



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO**



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

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

**EFFECTO DE LA APLICACIÓN DE CAMPO ELECTROMAGNÉTICO SOBRE
LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA UNIÓN DISÍMIL
2205/316L**

Tesis que para obtener el grado de Doctor en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

Presenta:

M.C. SAÚL LEONARDO HERNÁNDEZ TRUJILLO

Director:

DR. VICTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

Profesor Investigador Titular "B"

Departamento de soldadura

Codirector:

DR. MARCO ARTURO GARCÍA RENTERÍA

Profesor Investigador

Facultad de Metalurgia UAdeC

Morelia Michoacán, febrero 2021



Instituto de Investigación
en Metalurgia y Materiales

Of. Num. IIMM-ST-007-2021

Morelia, Mich. a 19 de Febrero de 2021

C. M. C. SAUL LEONARDO HERNANDEZ TRUJILLO

Presente

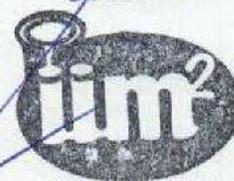
Por este medio, la dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Doctorado en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada: **“EFECTO DE LA APLICACIÓN DE CAMPO ELECTROMAGNETICO SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECANICAS DE LA UNION DISIMIL 2205/316L”**, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

05002699	DR. VICTOR HUGO LOPEZ MORELOS	(Presidente)
915228	DR. MARCO ARTURO GARCIA RENTERIA	(Co-asesor)
82008604	DR. RAFAEL GARCIA HERNANDEZ	(Vocal 1)
97003948	DR. ALBERTO RUIZ MARINES	(Vocal 2)
01000489	DR. JORGE ALEJANDRO VERDUZCO MARTINEZ	(Vocal 3)
10003991	DR. FRANCISCO FERNANDO CURIEL LOPEZ	(Suplente)

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

Atentamente

UMSNH



Instituto de Investigación
en Metalurgia y Materiales
DIRECCION

Dr. Víctor Hugo López Morelos
Director

Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

AGRADECIMIENTOS PERSONALES

A mis asesores: Dr. Víctor Hugo López Morelos y Dr. Marco Arturo García Rentería, por la oportunidad, confianza y asesoramiento para la realización de este proyecto de investigación.

A mis sinodales revisores de tesis: Dr. Rafael García Hernández, Dr. Alberto Ruiz Marín, Dr. Francisco Fernando Curiel López y Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez por su apoyo, asesoría y recomendaciones en el desarrollo de esta investigación.

A mis amigos en el IIMM: por su apoyo, amistad, compañía, asesorías y motivación para culminar mis estudios.

AGRADECIMIENTOS INSTITUCIONALES

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIM-UMSNH), a su personal académico, técnico y administrativo.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT-México) por la oportunidad de haber sido beneficiario de una beca durante mis estudios de doctorado, así como los múltiples apoyos para estancias, congresos y financiamiento para llevar a cabo mi proyecto de investigación.

CONTENIDO

CONTENIDO.....	IV
ÍNDICE DE TABLAS.....	VI
ÍNDICE DE FIGURAS	VII
LISTA DE SÍMBOLOS Y ABREVIACIONES	X
RESUMEN	1
ABSTRACT	2
Capítulo 1	3
1.1 Introducción.....	3
1.2 Justificación.....	4
1.3 Hipótesis.....	5
1.4 Objetivos.....	6
1.4.1 Objetivo general.....	6
1.4.2 Objetivos Particulares.....	6
Capítulo 2 REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	7
2.1 Clasificación de los aceros inoxidable.....	7
2.1.1 Aceros inoxidable dúplex.....	7
2.1.2 Composición química de los aceros inoxidable dúplex.....	8
2.1.3 Efecto de los elementos de aleación en los aceros inoxidable dúplex.....	9
2.1.4 Metalurgia de los aceros inoxidable dúplex.....	11
2.2 Soldadura de los aceros inoxidable.....	15
2.2.1 Diferencias entre los AIA y AID.....	15
2.2.2 Propiedades físicas.....	15
2.2.3 Selección del material.....	16
2.2.4 Soldadura de acero inoxidable dúplex con aceros disímiles.....	16
2.2.5 Metal de aporte ER2209.....	18
2.2.6 Aceros inoxidable austeníticos.....	18
2.3 Acero inoxidable 316L.....	20
2.3.1 Fases secundarias, compuestos intermetálicos.....	21
2.4 Aplicación de vibración electromagnética en soldadura.....	23
2.5 Propiedades mecánicas de la soldadura de aceros inoxidable.....	26
2.6 Resistencia a la fatiga en soldaduras disímiles 2205/316L.....	28

