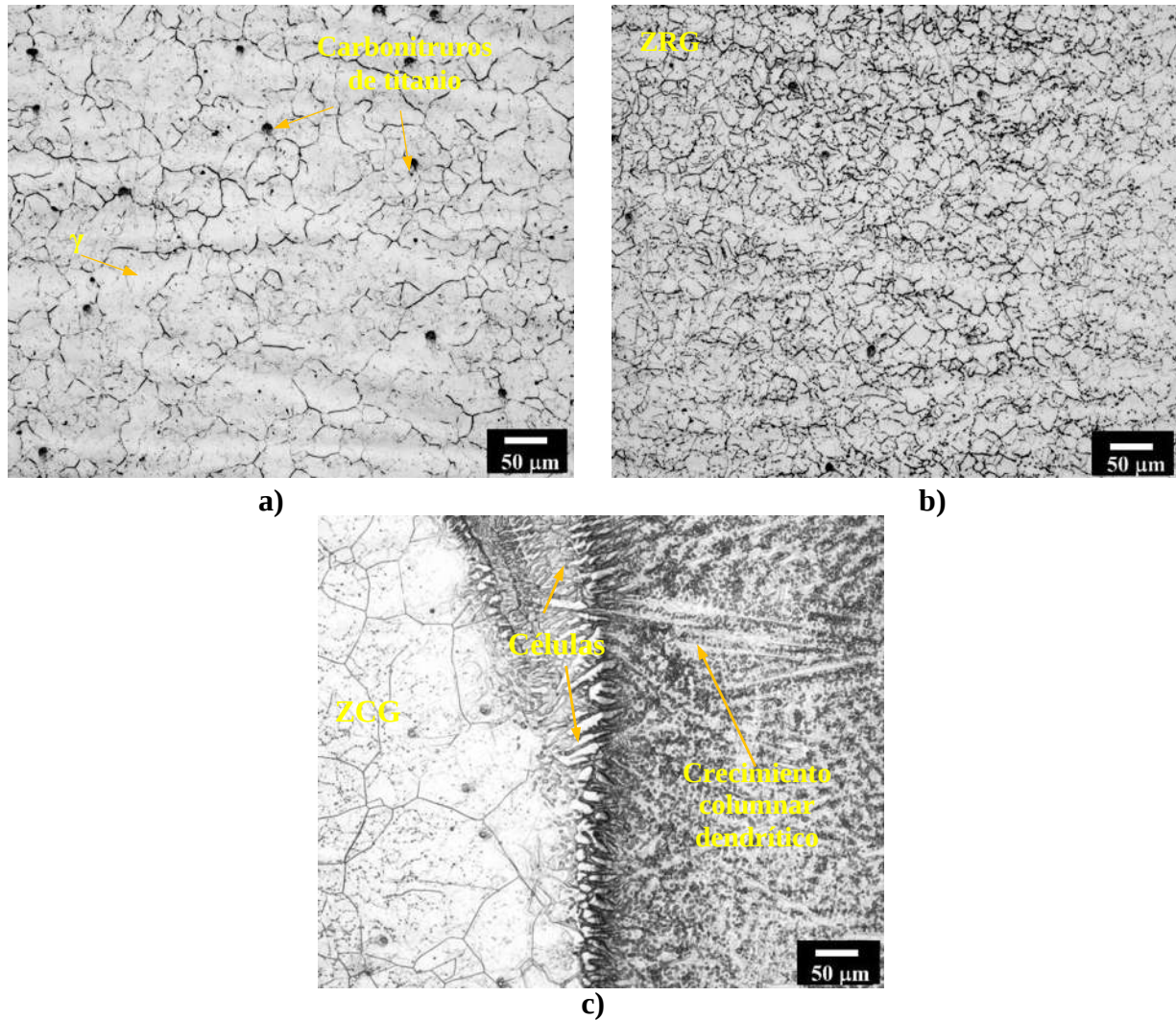


Figura 4.18 Micrografías obtenidas por MO; **a)** microestructura austenítica del metal base (MB) Incoloy 825 y carbonitruros de titanio, **b)** zona de refinamiento de grano (ZRG), ZAT de Incoloy 825, **c)** interfase zona de crecimiento de grano (ZCG) – metal de soldadura (MS) ERNiCrMo-3.

La caracterización mediante MEB de las zonas descritas anteriormente se presenta en la Figura 4.19. En la Figura 4.19 a) se presentan pequeños carburos en el metal base de la aleación de Incoloy 825 discontinuos en el límite de grano, los cuales se tratan de carburos M_7C_3 . En la Figura 4.19 b)

se observa la zona de refinamiento de grano con un deterioro en los límites de grano en comparación con el metal base y la zona de crecimiento de grano, además se observan partículas enumeradas del 1-6. En la Tabla 4.5 se lista la composición química de éstas, las cuales son ricas en titanio, nitrógeno y carbono con cantidades de elementos de aleación de la matriz. No fue posible analizar los carburos en el límite de grano debido al deterioro. Finalmente, en la zona de crecimiento de grano se observó únicamente nitruros de titanio, Figura 4.19 c), que no se disolvieron aún y cuando esta zona está expuesta a temperaturas superiores a 1000°C.

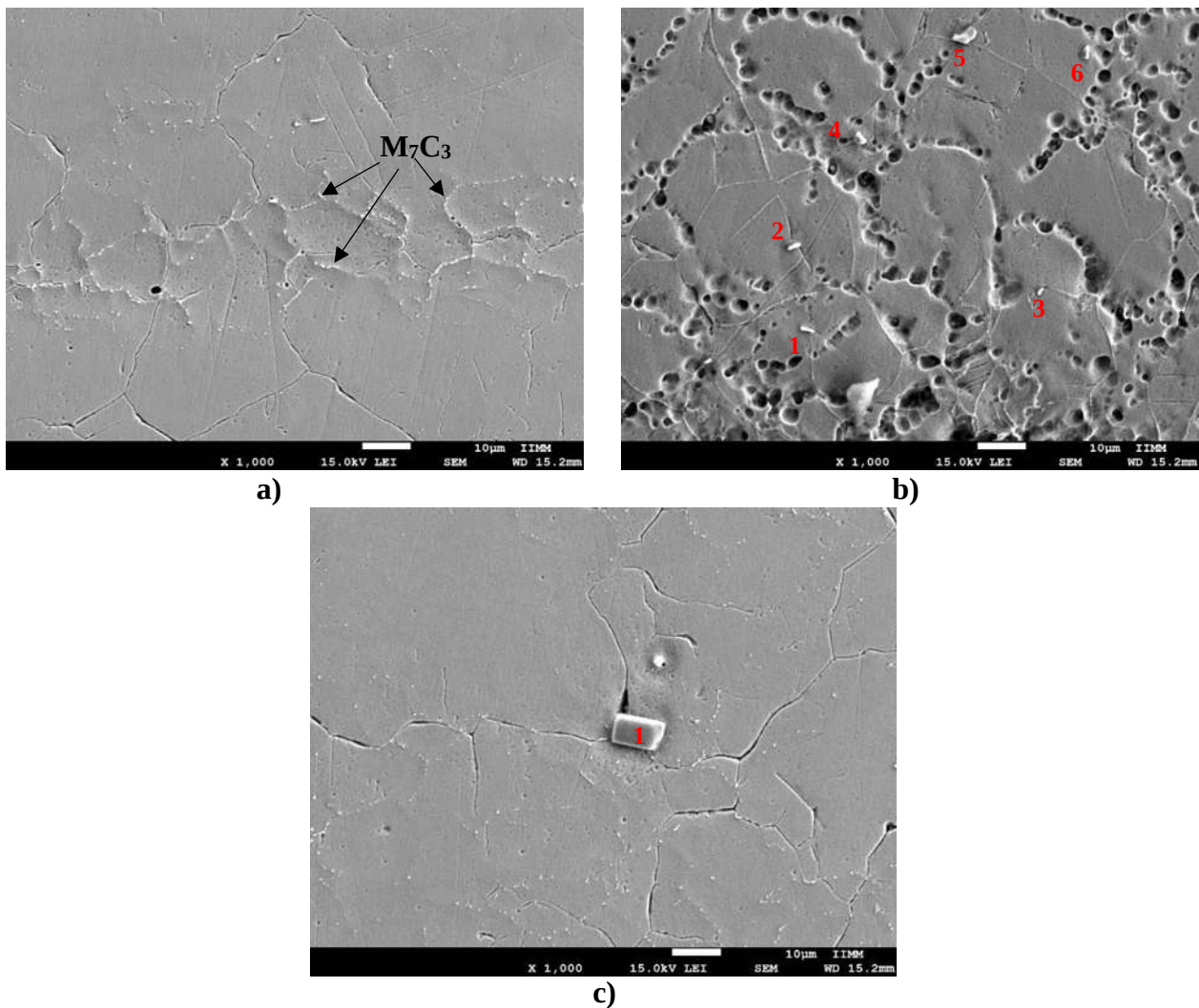


Figura 4.19 a) Carburos M_7C_3 en metal base Incoloy 825, b) partículas en zona de refinamiento de grano y c) nitruro de titanio en zona de crecimiento de grano.

Tabla 4.5 Composición química de partículas encontradas en la zona de refinamiento y crecimiento de grano de Incoloy 825, mostradas en la Figura 4.19 b-c) (% atómico).

	C	N	Ti	Cr	Fe	Ni	Mo
1 RG	11.90		25.44	18.12	19.93	22.40	1.29
2 RG	16.07		46.36	11.23	12.40	12.66	0.76
3 RG	9.68	9.44	17.70	18.78	19.97	23.00	1.43
4 RG	10.21	20.26	36.67	10.43	10.35	11.01	0.72
5 RG	9.69	31.99	51.95	2.17	1.75	2.20	0.25
6 RG	7.81	12.44	39.87	11.41	13.10	14.57	0.80
1 CG		38.38	60.07	0.574	0.462	0.513	

RG- Refinamiento de grano.

CR- Crecimiento de grano.

4.3.3 Segregación ERNiCrMo-3 (Inconel 625)

En aleaciones ricas en soluto, tal como el Inconel 625 es frecuente que se presente segregación (enriquecimiento de soluto) de ciertos elementos de aleación durante el proceso de solidificación. Se analizó la segregación en la zona de refinamiento de la microestructura de solidificación y en el frente de crecimiento columnar dendrítico. En la Figura 4.20 se muestra el mapeo elemental realizado en el frente de crecimiento columnar dendrítico, en el cual se puede observar segregación de Nb y Mo principalmente. Esta segregación promueve la formación de segundas fases y por lo tanto afecta las propiedades electroquímicas y mecánicas. La segregación de Nb y Mo es algo muy usual en esta aleación, ya que los mismos resultados han sido encontrados por diferentes autores [72-74] . La segregación de un elemento se puede calcular a partir del coeficiente de partición k (también llamado coeficiente de segregación) de acuerdo a la ecuación 5, el cual es directamente proporcional a la composición química del primer sólido o centro de la dendrita (C_S) en solidificar e inversamente proporcional a la composición del último líquido en solidificar, también conocido como región interdendrítica (C_L) [20].

$$k = \frac{C_S}{C_L} \quad (5)$$

Las zonas donde se realizaron los microanálisis químicos puntuales mediante EDS se indican en la Figura 4.21 y se utilizaron para determinar el coeficiente de partición, k . El análisis puntual marcado con el número 1 corresponde al centro de la dendrita, por otra parte el número 2 corresponde a la región interdendrítica, es fácil distinguir las regiones interdendríticas del núcleo.

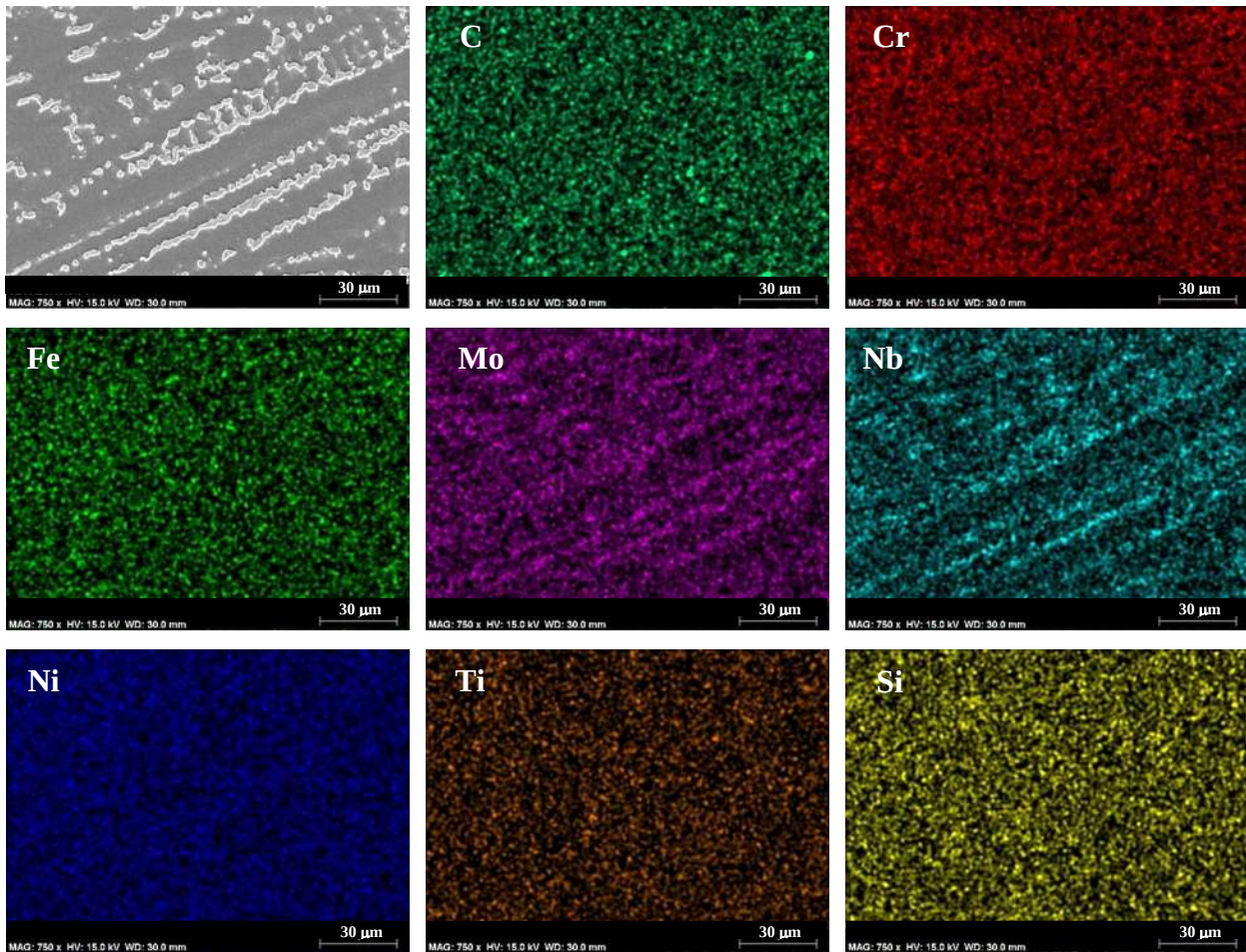


Figura 4.20 Mapeo elemental mediante EDS en el metal de soldadura ERNiCrMo-3.

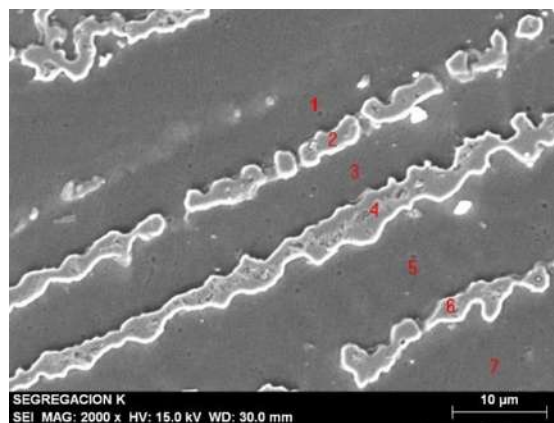


Figura 4.21 Zonas en las cuales se realizaron los microanálisis químicos puntuales para determinar coeficiente de partición k .

En el gráfico de la Figura 4.22 se presenta el porcentaje en peso de la distribución de elementos en el núcleo y en la región interdendrítica. En las regiones interdendríticas el contenido de Nb es de aproximadamente 6 % en peso, mientras que en el núcleo es de aproximadamente 2 % en peso. Por otra parte, para el Mo la diferencia entre una región y otra es entre 10 y 7 % en peso. El núcleo de la dendrita es ligeramente rico en Cr, Fe y Ni.