2.7 Resistencia a la tensión en soldaduras disímiles 2205/316L.	28
2.8 Influencia de los gases de protección en los procesos de soldadura.	29
2.8.1 Gases de protección en los aceros inoxidables.	30
2.8.2 Gases de protección en los AIA.	30
2.8.3 Gases de protección en los AID.	31
Capítulo 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL	33
3.1. Materiales: metales base y metal de soldadura.	33
3.2 Proceso de soldadura.	34
3.2.1 Dimensiones y preparación de la junta.	34
3.2.2 Las variables operativas	34
3.3 Caracterización de la unión soldada.	37
3.3.1 Difracción de rayos-X.	38
3.3.2 Caracterización microestructural.	39
3.4 Caracterización mecánica.	40
3.4.1 Ensayo de dureza.	41
3.4.2 Ensayo de tensión.	42
3.4.3 Ensayo de impacto Charpy.	43
3.4.4 Ensayo de fatiga.	44
3.4.5 Estudio de fractografía.	47
3.4.6 Porcentaje de ferrita.	47
3.5 Medición de temperatura en la ZAT.	48
3.5.1 Digitalización de señales de temperatura.	50
3.5.2 Modelado para la predicción de precipitados en los MsB.	52
Capítulo 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN	53
4.1 Caracterización macro y microestructural de los MsB y juntas soldadas.	53
4.1.1 Difracción de Rayos X de los MsB.	53
4.1.2 Caracterización microestructural del AIA 316L.	54
4.1.3 Caracterización microestructural del AID 2205.	56
4.1.4 Caracterización macro y microestructural de la soldadura.	59
4.2 Caracterización mecánica.	68
4.2.1 Microdureza en los MsB.	68
4.2.2 Microdureza en la unión soldada.	69

4.2.3. Ensayo de impacto Charpy de los MsB y análisis de las fracturas.	70
4.2.4 Ensayo de impacto Charpy de las juntas soldadas.	72
4.2.5 Resistencia a la tensión de los MsB y análisis de las fracturas.	72
4.2.6 Resistencia a la tensión de las juntas soldadas.	74
4.2.7 Ensayo de fatiga.	76
4.3 Medición de temperatura en la ZAT.	87
4.4 Ciclos térmicos y su relación con los diagramas de TTP para la predicción de precipitados.	89
5. CONCLUSIONES.	91
6. RECOMENDACIONES.	94
7. BIBLIOGRAFÍA.	95

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Composición química del acero inoxidable dúplex laminado y 316L (% en peso) [25].	9
Tabla 2.2 Propiedades físicas del AID 2205 y AIA 316L [25, 34, 42-44].	16
Tabla 2.3 Consumibles de soldadura utilizados para la soldadura de metales disímiles [25, 49].	18
Tabla 3.1 Composición química de los metales base y del electrodo (% en peso).	33
Tabla 3.2 Propiedades mecánicas de los metales base y del electrodo.	34
Tabla 3.3 Variables operativas del proceso de soldadura utilizado GMAW.	35
Tabla 3.4 Probetas seleccionadas para las diferentes pruebas a realizar de las juntas 1 y 5.	38
Tabla 3.5 Condiciones de la corrida de DRX.	39
Tabla 3.6 Límites de esfuerzos para la prueba de fatiga.	47
Tabla 4.1 Mediciones de las diferentes zonas en los perfiles transversales de las soldaduras.	61
Tabla 4.2 Relación Creq/Nieq basada en el diagrama WRC-1992 [125].	61
Tabla 4.3 Comparación del tamaño de grano.	65
Tabla 4.4 Valores de microdureza Vickers de los MsB.	68
Tabla 4.5 Valores promedio del ensayo de impacto Charpy de los materiales base.	70
Tabla 4.6 Resultados de los ensayos de impacto Charpy de las juntas soldadas.	72
Tabla 4.7 Resultados de los ensayos de resistencia a la tensión de los materiales base.	73
Tabla 4.8 Resultados de los ensayos de resistencia a la tensión de los MsB y las juntas soldadas.	75
Tabla 4.9 Resultados de la prueba de fatiga.	77
Tabla 4.10 Temperaturas máximas alcanzadas durante el proceso de soldadura en los 12 termopares.	89