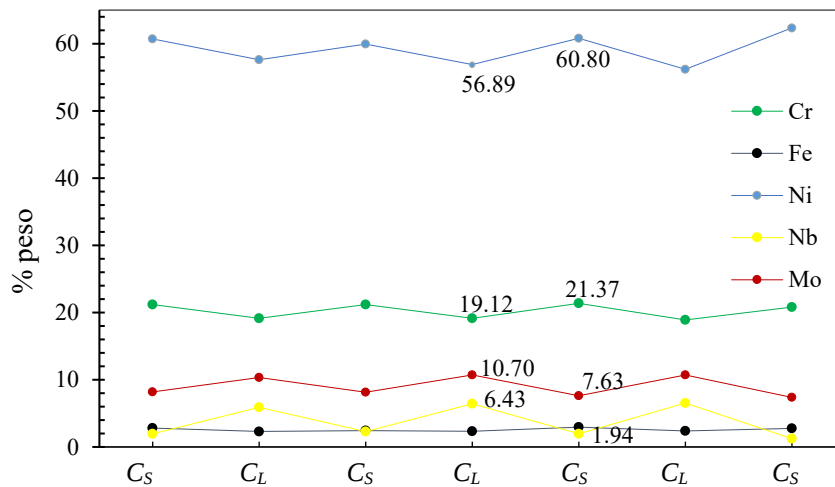


Figura 4.22 Distribución de soluto en núcleo (C_S) y región interdendrítica (C_L) durante solidificación en el MS de ERNiCrMo-3.

El cálculo del coeficiente de segregación se muestra en la Tabla 4.6, en la cual se puede observar que el coeficiente k es mucho menor para el niobio, lo que nos indica que la segregación es mayor. El Nb y Mo segregan en regiones interdendríticas.

Tabla 4.6 Coeficiente de partición de la segregación de elementos en el metal de soldadura (frente de crecimiento columnar dendrítico).

	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
k	1.12	1.16	1.06	0.33	0.76

De igual manera como se realizó el cálculo del coeficiente de partición para la segregación en la zona de crecimiento columnar dendrítico se realizó también en la zona de refinamiento del metal de soldadura. En la Figura 4.23 se presenta la distribución de soluto, la cual se aprecia más uniforme en comparación con la zona de crecimiento columnar dendrítico. Se sigue presentando enriquecimiento de niobio, pero la diferencia es menor.

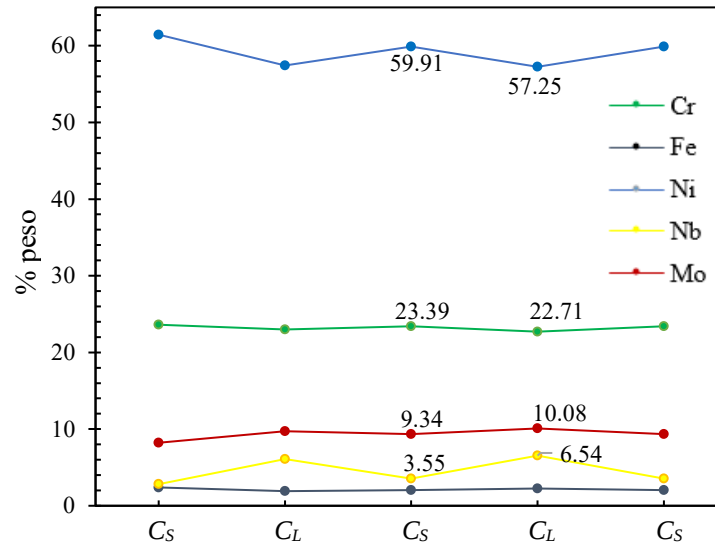


Figura 4.23 Distribución de soluto en el núcleo y región enriquecida de soluto durante la solidificación ERNiCrMo-3.

En general, el soluto está distribuido de manera más uniforme en la zona de refinamiento, ya que como se lista en la Tabla 4.7, el coeficiente de partición para el niobio principalmente aumenta de 0.33 para el crecimiento dendrítico a 0.50 para la zona de refinamiento. De igual manera el coeficiente para el molibdeno aumenta y tiende a uno. Por otro lado el coeficiente para el cromo y hierro disminuyó y se acercó de igual manera a la unidad, lo cual es lo que se pretende en una microestructura de solidificación.

Tabla 4.7 Coeficiente de partición de la segregación de elementos en el metal de soldadura (zona de refinamiento de la microestructura de solidificación).

	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
<i>k</i>	1.03	1.09	1.06	0.50	0.89

El coeficiente de partición depende, como ya se mencionó, del contenido de soluto de cada aleación, por lo tanto, a mayor elementos de aleación mayor será la segregación. De la separación entre la línea de solidus y liquidus, mientras más separación exista mayor será la segregación, ya que se tiene un rango de temperaturas para que exista enriquecimiento de soluto. En aleaciones de alta pureza y en aleaciones eutécticas prácticamente no se presenta segregación, ya que estas solidifican en un punto congruente de solidificación. Finalmente, acerca de la velocidad de

solidificación, velocidades de solidificación lentas promueven que exista mayor segregación. Coeficientes que tienden a cero nos indican que un elemento tiene alto grado de segregación en un sistema [20].

La segregación de Nb favorece la formación de segundas fases como la Laves. Si bien la composición química de estas fases no es fija, estas presentan un estequiometría A_2B , donde A puede ser (Ni, Cr, Fe)₂ y B (Nb, Mo, Si, Ti). Elementos como el Si y Nb estabilizan y promueven a la formación de estas fases [73]. Las fases Laves (L1-L4) se encontraron en el centro de regiones interdendríticas tal como se observan en la Figura 4.24. La forma de las fases L1, L2, L3 y L4 presenta una forma de barra con una longitud entre 400-600 nanómetros aproximadamente. Estas fases de Laves han sido encontradas y caracterizadas mediante microscopía electrónica de transmisión (MET) por Silva y colaboradores [74]. Las fases de Laves presentan una gran similitud tanto en tamaño como en forma, como se muestra en la Figura 4.25. Silva y colaboradores además de fases de Laves encontraron nitruros de titanio en forma de cubo, los cuales además actúan como agentes nucleantes para el crecimiento de carburos de niobio. En la Figura 4.24 también es posible apreciar partículas con morfología parecida a un cubo (P1 y P2.) muy diferentes a las Laves y además un punto donde se realizó un MQP en el primer líquido que solidificó marcado como C_s.

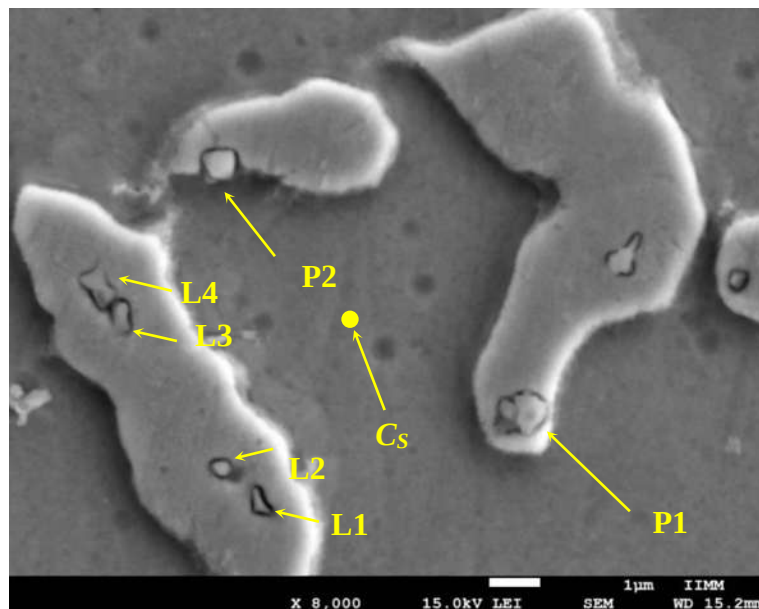


Figura 4.24 Fases Laves en la región interdendrítica del metal de soldadura ERNiCrMo-3.

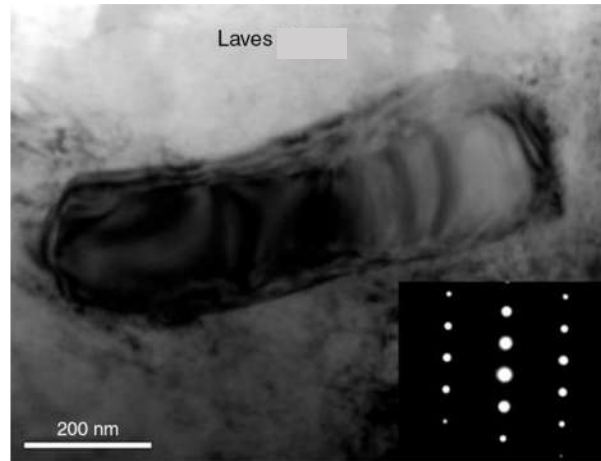


Figura 4.25 Fase de Laves en forma de barra caracterizada por Silva mediante MET con su respectivo patrón de difracción $[322]=[4156]$ [74].

La composición química en porcentaje atómico de las fases encontradas en el trabajo de investigación se presenta en la Tabla 4.8. Se observa que las fases de Laves están enriquecidas de Nb esto debido a la segregación y el titanio actúa como estabilizador de estas fases. Las fases de Laves mantienen la relación de A y B cercana a 2. Por otra parte, las partículas en forma de cubo se encuentran enriquecidas de titanio con porcentajes de Cr, Fe, Ni y Nb, esto a primera instancia en los análisis mediante MEB, y muy posiblemente sean partículas de carburos de titanio enriquecidas a sus alrededores de Nb, como fue descrito en el estudio de Silva. En la Tabla 4.8 también se muestra la diferencia de composición química de las fases identificadas en comparación con el primer líquido que solidifica (C_s).

Tabla 4.8 Composición química de fases identificadas en regiones interdendríticas en el MS ERNiCrMo-3 (% atómico).

	C	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	A	B	Relación A/B
P1	9.65	31.22	16.77	1.26	28.31	10.54	1.81	46.33	43.57	1.06
P2	9.04	27.88	14.00	1.24	20.58	22.64	3.82	35.82	54.35	0.66
L1	9.08	4.18	19.80	1.87	35.37	29.70	-	57.04	33.88	1.68
L2	11.77	1.88	17.76	1.41	35.44	25.08	6.67	54.61	33.62	1.62
L3	9.99	3.47	17.36	1.52	34.49	26.36	6.82	53.36	36.65	1.46
L4	20.29	3.45	17.36	1.40	31.37	26.12	-	50.13	29.57	1.70
C_s	8.17		25.15	2.06	57.05	2.13	5.44	84.26	7.58	11.12

Para poder apreciar de mejor manera la diferencia de composición química en la Figura 4.26 se muestra el mapeo elemental por EDS realizado en las fases. Se observa la diferencia en la composición de las dos partículas cúbicas ricas en Ti en comparación con las fases de Laves. Estas fases comparten la característica de que son ricas en Nb y se observa el empobrecimiento de Cr y Ni, además de que no existe enriquecimiento de carbono donde se localizan las fases. Finalmente, se puede apreciar un ligero enriquecimiento de carbono en los límites de las regiones interdendríticas, lo que pudo favorecer a la formación de carburo de niobio. Ninguna de las fases de Laves es estabilizada por el silicio, ya que como se observa se encuentra disperso en las distintas regiones.

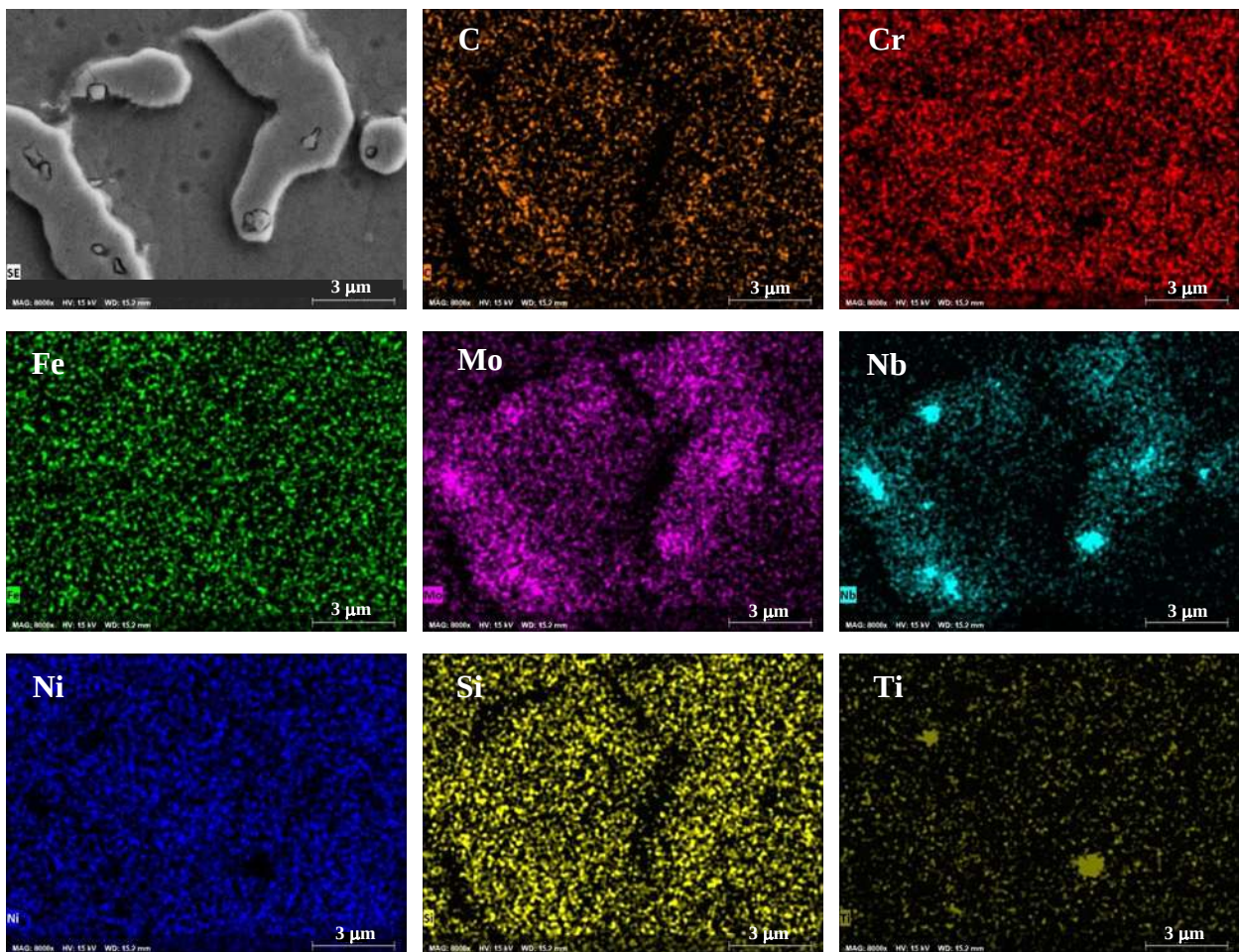


Figura 4.26 Mapeo elemental mediante EDS de fases formadas debido a la segregación.

4.3.4 Metal de soldadura ERNi1

En la macrografía de la Figura 4.27 se muestra la región (rectángulo amarillo) que fue caracterizada mediante microscopía óptica, la cual consta de una matriz austenítica, pero a diferencia del primer cordón con el electrodo ERNiCrMo-3 (con matriz austenítica), el contenido de soluto es mucho menor.

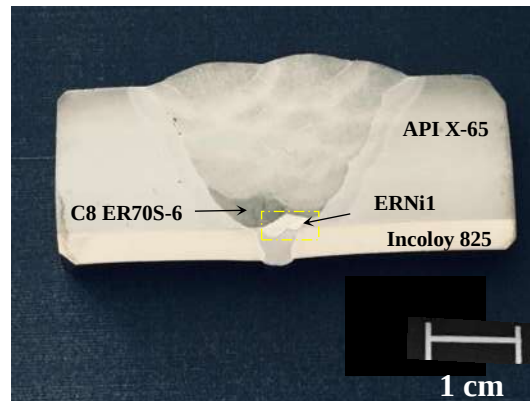


Figura 4.27 Zona de caracterización metal de soldadura ERNi1 y cordón 8.

En la Figura 4.28 se muestra la microestructura del metal de soldadura, con frente de crecimiento celular en una matriz austenítica. No se presenta frente de crecimiento dendrítico debido a que el contenido de soluto es bajo en comparación con el metal depositado con electrodo ERNiCrMo-3.

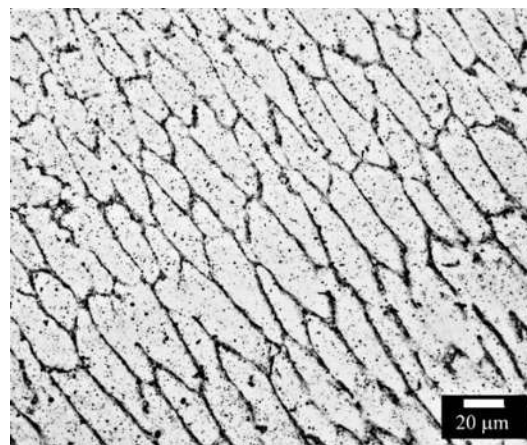


Figura 4.28 Microestructura típica en el enmantequillado.

4.3.5 Microestructura cordón 8 (Martensita)

Como ya se mencionó anteriormente, los cordones 7 y 8 de acuerdo al diagrama de Schaeffler se encuentran en una región martensítica. En la Figura 4.27 se observa la zona de análisis, la cual está

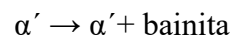
indicada con una flecha como C8 ER70S-6 y presenta un sobreataque. Lo dicho anteriormente se fundamenta además en trabajos reportados en la literatura [59, 60] donde se han obtenido microestructuras martensíticas en el metal de soldadura con el mismo calor de aporte y composición química muy similar (aceros de baja aleación).

En la Figura 4.29 a) se observa el cordón 8 el cual está delimitado por las siguientes zonas:

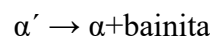
- a) Zona parcialmente revenida (ZPR)
- b) Zona de revenido (ZR)
- c) Zona de refinamiento de grano (ZRG)
- d) Zona de crecimiento de grano (ZCG)

A causa de los ciclos térmicos fue posible una serie de transformaciones de fase, las cuales se describen a continuación.

- a) En la Figura 2.29 b) se presenta la zona parcialmente revenida. En dicha zona, las temperaturas alcanzadas por los ciclos térmicos son inferiores A_{C1} , por lo que fue posible un ligero revenido de la martensita en esta región. Se pueden observar franjas de color más claro, las cuales corresponden a martensita con mayor contenido de soluto (Cr, Ni y Mo) y por lo tanto requieren de mayores tiempos y temperaturas para que ocurra el revenido. Las transformaciones de fase que se presentan son las siguientes:



- b) En la Figura 2.29 c) se ilustra la zona de revenido, la cual está constituida por bainita granular. Las temperaturas alcanzadas fueron inferiores a la temperatura A_{C1} , por lo que fue posible el revenido. Este tipo de microestructura bainítica se presenta bajo condiciones de enfriamiento continuo aunque, existen transformaciones bainíticas de manera isotérmica, este no es el caso. Una de las características importantes de las transformaciones isotérmicas es que presenta una homogeneidad de cierta fase, ya sea de bainita superior o inferior. Por otro lado, bajo enfriamiento continuo es común que se tengan una heterogeneidad de fases, como es el caso de la bainita granular. Por lo tanto, la microestructura final consta de ferrita (zonas blancas), y muy pequeñas cantidades de bainita (zona café).



- c) En la Figura 4.29 d) se observa la zona de refinamiento de grano. Las temperaturas alcanzadas son entre A_{C3} - A_{C1} . En esta región se presentan una gran serie de transformaciones.

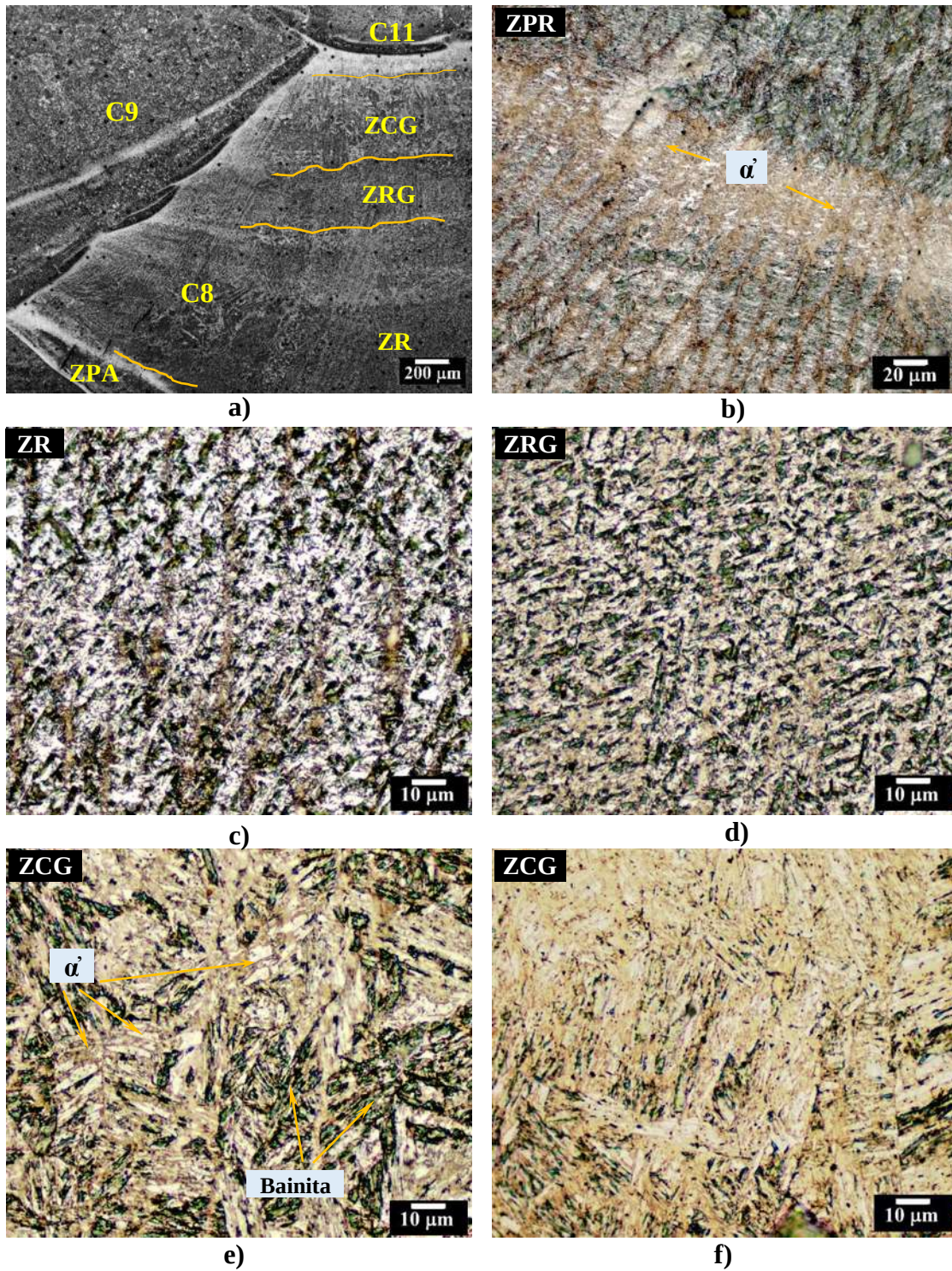
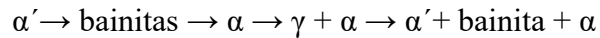
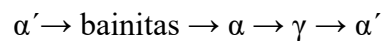


Figura 4.29 a) Micrografía obtenida por MO de las diferentes zonas del cordón 8 debido a los ciclos térmicos, b) zona parcialmente revenida, c) zona de revenido, d) zona de refinamiento de grano, e) zona de crecimiento de grano (martensita+trazas de bainita), f) zona de crecimiento de grano (martensita de listón).

Fue posible el revenido de la martensita, llegando hasta el refinamiento de grano de la ferrita, pero como fueron alcanzadas temperaturas superiores a A_{C1} , gran parte de la ferrita se transformó a austenita y posteriormente en el enfriamiento se transformó a bainita con posibles pequeñas cantidades de martensita. Por lo tanto, la zona de refinamiento de grano está constituida por una gran cantidad de bainita con ferrita.



- d) En la figura 4.29 a) se observa que la zona de crecimiento de grano a su vez está delimitada por 2 regiones. La caracterización de la zona de crecimiento de grano se observa en las Figuras 4.29 e) y f). Las transformaciones que suceden en esta región son similares a la zona de refinamiento de grano, la gran diferencia es que en la zona de crecimiento de grano las temperaturas alcanzadas son superiores a A_{C3} , por lo tanto esta región presentó una austenización completa y una vez que prosiguió el enfriamiento, la austenita transformó nuevamente a martensita.



En la figura 4.29 e) se puede apreciar una mezcla de bainita (zonas verdes) y martensita de listón (zonas cafés). En la Figura 2.29 f) se observa que la cantidad de martensita es mucho mayor en comparación con la observada en la Figura 2.29 e).

4.3.6 Acero API X-65 y cordón de soldadura con electrodo ER70S-6

La caracterización microestructural de la zona que se analiza se presenta marcada con el rectángulo amarillo en la macrografía de Figura 4.30. Como se puede observar posterior a los cordones 7 y 8 la microestructura es muy similar en las pasadas subsecuentes.

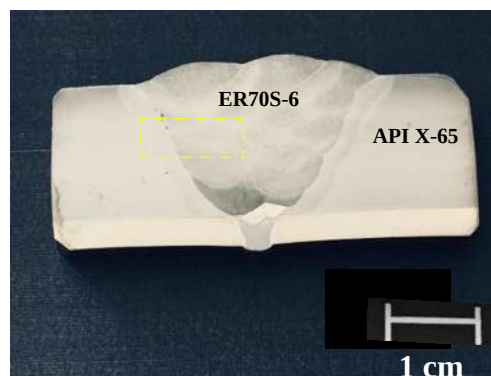


Figura 4.30 Macrografía de zona a analizar microestructuralmente.

En un acero microaleado, como es el caso del acero API X-65, es muy común que se presente una ZAT la cual se divide a su vez en una zona de crecimiento de grano y zona de refinamiento de grano [28].

En la Figura 4.31 a) se aprecia a simple vista las diferencias significativas entre cada zona. Adyacente a la línea de fusión se observa un crecimiento de grano (ZCG), seguido por una zona de refinamiento de grano (ZRG) y finalmente el metal base (MB) del acero API X-65. En la Figura 4.31 b) se aprecia el metal de soldadura con un frente de crecimiento planar, además se presenta un refinamiento de grano en el metal de soldadura debido a los ciclos térmicos de las pasadas subsiguientes.

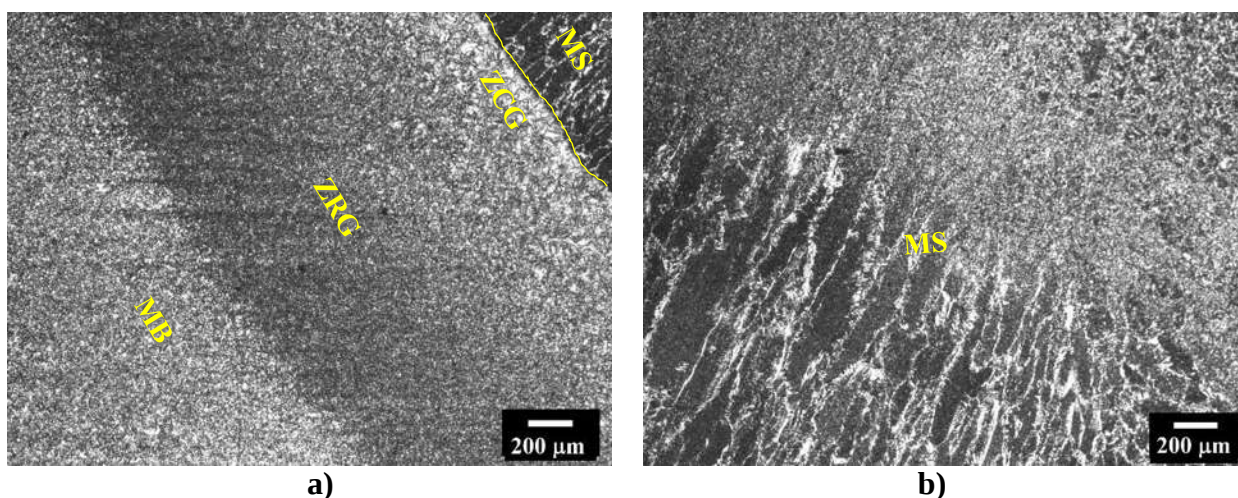


Figura 4.31 a) ZAT acero API X-65 y línea de fusión, **b)** crecimiento planar y refinamiento de grano por ciclos térmicos en metal de soldadura ER70S-6.

Al analizar más a detalle estas transformaciones se puede observar la diferencia microestructural entre el metal base y la zona de refinamiento de grano mostrada en la Figura 4.32 a). En la Figura 4.32 b) se aprecia el crecimiento de grano cercano a la línea de fusión y se puede observar ferrita acicular. Este tipo de ferrita nuclea y crece a partir de sitios de energía como lo son impurezas o en éste caso el límite de grano austenítico durante el enfriamiento. Cercano a la línea de fusión se presenta un crecimiento epitaxial con frente de crecimiento planar, esto debido al bajo contenido de soluto del electrodo ER70S-6. Finalmente, en la Figura 4.32 c) se presenta el metal de soldadura donde termina el frente de crecimiento planar y comienza la zona de refinamiento de grano debido a los ciclos térmicos, se puede observar ferrita acicular en el metal de soldadura.

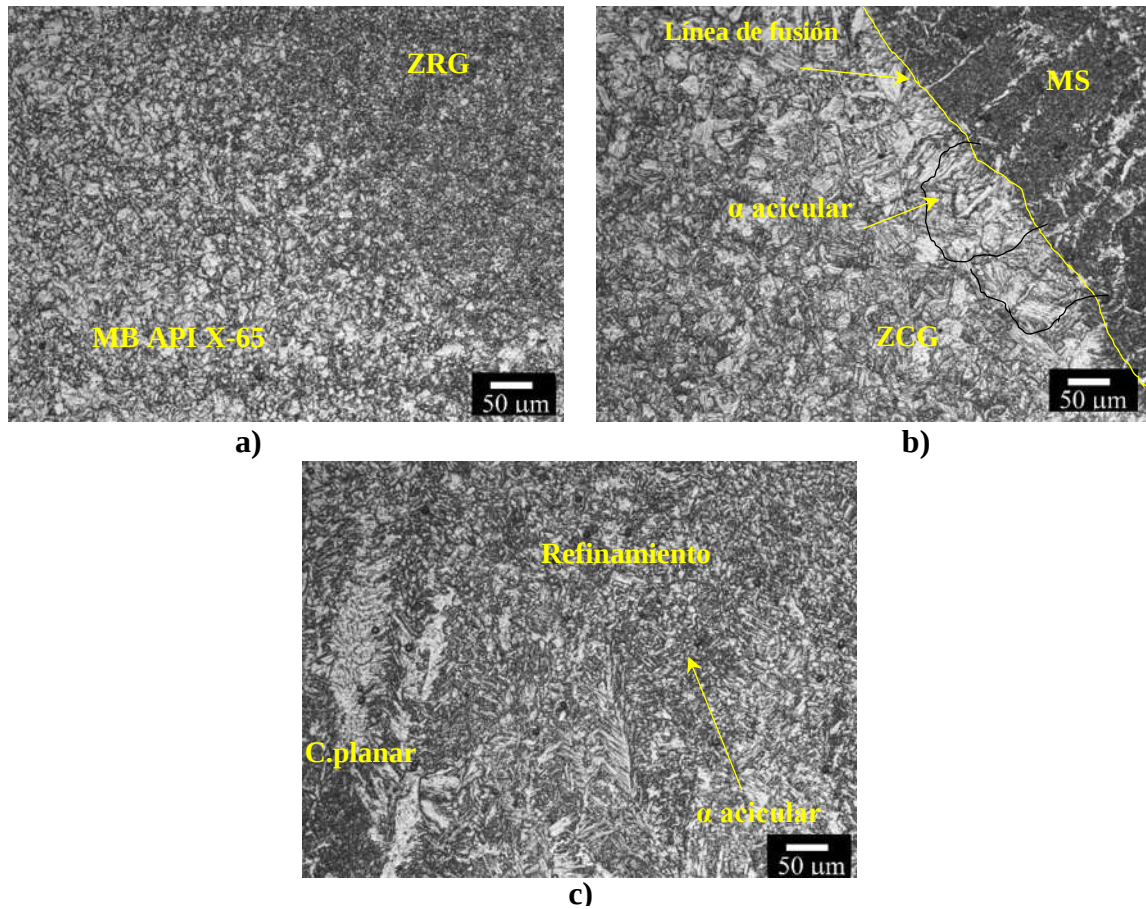


Figura 4.32 a) Interfase metal base API X-65- refinamiento de grano (ZAT), **b)** interfase crecimiento de grano (ferrita acicular)-metal de soldadura, c) crecimiento planar y refinamiento en metal de soldadura ER70S-6.

4.4 Microdureza

4.4.1 Soldadura A

Si bien no se presenta la caracterización de la soldadura A, es fácil saber la región donde se presentan microestructuras martensíticas con el perfil de microdureza. En la Figura 4.33 se presenta el perfil de microdureza el cual barrió todos los cordones de soldadura, como se muestra en la macrografía situada en el gráfico.

El primer cordón con el electrodo ERNiCrMo-3 presenta valores de microdureza entre 250-270 HV. El cordón del enmantequillado presenta microdureza entre 170-190 HV. Finalmente, en los dos cordones posteriores con el electrodo ER70S-6, la microdureza es muy elevada entre 390-415 HV, muy característico de microestructuras martensíticas, a partir de los 5.4 mm hasta los 15 mm se presenta la transformación martensítica.

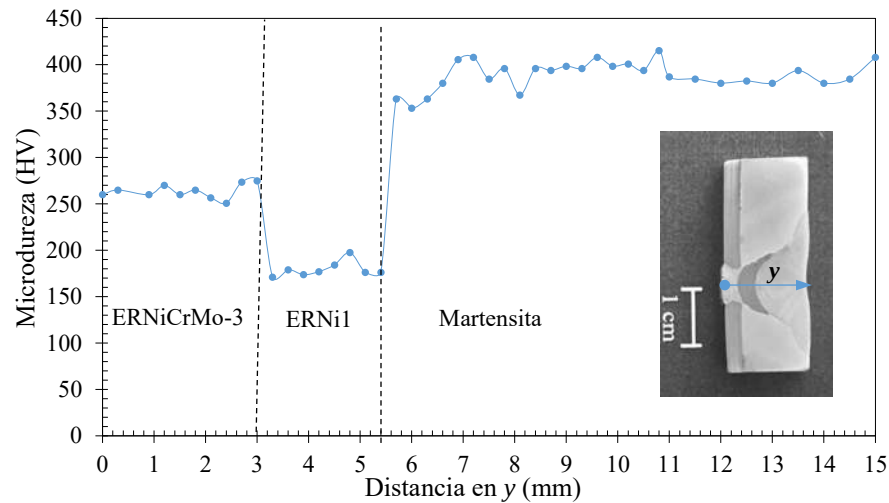


Figura 4.33 Perfil de microdureza de la soldadura A.

4.4.2 Soldadura B

En la Figura 4.34 se presenta el perfil de microdureza para la soldadura B, en el cual se aprecia un cambio muy drástico en la microdureza para el cordón del enmantequillado en comparación con la soldadura A, esto se debe a que la composición química cambia. Lo importante que se observa es que si bien se presentan valores de microdureza muy altos, característicos de la martensita, fue posible reducir el volumen, ya que únicamente se presentan en los cordones más oscuros de la macrografía.

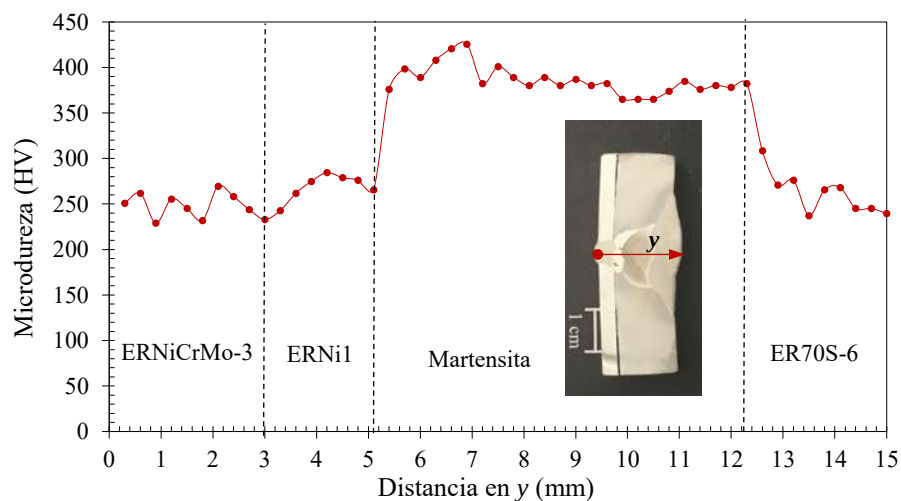


Figura 4.34 Perfil de microdureza de la soldadura B.

4.4.3 Soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825

El perfil de microdureza con los materiales de estudio se presenta en la Figura 4.35. El primer cordón con el electrodo ERNiCrMo-3 presenta valores de microdureza de 287 ± 11 HV, los valores más altos son zonas donde se presentan fases Laves o segregación. Los cordones 5 y 6 presentan una variación de microdureza de 250 ± 52 HV debido a la diferencia de composición química.

Los cordones con tonalidades más oscuras de la macrografía, como ya se presentó anteriormente, corresponden a la heterogeneidad de fases presentes en el cordón 8. La microdureza de estas fases varía entre 305 HV hasta los 386 HV. La franja de martensita en la zona afectada por el calor del cordón 8 presenta valores de microdureza entre 370-386 HV. A partir de los 6.5 mm en adelante la microdureza cae, lo cual es satisfactorio ya que los valores son de 239 ± 11 HV. Los valores de microdureza más altos corresponden a zonas del cordón donde se presenta el refinamiento de grano.

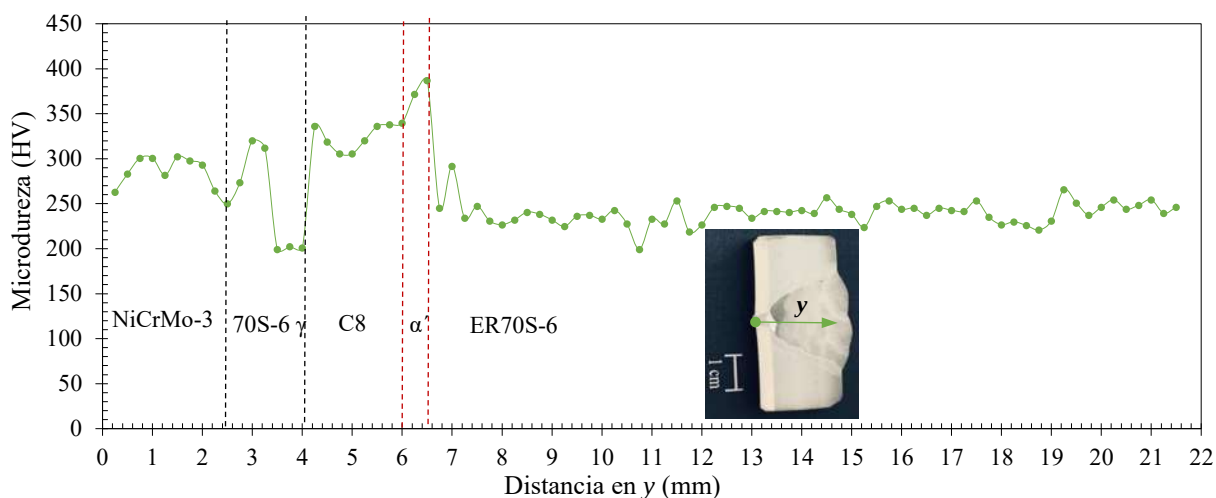


Figura 4.35 Perfil de microdureza de soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.

Para analizar de manera más detallada la heterogeneidad de fases en el cordón 8, así como la cantidad de microestructuras martensíticas, se realizó el mapa de microdureza, el cual se presenta en el siguiente apartado.



4.5 Mapa de microdureza de la soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825

En la Figura 4.36 se aprecia el mapa de microdureza así como la zona de la junta que se caracterizó. La microdureza del metal base de la aleación Incoloy 825 es de 229 ± 9 HV, en ciertas zonas se alcanzan valores mayores a 250 HV esto debido a los carburos y carbonitruros de titanio. La ZAT de la aleación Incoloy 825 no presenta cambios significativos respecto al metal base en la microdureza, esto se fundamenta con el perfil de la Figura 4.37 a una distancia en $y = 1.5$ mm.

EL valor de microdureza de la intercapa rica en níquel entre la aleación de Incoloy 825 y el acero API X-65 es de 183 ± 6 HV, la cual corresponde a la franja horizontal de color azul marino a $y = 3.5$ mm del mapa de microdureza de la Figura 4.36, en la cual se puede observar además que las valores en los cordones 5 y 6 son muy semejantes a esta.

En el cordón 8 se presentaron una serie de transformaciones descritas anteriormente debido al ciclo térmico. En la zona parcialmente revenida los valores son entre 345-420 HV, Figura 4.36, la cual corresponde a la zona adyacente a los cordones 5 y 6 y está constituida de bainita y martensita. En la región que sufrió un revenido, los valores de microdureza son entre 295-345 HV, la zona de refinamiento de grano entre 345-370 HV y finalmente la zona de crecimiento de grano alcanza valores de 370-395 HV principalmente. Nótese que en el mapa de microdureza únicamente se presentan altos valores en la zona adyacente con el cordón 11 (C11), esto se debe a que éste fue el último cordón que afectó significativamente al cordón 8, por lo que ya no se depositó otro cordón, para que esa región pudiera ser revenida, cosa que sí ocurrió en las regiones adyacentes a los cordones 9 y 10.

Finalmente, la microdureza del metal base del acero API X-65 es de 211 ± 11 HV, los valores más altos corresponden a la fase perlita mientras que los más bajos a la ferrita. En el mapa de microdureza de la Figura 4.36 en la zona izquierda adyacente al cordón 8 se puede apreciar el cambio de microdureza debido al ciclo térmico, los valores son entre 220-245 HV correspondiente a la zona de refinamiento de grano y de 245-270 HV para la zona de crecimiento de grano (ferrita acicular). En el gráfico de la Figura 4.38 se presenta un perfil de microdureza de la soldadura API X-65 a $y = 4$ mm, en el cual se observa el incremento de dureza en la ZAT del acero API X-65 respecto al metal base, debido a la ferrita acicular.

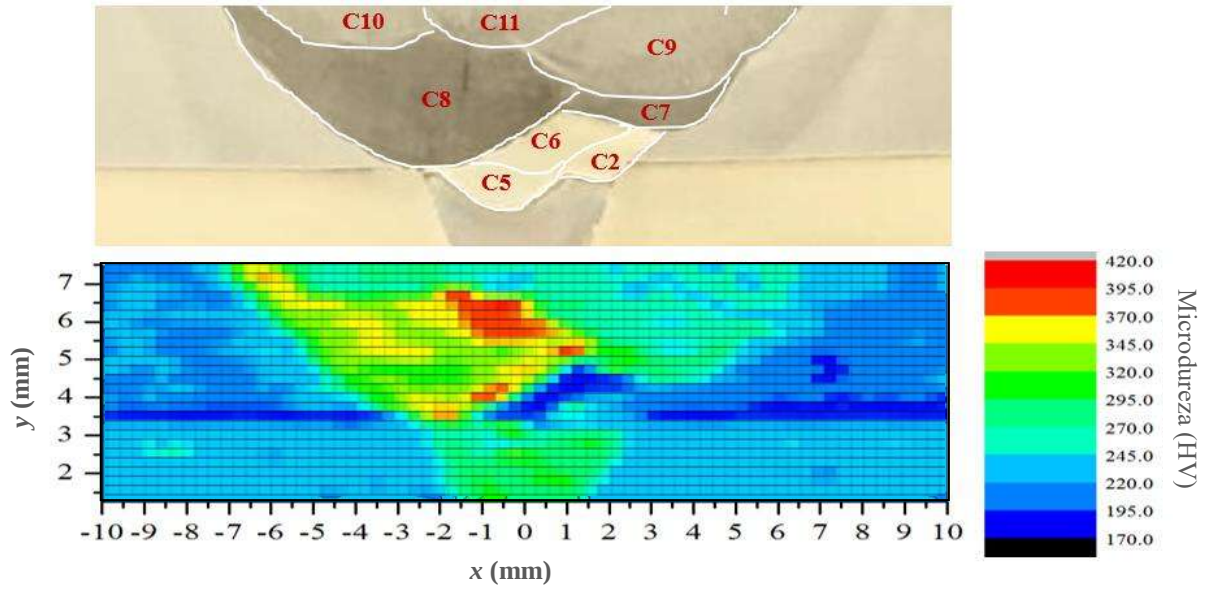


Figura 4.36 Mapa de microdureza de la soldadura de la placa de acero API X-65 revestida con Incoloy 825.

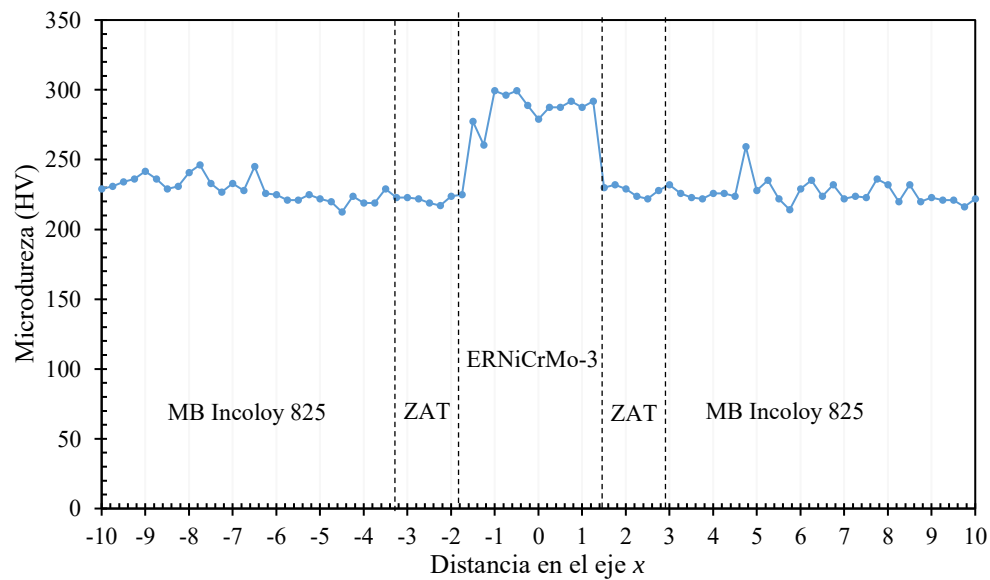


Figura 4.37 Perfil de microdureza de la soldadura Incoloy 825 a $y = 1.5$ mm.

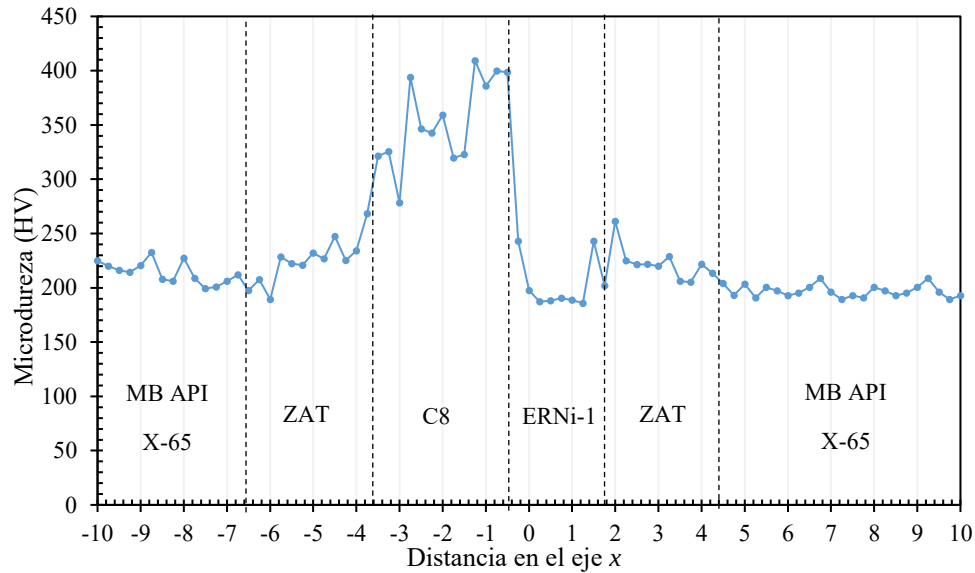


Figura 4.38 Perfil de microdureza de soldadura API X-65 a $y = 4$ mm.

4.6 Cuantificación porcentaje del volumen de martensita

El porcentaje de martensita se calculó en función de los datos obtenidos de los diagramas de Schaeffler complementado con los perfiles de microdureza. Así para la soldadura A se obtuvo que los cordones 3 y 4 presentan microestructuras martensíticas, para la soldadura B son los cordones 4 y 5 y para la placa revestida de acero API X-65 principalmente el cordón 8. Una vez sabiendo esto y en función de las variables del proceso (velocidad de alimentación, velocidad de avance de la antorcha y diámetro del electrodo), es posible determinar el volumen depositado en cada pasada, para posteriormente realizar la comparación con el volumen del total de soldadura depositado.

En la Tabla 4.9 se presentan los datos obtenidos del porcentaje en volumen de martensita en función del calor de aporte que se utilizó para el cordón con el electrodo ERNi1 y el subsecuente hasta donde se presenta la transformación martensítica con el electrodo ER70S-6.

Tabla 4.9 Relación del porcentaje de martensita en función del calor de aporte para cada prueba.

	A	B	PR API X-65
	Q (kJ/mm)	Q (kJ/mm)	Q (kJ/mm)
ERNi1	0.70	0.35	0.18
ER70S-6	3.92	0.51	0.23
% Martensita	66.75	34.55	2.43

PR- Placa revestida.

Q- Calor de aporte.

En la Figura 4.39 se observan graficados los datos anteriores, de los cuales se puede deducir que es necesario soldar con un mínimo calor de aporte en cada pasada, tanto para el electrodo ERNi1 (enmantequillado) como para el ER70S-6 (acero microaleado) para reducir significativamente el porcentaje en volumen de la microestructura martensítica. Ya que cuando se suelda con mayor calor de aporte en cada pasada, en la soldadura A se obtiene 66.75% en volumen de martensita del total del volumen depositado. En contraparte cuando se suelda con menor calor de aporte, como es el caso de la placa de acero API X-65 revestida de Incoloy 825, se obtiene únicamente 2.43 % de martensita.

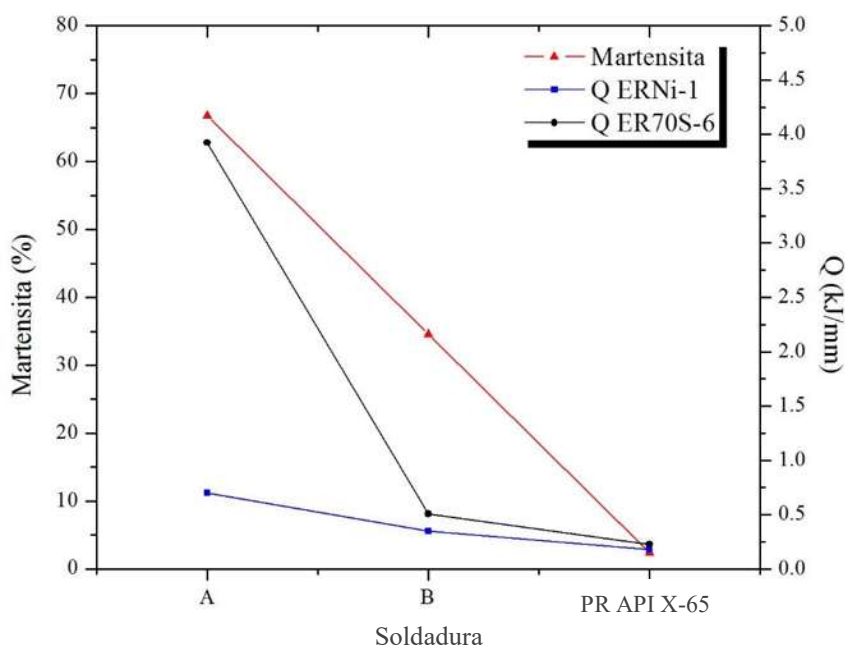


Figura 4.39 Relación porcentaje de martensita en función del calor de aporte para cada soldadura.

4.7 Corrosión

4.7.1 Polarización potenciodinámica de la soldadura y metal base de acero API X-65

En la Figura 4.40 se presentan las curvas de polarización potenciodinámica del metal base acero API X-65 (API X-65) y la soldadura del acero API X-65 (S API X-65) la cual incluye el metal base API X-65 + ZAT API X-65 + MS ER70S-6, inmerso en agua de mar sintética (AMS) y simulación del electrolito en el interior de la tubería, el cual está constituido de tiosulfato de sodio (TS). En la Figura 4.40 se puede observar en las curvas de polarización que los brazos catódicos del acero API

X-65 y la soldadura en agua de mar sintética se encuentran más desplazados a la izquierda y las pendientes de los brazos anódicos son mayores en comparación con la solución de tiosulfato.

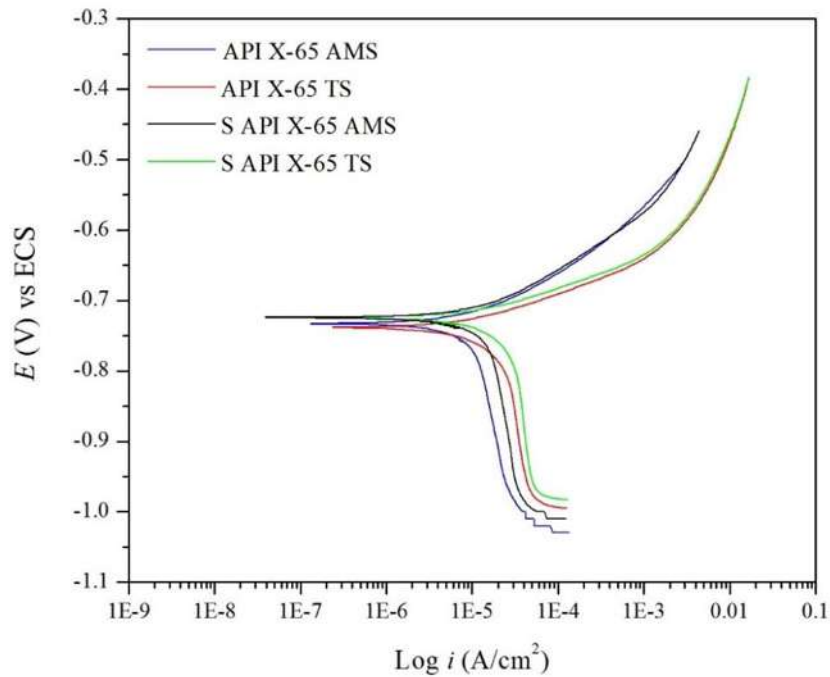


Figura 4.40 Curvas de polarización potenciodinámica del MB y soldadura de acero API X-65 inmenso en agua de mar sintética (AMS) y simulación de condiciones en el interior de la tubería con 0.1M tiosulfato (TS) + 0.5M NaCl.

A partir de los brazos anódicos se determinó la densidad de corriente de corrosión para posteriormente calcular la velocidad de corrosión (r) aplicando la ecuación 6 [41]. Al ser muy similar la densidad (7.85 g/cm^3) y peso equivalente (27.92) del acero API X-65 y del electrodo ER70S-6, el factor densidad de corriente de corrosión es vital para determinar la velocidad de corrosión, mientras mayor sea la densidad de corriente de corrosión mayor será la velocidad de corrosión (se deben de tomar en consideración la densidad y peso equivalente en sistemas de composición química muy diferente que se corroan de manera uniforme al momento de determinar la velocidad de corrosión, ya que estas variables son importantes, tal y como lo describe la ecuación 6). El peso equivalente resulta de la división del peso atómico entre el número de electrones transferidos.

$$r = 0.00327 \frac{ai}{nD} \quad (6)$$

donde a = Peso atómico



$i = I/A$, densidad de corriente ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)

n = Número equivalente de electrones transferidos.

D = Densidad (g/cm^3)

En la Tabla 4.10 se listan las variables obtenidas de las curvas de polarización potenciodinámica. Se aprecia que el valor de las pendientes de los brazos anódicos (β_a) es de 64 mV/dec para las muestras en AMS tanto para el acero API X-65 como para la soldadura, las cuales son mayores en comparación que cuando se utilizó tiosulfato (44.96 y 43.40 mV/dec). La densidad de corriente de corrosión depende de las pendientes de los brazos catódicos y anódicos, además de que la resistencia a la polarización (R_p) es inversamente proporcional a la densidad de corriente de corrosión, tal y como se muestra en la ecuación 7 [75].

$$I_{corr} = \frac{(\beta_a)(\beta_c)}{2.3(\beta_a + \beta_c)(R_p)} \quad (7)$$

Las mayores densidades de corriente de corrosión se presentan en el electrolito con iones tiosulfato y por lo tanto estas condiciones presentaron mayores velocidades de corrosión en comparación con las de agua de mar sintética. En ambos electrolitos el metal base del acero API X-65 presenta un comportamiento ligeramente mejor en comparación con la soldadura aún y cuando la composición química es muy parecida, esto se atribuye a la microestructura de solidificación del electrodo ER70S-6 y a la zona de refinamiento de grano de la ZAT, ya que una microestructura fuera del equilibrio presenta menor resistencia a la corrosión en comparación con una microestructura que se acerca al equilibrio (granos equiaxiales ferríticos). La microestructura martensítica se corroe más que cuando esta es revenida (tiende al equilibrio) [76], y mientras mayor porcentaje de fase mayor será la velocidad de corrosión [77], siempre y cuando sea la misma composición química, ya que el Cr promueve a la resistencia a la corrosión. La resistencia a la polarización se calculó mediante la aproximación de Mansfeld de acuerdo a la ecuación 8.

$$R_p = \frac{0.026}{I_{corr}} \quad (8)$$

De la Tabla 4.10 se aprecia claramente lo siguiente: la resistencia a la polarización es inversamente proporcional a la densidad de corriente de corrosión, la resistencia a la polarización implica la resistencia de la aleación a la polarización, la resistencia del electrolito y la resistencia de la película

de los productos de corrosión. El potencial de corrosión (E_{corr}) presenta únicamente el comportamiento termodinámico. Aleaciones nobles presentarán mayores potenciales de corrosión.

Tabla 4.10 Parámetros obtenidos de las curvas de polarización potenciodinámica del metal base y soldadura del acero API X-65 inmerso en agua de mar sintética y solución de tiosulfato.

Muestra	β_a mV/dec	E_{corr} mV	I_{corr} mA/cm ²	r mm/Y	R_p Ω
API X-65 AMS	64.787	-733	0.0089	0.104	2921
S API X-65 AMS	64.261	-724	0.0103	0.120	2530
API X-65 TS	45.967	-738	0.0246	0.287	1055
S API X-65 TS	43.402	-724	0.0275	0.320	945

AMS - Agua de mar sintética.

TS - Solución 0.1M tiosulfato + 0.5M NaCl.

API X-65 - Metal base API X-65.

S API X-65 - Soldadura (Metal base API X-65 + ZAT API X-65 + MS ER70S-6).

4.7.2 Análisis de la morfología y los productos de corrosión del acero API X-65

En la Figura 4.41 a) se aprecia la herrumbre después de las pruebas de corrosión de la soldadura, no se distinguen las diferentes zonas (metal de soldadura ER70S-6, ZAT API X-65 y MB API X-65), por otra parte después de realizar un proceso de limpieza con agua destilada Figura 4.41 b) se aprecia un daño más severo en ZAT del API X-65 con una tonalidad más oscura.

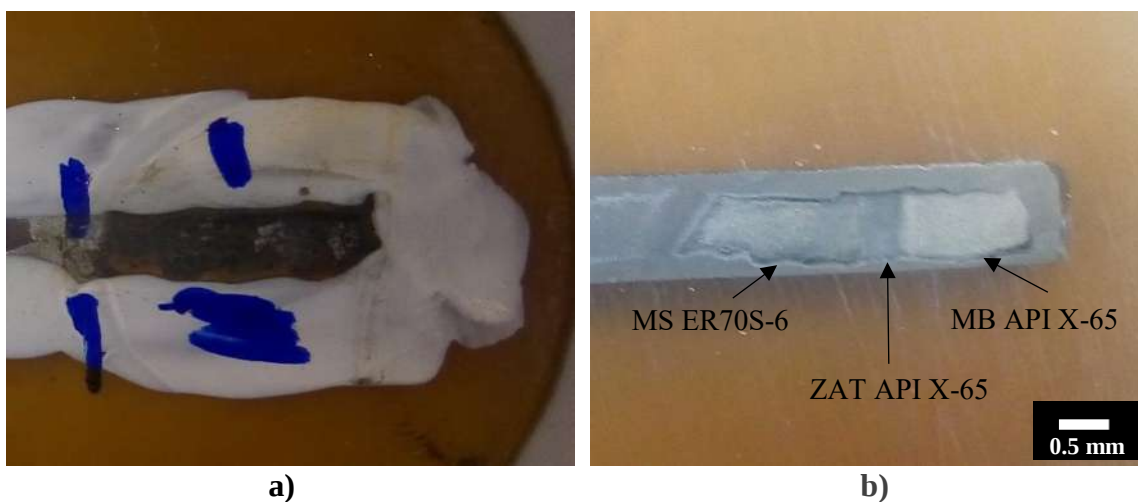


Figura 4.41 a) Macrografía productos de corrosión de la soldadura de API X-65 y b) macrografía después de limpieza con agua destilada.

Como ya se mencionó anteriormente, no es posible distinguir las diferentes zonas después de realizar las pruebas de corrosión por lo tanto únicamente se analizó mediante MEB el metal base

del acero API X-65 inmersos en los dos electrolitos debido a la similitud de composición química, lo único que cambia son las características microestructurales. En la Figura 4.42 a) se aprecia la morfología del ataque del acero API X-65 en agua de mar y en la 4.42 b) la condición con tiosulfato después de realizar las pruebas de corrosión (análisis mediante MEB sin realizar limpieza con agua destilada). En ambos casos se observa una corrosión generalizada.

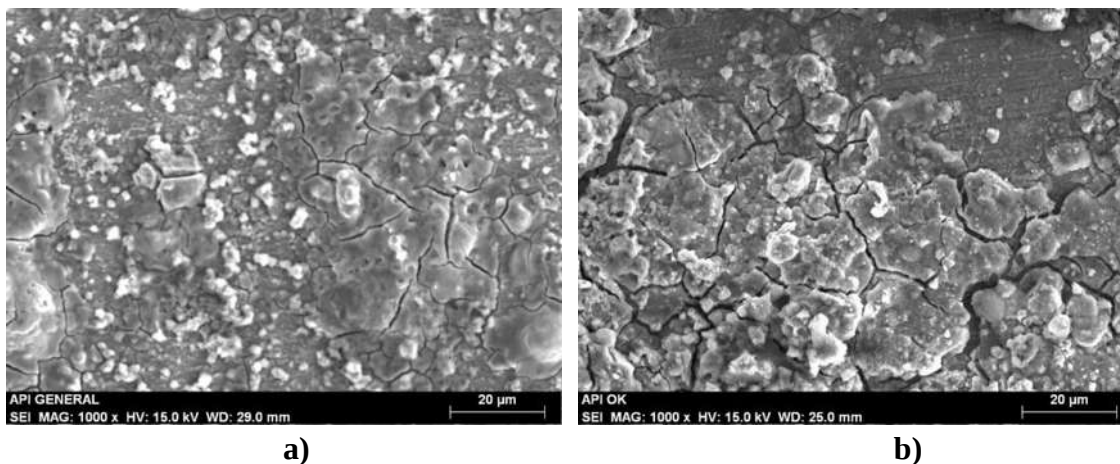


Figura 4.42 Micrografías obtenidas por MEB de la corrosión generalizada; **a)** acero API X-65 en agua de mar sintética y **b)** acero API X-65 en tiosulfato.

Los productos de corrosión en AMS consisten principalmente de óxidos de hierro con estequiometría muy semejante a la magnetita (equilibrio termodinámico del hierro) y con pequeñas cantidades de sales constituyentes del electrolito. En la Figura 4.43 a) se presenta el espectro EDS, así como el porcentaje en peso atómico. Por otra parte, en tiosulfato los productos de corrosión consisten también de óxidos de hierro, pero además se presentan cantidades de azufre Figura 4.43 b).

4.7.3 Polarización potenciodinámica de la soldadura y metal base Incoloy 825

Las curvas de polarización potenciodinámica de las aleaciones resistentes a la corrosión se presentan en la Figura 4.44, en la cual se observa que los potenciales de picadura en AMS se dan a potenciales más nobles tanto para la soldadura como para el metal base de Incoloy 825 en comparación que cuando se utiliza el electrolito con tiosulfato. Otro aspecto importante es que posterior al potencial de picadura en ASM no se da una salida de corriente muy marcada donde se presenta la nucleación y crecimiento de las picaduras, fenómeno que sí sucede en tiosulfato. Finalmente, de las curvas de polarización se puede observar que la ventana de pasivación en tiosulfato es mucho menor que con agua de mar sintética.

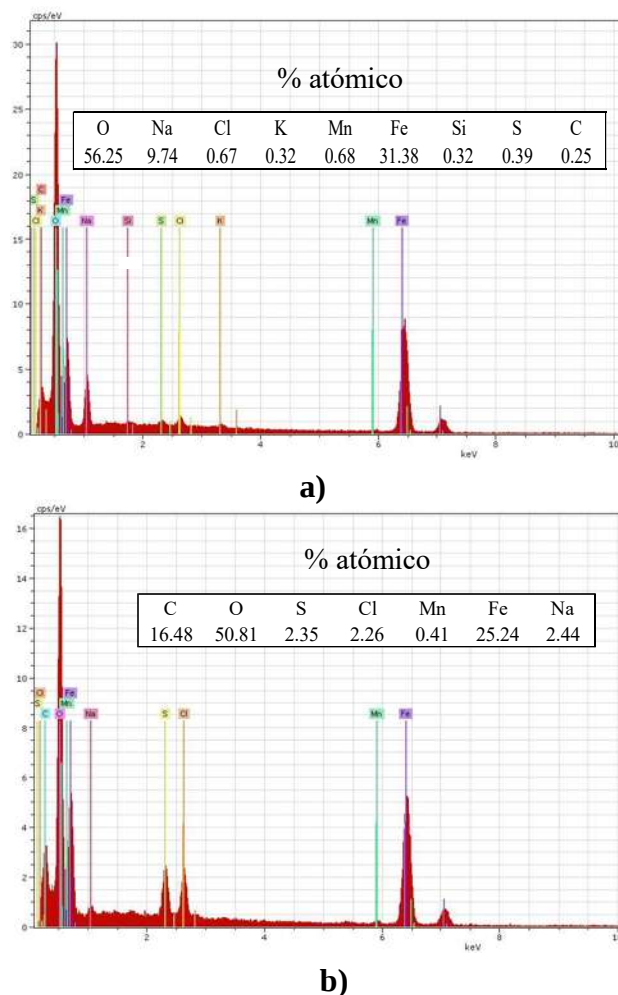


Figura 4.43 a) Espectro EDS de productos de corrosión en agua de mar sintética y **b)** espectro EDS de productos de corrosión en tiosulfato.

En la Tabla 4.11 se presentan los resultados de las curvas de polarización potenciodinámica. La diferencia absoluta del potencial de picadura y el potencial de corrosión para las pruebas en agua de mar es de 658 y 729 mV del metal base y soldadura de incoloy 825 respectivamente, por lo tanto la soldadura presenta una menor susceptibilidad a sufrir picaduras ya que el rango de pasivación es ligeramente mayor. El rango de pasivación en tiosulfato es de 507 mV para el metal base y 529 mV para la soldadura. En ambas condiciones la soldadura presenta ligeramente menor susceptibilidad a las picaduras, tanto en agua de mar sintética como en tiosulfato aún y cuando en el metal de soldadura se presenta cierto grado de segregación, esto se debe a que el electrodo ERNiCrMo-3 presenta mayor cantidad de elementos de aleación tales como Mo y Nb.

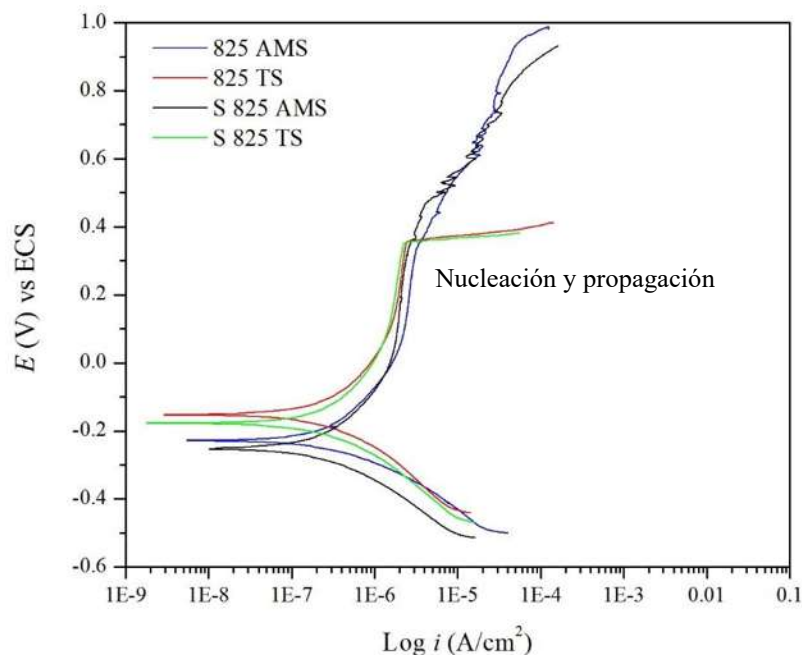


Figura 4.44 Curvas de polarización potenciodinámica del metal base y soldadura de Incoloy 825 inmersos en agua de mar sintética (AMS) y simulación de las condiciones en el interior de la tubería con 0.1M tiosulfato (TS) + 0.5M NaCl.

De las 4 condiciones que se presentan en la Tabla 4.11, la que es menos susceptible a las picaduras, es la soldadura en agua de mar sintética. En contraparte la que presenta mayor grado de susceptibilidad a las picaduras es el metal base de Incoloy 825 en tiosulfato.

Tabla 4.11 Parámetros obtenidos de curvas de polarización potenciodinámica del metal base y soldadura de Incoloy 825 inmerso en agua de mar sintética y tiosulfato.

Prueba	E_{corr} mV	E_{pit} mV	ΔE mV
825 AMS	-227	431	658
S 825 AMS	-253	476	729
825 TS	-152	355	507
S 825 TS	-177	352	529

E_{corr} – Potencial de corrosión.

E_{pit} – Potencial de picadura.

$\Delta E = E_{pit} - E_{corr}$ (valor absoluto).

AMS – Agua de mar sintética.

TS – Solución 0.1M tiosulfato + 0.5M NaCl.

825 – Metal base Incoloy 825.

S 825– Soldadura (metal base Incoloy 825 + ZAT Incoloy 825 + MS ERNiCrMo-3).

4.7.4 Análisis de daño por picaduras de la soldadura y metal base Incoloy 825

El metal base de Incoloy 825 en agua de mar se degradó preferentemente en los nitruros y carbonitruros de titanio. En la Figura 4.45 a) se observan pequeñas picaduras, muy semejantes a las que se observan en la Figura 4.45 b) en la ZAT adyacentes a la línea de fusión. Por otra parte en la Figura 4.45 c) correspondiente al metal de soldadura con el electrodo ERNiCrMo-3, la degradación es menor en comparación con el metal base, aspecto que concuerda con los resultados de las curvas de polarización.

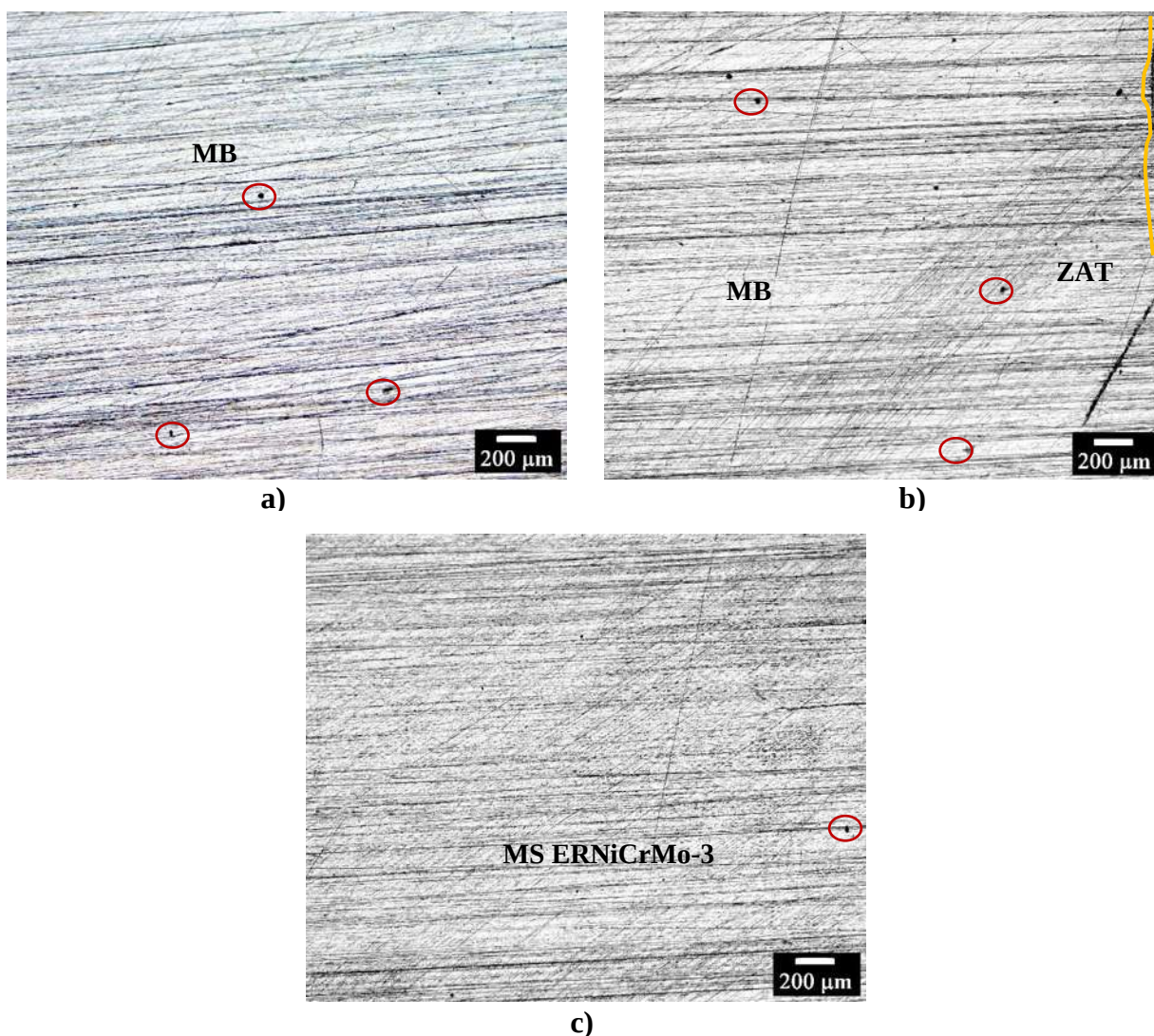


Figura 4.45 Análisis mediante MO de corrosión por picaduras en AMS; **a)** MB Incoloy 825, **b)** ZAT-MB Incoloy 825 y **c)** MS ERNiCrMo-3.

A mayores magnificaciones se puede observar la degradación de los carbonitruros de titanio, como se ilustra en la Figura 4.46 a) y b). Resultados similares fueron reportados por Eligio y colaboradores [71] en los cuales establecen que los nitruros de titanio son cátodos en la matriz austenítica, más sin embargo esto se debe de analizar más a detalle ya que en la Figura 4.46 a) y b) se observa la degradación de los carbonitruros de titanio, por lo tanto sería ánodo en la matriz austenítica. Bakkar y colaboradores [78] determinaron que conforme se incrementa la cantidad de carburos de titanio disminuye el rango de pasivación .

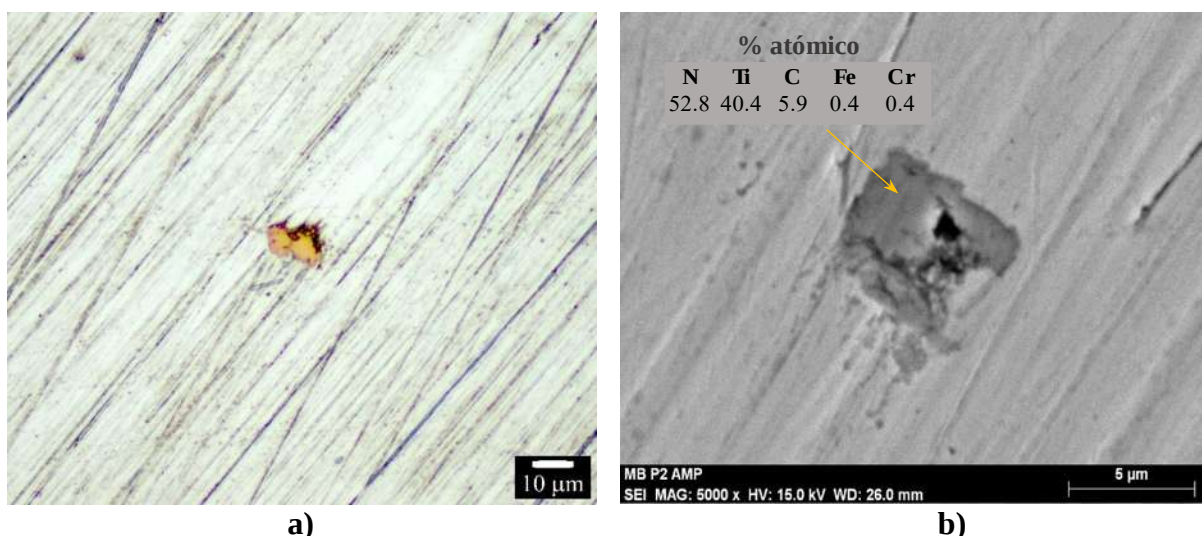


Figura 4.46 a) Micrografía obtenida por MO de la degradación de carbonitruro de titanio en la matriz de Incoloy 825 inmerso en AMS y **b)** micrografía obtenida por MEB y microanálisis químico de la degradación de carbonitruro de titanio en AMS.

Por otra parte, la mínima degradación que se presentó en el MS con el electrodo ERNiCrMo-3 se observa en el mapeo elemental realizado mediante EDS de la Figura 4.47, en la cual se observa que en el interior esta enriquecida de titanio, carbono y oxígeno y muy posiblemente se trate de la degradación de partículas ricas de titanio. Además, se observa que el daño se localiza muy cerca de la región donde se presenta la segregación de niobio y molibdeno.

Guo y colaboradores [79] realizaron soldaduras de Incoloy 825 utilizando un electrodo ERNiCrMo-3, con un calor de aporte de 1.3 kJ/mm. Determinaron que no es posible una corrosión galvánica entre la aleación de Incoloy 825 e Inconel 625. Sin embargo, sucede lo contrario con las regiones interdendríticas, ya que estas tienden a ser ánodos, debido a que el contenido de Cr y Ni es menor en esas regiones, fenómeno que pudo haberse presentado en las pruebas realizadas.

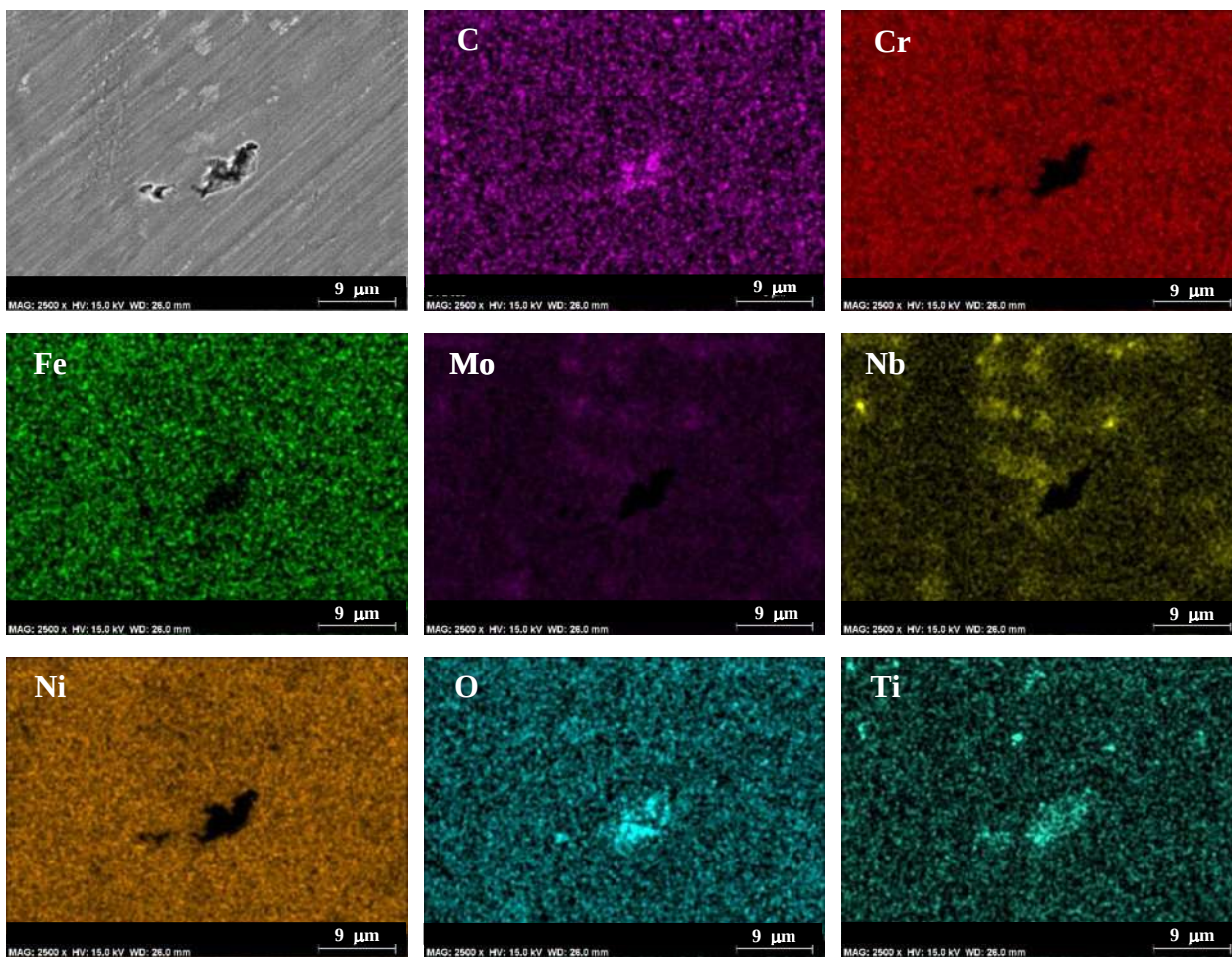


Figura 4.47 Mapeo elemental mediante EDS de la degradación del MS ERNiCrMo-3 en AMS.

Los resultados de la corrosión en tiosulfato se presentan a continuación. En la Figura 4.48 a) se muestra el daño severo por picaduras en el metal base de la aleación Incoloy 825, el cual se puede observar también en la Figura 4.48 b) adyacente a la ZAT. En la Figura 4.48 c) se alcanza a percibir diminutos puntos atacados correspondientes al metal de soldadura. Es evidente la mayor severidad de corrosión por picaduras en comparación con el AMS.

El daño por picaduras en el metal base de Incoloy 825 y MS con el electrodo ERNiCrMo-3 en tiosulfato, al igual que sucede en agua de mar sintética, se presenta en regiones donde están presentes los nitruros de titanio, con la diferencia que el daño de la corrosión por picadura es mucho más severo.

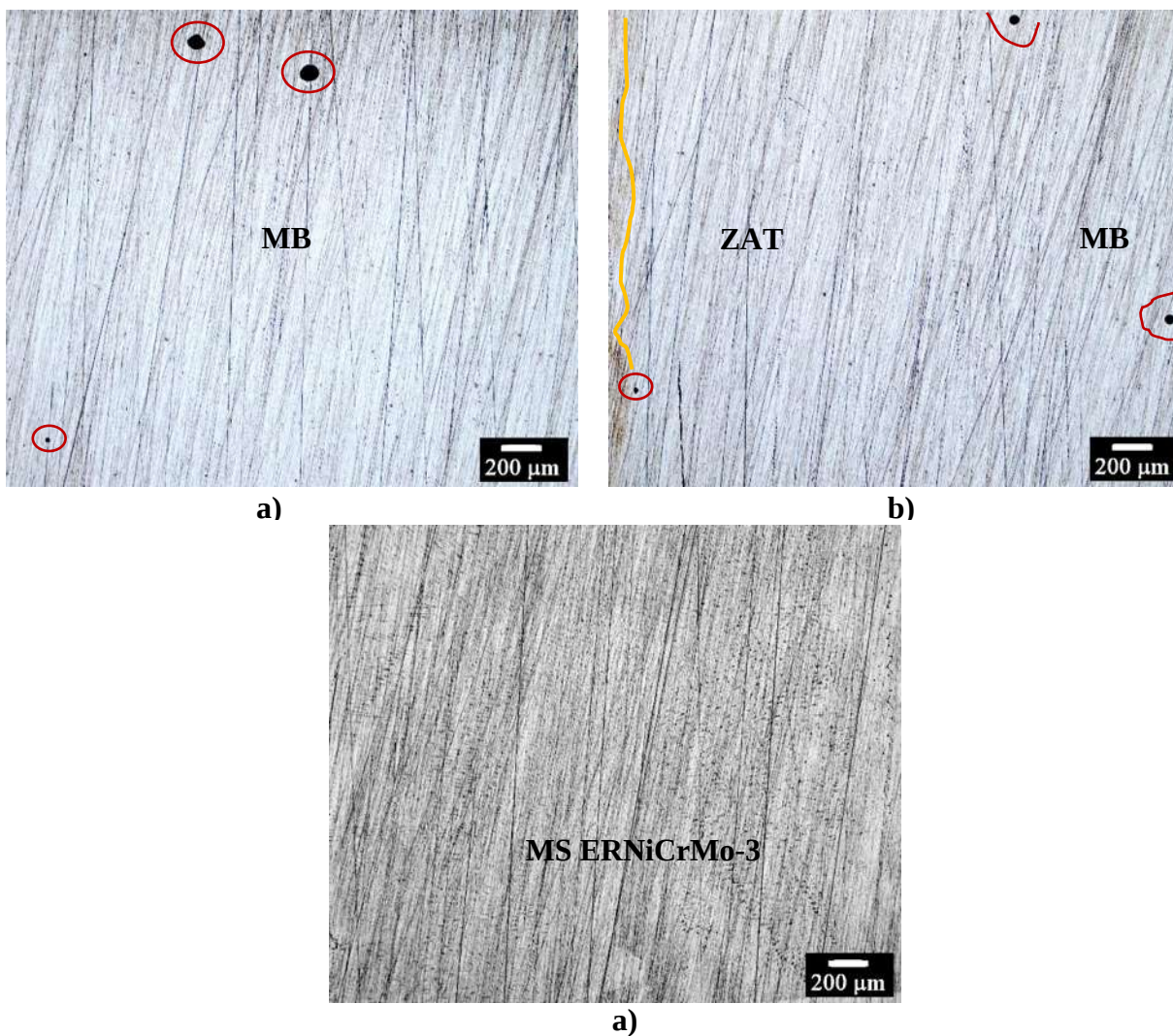


Figura 4.48 Micrografía obtenida por MO de corrosión por picaduras en tiosulfato; **a)** MB Incoloy 825, **b)** ZAT-MB Incoloy 825 y **c)** MS ERNiCrMo-3.

4.7.5 Grado de sensibilización

En la Figura 4.49 se muestran las curvas de polarización de doble ciclo para determinar el grado de sensibilización del MB de Incoloy 825 y la soldadura de Incoloy 825 (MS ERNiCrMo-3+ZAT Incoloy 825+MB Incoloy 825). De las curvas se puede observar que ambas presentan una máxima densidad de corriente anódica similar (I_a). Sin embargo, una vez que se presenta la reactivación, el metal base Incoloy 825 presenta una mayor densidad de corriente de reactivación (I_r).

Un criterio rápido y visual de determinar cual de las aleaciones se encuentra más sensibilizada es “mientras menor sea la separación entre I_a y I_r mayor será el grado de sensibilización”. En contraparte mientras más sea la separación la aleación posee menor grado de sensibilización.

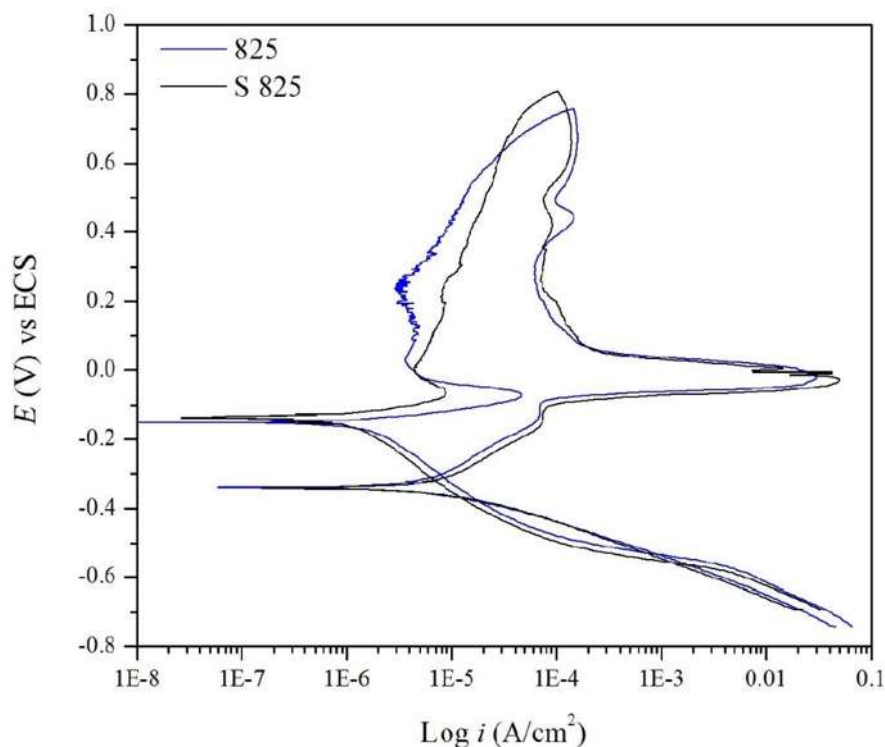


Figura 4.49 Grado de sensibilización del MB y la soldadura de Incoloy 825.

La relación para determinar el grado de sensibilización (GDS) se lista en la Tabla 4.12. El grado de sensibilización para el MB de Incoloy 825 es mayor que el de la soldadura. Sin embargo no es mayor que 0.05, criterio que determina que una aleación base níquel presenta severo grado de sensibilización (ISO 12732) [61].

Tabla 4.12 Grado de sensibilización MB Incoloy 825 y soldadura de Incoloy 825.

Prueba	I_r (mA)	I_a (mA)	GDS I_r/I_a
825	0.0478	31.4700	0.00151
S 825	0.0092	51.6400	0.00017

825 – Metal base Incoloy 825.

S 825– Soldadura (Metal base Incoloy 825 + ZAT Incoloy 825 + MS ERNiCrMo-3).

4.7.6 Análisis del daño por sensibilización

El daño por sensibilización se presenta preferentemente en el metal base de la aleación de Incoloy 825. En la macrografía de la Figura 4.50 a) se observa además que el MS con el electrodo ERNiCrM0-3 prácticamente no presenta indicios de sensibilización en comparación con el metal base. El molibdeno, niobio y titanio actúan como elementos formadores de carburos en el metal

de soldadura. Finalmente, en el metal base de incoloy 825 se presenta un ataque generalizado además de que se revelan preferentemente los carburos de cromo M_7C_3 localizados en los límites de grano, como se observa en la Figura 4.50 b).

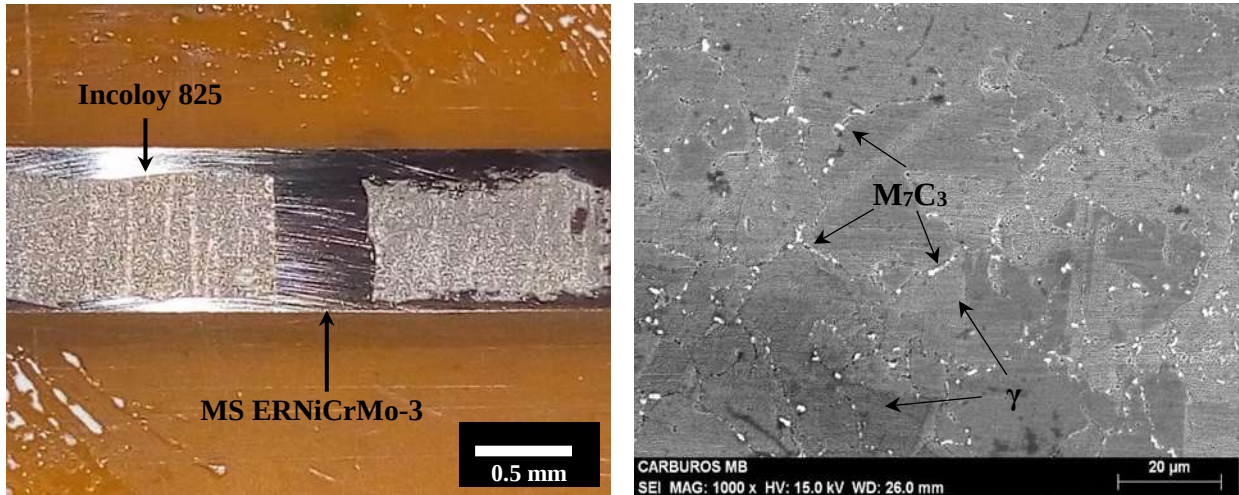


Figura 4.50 a) Macrografía de la soldadura de Incoloy 825 después del ensayo electroquímico para determinar la sensibilización, **b)** micrografía obtenida por MEB de los carburos M_7C_3 en los límites de grano, debido a la sensibilización.



CAPÍTULO V. CONCLUSIONES

Del trabajo de investigación realizado se puede concluir lo siguiente:

1. En todos los caso se evitó la transformación martensítica cuando se dejó de presentar la dilución de cromo en el electrodo ER70S-6, aún y cuando el porcentaje en masa de níquel es considerable (mayor al 2%, soldadura B).
2. Mayor calor de aporte lo cual implica velocidades de enfriamiento más lentas no ayuda a controlar la transformación martensítica, al contrario esto favorece a que se presente mayor cantidad de martensita debido a la dilución de elementos de aleación.
3. Es posible controlar la transformación martensítica reduciendo el calor de aporte para las pasadas con el enmantequillado ERNi1 a 0.18 kJ/ mm y así reducir la dilución de elementos de aleación del primer cordón ERNiCrMo-3. Además, es necesario de igual manera reducir al calor de aporte para las primeras pasadas correspondientes con el electrodo ER70S-6. La transferencia pulsada contribuyó para reducir el calor de aporte.
4. De no haber depositado el enmantequillado con el electrodo ERNi1 los cordones correspondientes a éste presentarían microestructuras martensíticas para las soldaduras A y B. Por lo que ayuda a minimizar la microestructura martensítica para diluir el Cr y Mo, manteniéndose la fase austenítica.
5. Una vez que se deja de presentar la microestructura martensítica, en la soldadura de la placa de acero API X-65 revestida de Incoloy 825, es posible soldar con mayor calor de aporte para que el proceso de soldadura sea eficiente.
6. Fue posible reducir la microestructura martensítica hasta el 2.43 % en volumen, además de que se presenta revenido de la martensita a causa de los ciclos térmicos, lo cual es en beneficio de la junta soldada.
7. Se presentó segregación en las regiones interdendríticas del metal de soldadura con el electrodo ERNiCrMo-3, la cual es mayor en el frente de crecimiento columnar dendrítico en comparación con la zona de refinamiento de la microestructura de solidificación. La segregación de Nb y Mo promueven la formación de fases Laves en las regiones interdendríticas.



8. El acero API X-65 así como el metal de soldadura con el electrodo ER70S-6 se corroen de manera generalizada en agua de mar sintética y en el electrolito con tiosulfato, presentando mayores velocidades de corrosión en éste último debido a la agresividad (pH menor).
9. La soldadura API X-65 presenta una velocidad de corrosión ligeramente mayor en comparación con el metal base en ambos electrolitos, esto atribuido a la microestructura de solidificación y a los cambios microestructurales en la ZAT.
10. La aleación Incoloy 825 y el metal de soldadura ERNiCrMo-3 sufren corrosión por picaduras, la cual se da preferentemente en nitruros o carbonitruros de titanio para el metal base y por otro lado para el metal de soldadura en regiones donde se presenta la segregación y en partículas ricas en titanio. Se observó daño por picaduras más severo del metal base en comparación con el metal de soldadura (tanto en AMS como en tiosulfato), por lo que el electrodo ERNiCrMo-3 satisface los requisitos que marca la norma en soldaduras que estarán expuestas a ambientes agresivos.
11. El grado de sensibilización para el metal base Incoloy 825 fue mayor en comparación con la soldadura (metal base Incoloy 825 + ZAT Incoloy 825 + MS ERNiCrMo-3). Esto se atribuye a los carburos M_7C_3 caracterizados en el metal base. En ambos casos el grado de sensibilización es menor a 0.05.



5.1 Recomendaciones

1. Soldar con el menor calor de aporte en las pasadas subsecuentes con el electrodo ERNiCrMo-3 y una vez que se deja de presentar la dilución de cromo soldar con mayor calor de aporte.
2. Elegir de manera correcta un electrodo resistente a la corrosión. Como se observó se dejó de presentar la microestructura martensítica cuando ya no está presente el cromo en el metal de soldadura con el electrodo ER70S-6, por lo tanto, en electrodos con altos contenidos de cromo (aceros inoxidables súper dúplex) será más difícil controlar la transformación y viceversa.
3. Probar con otros ataques u otras técnicas para poder caracterizar el tipo de carburos en la zona de refinamiento de grano de la aleación Incoloy 825.

5.2 Trabajo a futuro

1. Realizar revenidos a diferentes tiempos y temperaturas a soldaduras con las variables operativas de las soldaduras A y B y analizar la influencia en las características microestructurales.
2. Realizar ensayos mecánicos de tensión, fatiga y corrosión por fatiga con las variables operativas presentadas, en condición de soldadura y después del tratamiento térmico de revenido.
3. Analizar mediante ensayos no destructivos las características microestructurales (en especial el porcentaje de martensita), ya que en campo, durante el tendido de tuberías no es posible realizar ensayos destructivos en los cordones intermedios.
4. Comparar los tiempos del proceso de soldadura en función del calor de aporte y tratamiento térmico de revenido. (Cuando se suelda con bajo calor de aporte se requiere mayor tiempo en el proceso de soldadura y se obtiene poco porcentaje de martensita, en contra parte, alto calor de aporte implica menor tiempo en el proceso de soldadura, pero se obtiene mayor volumen de martensita, por lo cual se requiere un tratamiento térmico de revenido).



REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Liu C., Bhole S. D. *Challenges and developments in pipeline weldability and mechanical properties*. 2013.
2. Marcus P. *Corrosion Mechanisms in Theory and Practice*. En; **Surface Effects on Hydrogen Entry into Metals**. Ed. MARCEL DEKKER, INC. 53-97. 2002.
3. Allars K. *Public report of the fire and explosion at the ConocoPhillips Humber refinery* [en línea]. Disponible en: <www.hse.gov.uk/comah/conocophillips.pdf> [Consultado 20 de Septiembre 2017].
4. Doctors C. *The Flixborough explosion, UK* [en línea]. Disponible en: <<https://www.corrosion-doctors.org/ProcessIndustry/flixborough.htm>> [Consultado 20 de Septiembre 2017].
5. Doctors C. *Rupture and fire near Carlsbad New Mexico* [en línea]. Disponible en: <corrosion-doctors.org/Forms/Accidents.htm> [Consultado 20 de Septiembre 2017].
6. International N. *Sinopec gas pipeline explosion* [en línea]. Disponible en: <<https://www.nace.org/CORROSION-FAILURES-Sinopec-Gas-Pipeline-Explosion.aspx>> [Consultado 20 de Septiembre 2017].
7. Vázquez R., Hazan L., Uruchurtu J., Malo J. M., Genescá J., *Corrosión y protección de un acero API-X52 en crudo de petróleo*, in *AFINIDAD*. 2003. p. 136-143.
8. B. D. Y. P., R. A. M., Cuadrado. F., Prada. W., *Daño por desgaste por deslizamiento y corrosión entre acoples de varillas de pozo y tubería de producción*, in *Scientia*. 2007. p. 249-254.
9. Energy P. G. *Oil and gas applications: piping and nickel alloy solutions* [en línea]. Disponible en: <<http://www.pccenergy.com/assets/files/120620-pcc-og-brochure.pdf>> [Consultado 20 de Enero 2018].
10. Energy P. G. *Offshore oil and gas* [en línea]. Disponible en: <<http://www.pccenergy.com/assets/files/offshore-brochure.pdf>> [Consultado Enero 15 2018].
11. Corporation J. S. *Clad steel plate* [en línea]. Disponible en: <<https://www.jfe-steel.co.jp/en/products/plate/catalog/c1e-009.pdf>> [Consultado 24 de Octubre 2019].
12. Technology J. S. A. *About clad steel plate, Available sizes of clad* [en línea]. Disponible en: <<http://www.jinglei-china.com/en/pdu.php?id=38>> [Consultado 6 de Enero 2020].
13. Tubes R. *API PIPE LATEST PRICE LIST* [en línea]. Disponible en: <<http://www.rexaltubes.com/api51-pipe-price-apix65-latest-price/>> [Consultado 20 de Octubre 2019].
14. Aesteiron. *PRICE LIST* [en línea]. Disponible en: <<http://aesteironsteelpipes.com/steel-pipe-tube-price-united-states-of-america-usa-248.html>> [Consultado 20 de Octubre 2019].
15. Endal G., Nupen O. R., Sakuraba M., Kondo K. *Reel Installation of 15" Clad Steel Pipeline With Direct Electrical Heating and In-Line T. En: 25th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*. American Society of Mechanical Engineers. Hamburg, Germany. 287-296. 2006.
16. Heigl G., Pavlyk V., Aretov I., Mccann S. *A New Method of Producing Mechanically Lined Pipe Including Large Diameters*. En: **OTC Brasil**. Offshore Technology Conference. Rio de Janeiro, Brazil. 1-10. 2015.
17. Institute A. P., *Specification 5LC. CRA clad or lined steel pipe*. 2015.



18. Smith L. *Engineering with clad steel* [en línea]. Disponible en: <http://www.nipera.org/~Media/Files/TechnicalLiterature/10064_EngineeringWithCladSteel2ndEd.pdf> [Consultado Diciembre 25 2017].
19. Bjaaland H., Akselsen O. M., Olden V., Nyhus B., Karlsen M., Hjelen J. *Metallurgical Reactions in Welding of Clad X60/X65 Pipelines*. En: **The Twenty-fifth International Ocean and Polar Engineering Conference**. International Society of Offshore and Polar Engineers. Kona, Hawaii, USA. 61-66. 2015.
20. Flemings M. *Solidification processing*. En; **Heat flow in solidification** Clark B.I., Garthner M. Ed. Mc Graw-Hill. 1-29. 1974.
21. Marcus P. *Corrosion mechanisms in theory and practice*. En. Marcus P. Ed. Marcel Dekker. 2002.
22. Jemblie L., Bjaaland H., Nyhus B., Olden V., Akselsen O. *Fracture toughness and hydrogen embrittlement susceptibility on the interface of clad steel pipes with and without a Ni-interlayer*. **Materials Science and Engineering: A**. 685, 87-94, 2017.
23. Mesmari H., Gajam E., Zrarrog F. E. *Analysis of pitting and crevice corrosion on incoloy 825-cladded carbon steel pipeline in aerated stagnant water*. **International Journal of Advanced Technology & Engineering Research**. 5(2250-3536), 51-57, 2015.
24. Klapper H., Zadorozne N. S., Rebak R. *Localized Corrosion Characteristics of Nickel Alloys: A Review*. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**. 30, 2017.
25. Al-Fozan S. A., Malik A. U. *Effect of seawater level on corrosion behavior of different alloys*. **Desalination**. 228(1), 61-67, 2008.
26. Álvarez B. a. P. *Soldadura de placas de acero al carbono api spec 5l x60 revestidas con acero inoxidable 316l mediante el proceso GMAW, con campo magnético*. **Maestría en Ciencias Tesis**. Instituto de investigación en Metalurgia y Materiales. Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. 2018.
27. Steeluniversity. *Fabricación de productos laminados en caliente*. [en línea]. Disponible en: <<https://steeluniversity.org/lessons/230-fabrication-of-hot-rolled-products/?lang=es>> [Consultado 23 de Mayo 2019].
28. Easterling K. *Introduction to the physical metallurgy of welding*. En; **The weld metal**. Easterling K. Ed. Butterworth. 55-125. 1992.
29. Fma. *Metallurgy Matters: Carbon content, steel classifications, and alloy steels* [en línea]. Disponible en: <<https://www.thefabricator.com/article/metalsmaterials/carbon-content-steel-classifications-and-alloy-steels>> [Consultado 24 de Julio 2019].
30. Institute A. P., API SPECIFICATION 5L. *Specification for Line Pipe*. 2013.
31. Sharma S. K., 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.
32. Reed-Hill R. E. *Physical metallurgy principles*. En; **The iron-carbon sytem, The hardening of steel**. Ed. D. Van Nostrand Company. 661-747. 1973.
33. Castro J. E. H. *Estudio de la susceptibilidad a la corrosión bajo esfuerzos de uniones en tuberías de acero API 5L, X70 obtenidas por soldadura SMAW Y MMA*. **Maestría en Ciencias. Tesis**. Facultad de ingeniería mecánica y eléctrica. Universidad Autónoma de Nuevo León. 2013.
34. Montes O. F., Garcés R. S., Reyes F. a. R., Robledo P. D. C. Z., López F. H. E., Calderón F. A. *Comportamiento a la Corrosión del Acero API X70 Soldado por el Proceso de Doble Arco Sumergido Inmerso en Diferentes Medios Corrosivos*. **Soldagem & Inspeção**. 21(2), 172-184, 2016.



35. Satyendra. *Carbon steels and the iron-carbon phase diagram* [en línea]. Disponible en: <<http://ispatguru.com/carbon-steels-and-the-iron-carbon-phase-diagram/>> [Consultado 16 de Marzo 2018].
36. Eaf. *Diagrama Fe-C* [en línea]. Disponible en: <<http://ortizalvarosua12.blogspot.com/2012/12/diagrama-fe-c.html>> [Consultado 7 de Junio 2018].
37. E.Rebak R. *Rewiew Aleaciones de níquel*. **G.E. Global Ressearch** 56-76, 2013.
38. Dupont J. N., Lippold J. C., Kiser S. D. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. En; ***Alloying Additions, Phase Diagrams, and Phase Stability***. Ed. WILEY. 15-43. 2009.
39. Metals S. *Alloys literature* [en línea]. Disponible en: <<https://www.specialmetals.com/tech-center/alloys.html>> [Consultado Octubre 31 2019].
40. International A. *ASM Handbook, Alloy Phase Diagrams*. En; ***Ternary Phase Diagram***. Ed. Metals Handbook. 5-59. 1992.
41. Jones D. A. *Principles and prevention of corrosion*. En; ***Electrochemical kinetics of corrosion, Environmentally induced cracking***. Ed. CRC Press. 1996.
42. Mora A. F. *Corrosión intergranular en aceros inoxidables* [en línea]. Disponible en: <<http://www.bdigital.unal.edu.co/24399/1/21552-73698-1-PB.pdf>> [Consultado mayo 15 2018].
43. Maxwell R. *Problems on metallurgical thermodynamics and kinetics*. En; ***The first law of thermodynamics, the second law of thermodynamics entropy and free energy***. Dube R.K., Upadhyaya G.S. Ed. Pergamon Press. 1-69. 1985.
44. Moganraj D. A., P R., Ramasamy P., Subramaniam T., Prabhakar K., Padmanabham G. *Investigations on metallurgical and mechanical properties of CO 2 laser beam welded Alloy 825*. **Canadian Metallurgical Quarterly**. 56, 1-13, 2017.
45. Shaikh M. A., Iqbal M., Ahmad M., Akhtar J. I., Shoaib K. A. *Precipitation study of heat-treated Incoloy 825 by scanning electron microscopy*. **Journal of Materials Science Letters**. 11(14), 1009-1011, 1992.
46. Al-Saadi M., Sandberg F., Kasarav A., Jonsson S., Jönsson P. *Microstructure characterisation in alloy 825*. **Procedia Manufacturing**. 15, 1626-1634, 2018.
47. Stickels C. A. *Steel and its Heat Treatment, Second Edition*. **Journal of Heat Treating**. 3(4), 356-356, 1984.
48. Lopez R. O., Corrales H. A., I. H. P., *Soldabilidad en aceros inoxidables y aceros disimiles*, in *Scientia et Technica*. 2007. p. 273-278.
49. Bhadeshia H., Honeycombe R., *Steels: Microstructure and Properties*. 2011: Elsevier Science.
50. Janjusevic Z., Z G., Mihailovic M., Patarić A. *The investigation of applicability of the Hollomon-Jaffe equation on tempering the HSLA steel*. **Chemical Industry and Chemical Engineering Quarterly**. 15, 2009.
51. Wang X., Nan Y., Xie Z., Tsai Y., Yang J., Shang C. *Influence of welding pass on microstructure and toughness in the reheated zone of multi-pass weld metal of 550 MPa offshore engineering steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 702, 196-205, 2017.
52. Suma E. E. *Using Duplex Stainless Steel to Join X65 Pipe Internally Clad with Alloy 625 for Subsea Applications*. **Master of Science. Tesis**. Program in Welding Engineering. Ohio State University. 2017.
53. Frei J., Alexandrov B., Rethmeier M., *Low heat input gas metal arc welding for dissimilar metal weld overlays part I: the heat-affected zone*. Vol. 60. 2016.



54. Rathod D. W., Pandey S., Aravindan S., Singh P. K. *Diffusion Control and Metallurgical Behavior of Successive Buttering on SA508 Steel Using Ni-Fe Alloy and Inconel 182. Metallography, Microstructure, and Analysis*. 5(5), 450-460, 2016.
55. Wang S., Ding J., Ming H., Zhang Z., Wang J. *Characterization of low alloy ferritic steel-Ni base alloy dissimilar metal weld interface by SPM techniques, SEM/EDS, TEM/EDS and SVET. Materials Characterization*. 100, 50-60, 2015.
56. Mokhtabad Amrei M., Verreman Y., Bridier F., Thibault D., Bocher P. *Microstructure Characterization of Single and Multipass 13Cr4Ni Steel Welded Joints. Metallography, Microstructure, and Analysis*. 4(3), 207-218, 2015.
57. Saini N., Pandey C., Mahapatra M., Mulik R. *Characterization of P92 steel weldments in as-welded and PWHT condition. Welding Journal*. 2018.
58. Sun Y., Obasi G., Hamelin C., Vasileiou A., Flint T., Francis J., Smith M. *Characterisation and modelling of tempering during multi-pass welding. Journal of Materials Processing Technology*. 270, 118-131, 2019.
59. Błacha S., Weglowski M., Dymek S., Kopyscianski M. *Microstructural Characterization and Mechanical Properties of Electron Beam Welded Joint of High Strength Steel Grade S690QL. Archives of Metallurgy and Materials*. 61, 1193-1200, 2016.
60. Dong H., Xiaohu H., Deng D. *Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of HSLA Steel Joint. Metallography, Microstructure, and Analysis*. 3, 138-146, 2014.
61. Standard B., ISO 12732:2008. *Corrosion of metals and alloys-Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using the double loop method (based on Čihal's method)*. 2008.
62. Uruchurtu J., Meas Y., Malo J., Martinez E., Arganiz C., Pérez T., Martínez A., J.G.Chacón, J.Gaona, Almeraya F. M., González J. G., Y.Meas, F.J.Rodríguez, J.Genescá, J.Mendoza, Durán R. *Técnicas electroquímicas para el control y estudio de la corrosión. En; Técnicas electroquímicas aplicadas al estudio de la corrosión en la industria nuclear*. Longueras J.G. Ed. UNAM. 119-137. 2001.
63. Han J. W., Jung S. H., Cho H., Lee H. W. *Investigation of the Weld Properties of Inconel 625 based on Nb Content. International Journal of Electrochemical Science*. 13(3), 2829-2841, 2018.
64. Taiwade R., Shukla R., Vashishtha H., Ingle A., Dayal R. *Effect of Grain Size on Degree of Sensitization of Chrome-Manganese Stainless Steel. ISIJ International*. 53, 2206-2212, 2013.
65. Verma J., Taiwade R. *Effect of Austenitic and Austeno-Ferritic Electrodes on 2205 Duplex and 316L Austenitic Stainless Steel Dissimilar Welds. Journal of Materials Engineering and Performance*. 25, 2016.
66. Kah P., Suoranta R., Martikainen J. *Advanced gas metal arc welding processes. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 67(1), 655-674, 2013.
67. Electric L. *Precision Pulse Weld Process* [en línea]. Disponible en: <https://www.lincolnelectric.com/assets/US/EN/literature/te12008.pdf> [Consultado 4 de Octubre 2019].
68. International A., D 1141 – 98. *Standard Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water*. 2013.
69. Choudhary L., Macdonald D. D., Alfantazi A. *Role of thiosulfate in the corrosion of steels: a review. Corrosion*. 71(9), 1147-1168, 2015.

70. Kappes M. *Evaluation of thiosulfate as a substitute for hydrogen sulfide in sour corrosion fatigue studies*. 2011.
71. Eligio P. L. Caracterización electroquímica de una soldadura con interacción electromagnética de baja intensidad de un acero austenítico 321. **Maestría en Ciencias. Tesis**. Instituto de investigación en Metalurgia y Materiales. Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. 2018.
72. Cortés-Cervantes I. S., López-Morelos V. H., Miyashita Y., García-Hernández R., Ruiz-Marines A., Garcia-Renteria M. A. *Fatigue resistance of AL6XN super-austenitic stainless steel welded with electromagnetic interaction of low intensity during GMAW*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 99(9), 2849-2862, 2018.
73. Cieslak M. J., Headley T. J., Romig A. D., Kollie T. *A melting and solidification study of alloy 625*. **Metallurgical Transactions A**. 19(9), 2319-2331, 1988.
74. Silva C. C., Miranda H. C. D., Motta M. F., Farias J. P., Afonso C. R. M., Ramirez A. J. *New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay*. **Journal of Materials Research and Technology**. 2(3), 228-237, 2013.
75. Fontana M., Staehle R. W. *ADVANCES IN CORROSION SCIENCE AND TECHNOLOGY. En; The Polarization Resistance Technique for Measuring Corrosion Currents*. Ed. 6. 163. 1976.
76. Dugstad A., Hemmer H., Seiersten M. *Effect of Steel Microstructure on Corrosion Rate and Protective Iron Carbonate Film Formation*. **CORROSION**. 57(4), 369-378, 2001.
77. Guo Y.-B., Li C., Liu Y.-C., Yu L.-M., Ma Z.-Q., Liu C.-X., Li H.-J. *Effect of microstructure variation on the corrosion behavior of high-strength low-alloy steel in 3.5wt% NaCl solution*. **International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials**. 22(6), 604-612, 2015.
78. Bakkar A., Ahmed M. M., Alsaleh N. A., Seleman M. M. E.-S., Ataya S. *Microstructure, wear, and corrosion characterization of high TiC content Inconel 625 matrix composites*. **Journal of Materials Research and Technology**. 8(1), 1102-1110, 2019.
79. Guo Q., Li Y., Qian J., Yu H., Chen C. *Study of the pitting corrosion at welding joints of Inconel 625 alloy under high temperature and high H₂S/CO₂ partial pressure*. **International Journal of Electrochemical Science**. 12(10), 8929-8943, 2017.