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Añadiendo níquel la estructura cristalográfica cambia de bcc (poco o nada de níquel) a fcc (mínimo 6 % de níquel en la serie 300)[38].	10
Figura 2.2 Aumentando el contenido de níquel cambia la microestructura del acero inoxidable de ferrítica (izquierda) a dúplex (centro) y a austenítica (derecha)[38].	11
Figura 2.3 Diagrama de fases pseudobinario Fe-Cr-Ni con 68 % de hierro [23, 25].	11
Figura 2.4 Microestructura de una muestra de AID 2205 envejecida a 850 °C durante 40 minutos mostrando la precipitación de la fase σ (flechas) en los bordes de granos γ/δ [25].	13
Figura 2.5 Diagrama de precipitación isotérmico para el acero inoxidable dúplex EN 1.4462 (2205), recocido a 1050 °C. (Los tipos dúplex EN 1.4362 (2304) y EN 1.4410 (2507) se muestran con fines comparativos) [25].	14
Figura 2.6 Diagrama de fases ternario Fe-Ni-Cr, proyección de las superficies a) <i>Liquidus</i> , b) <i>Solidus</i> y c) a 650 °C mostrando la estabilidad de las fases [55-57].	20
Figura 2.7 Diagrama Temperatura, Tiempo, Precipitación (TTP) para el acero inoxidable 316. Fases secundarias chi, sigma y Laves [34].	22
Figura 2.8 Diagrama Tiempo, Temperatura, Precipitación (TTP) del AIA 316L [69].	23
Figura 2.9 Representación esquemática de la influencia de un campo magnético axial sobre el arco y la piletta líquida de soldadura. <i>J</i> - densidad de corriente; <i>B</i> - inducción magnética; <i>F_a</i> - fuerza que actúa sobre el arco; <i>F_p</i> - Fuerza que actúa sobre la piletta líquida de soldadura [71].	24
Figura 3.1 Preparación en simple V de las juntas a soldar, dimensiones en mm.	34
Figura 3.2 Arreglo experimental del proceso de soldadura de las juntas, a) dibujo de la vista superior indicando las dimensiones en cm de la bobina eléctrica, b) dibujo de la vista frontal donde las flechas indican la dirección de las líneas de flujo magnético [9], c) fotografía del arreglo experimental con inducción de CEME y d) fotografías del arreglo experimental sin inducción de CEME.	37
Figura 3.3 Cortes de aproximadamente 1.3 cm de ancho a través de la sección transversal de la junta 1. La flecha indica la dirección de soldadura.	38
Figura 3.4 Tres barridos con 10 impresiones de microdureza HV ₁₀₀ realizado en los metales base, dimensiones en mm.	41
Figura 3.5 Barridos de microdureza HV ₁₀₀ realizado a las soldaduras.	42
Figura 3.6 Vista superior de la probeta rectangular reducida para la prueba de tensión, dimensiones en mm.	42
Figura 3.7 Proceso de manufactura en CNC; (a) Fresadora CNC, (b-c-d) Maquinado de las probetas de tensión en sentido longitudinal y transversal a la laminación.	43
Figura 3.8 Espécimen rectangular reducido para la prueba de impacto Charpy, con muesca en la raíz de la soldadura, dimensiones en mm.	44
Figura 3.9 Probeta 7 de la junta 1 mostrando la muesca en la raíz de la soldadura.	44
Figura 3.10 Vista superior de la probeta rectangular para la prueba de fatiga, dimensiones en mm.	45

Figura 3.11 a) Proceso de maquinado con CNC utilizando líquido refrigerante, b) maquinado final obteniendo de la curvatura de las probetas de fatiga.	45
Figura 3.12 Lijado de las probetas con disco montado en fresadora manual.	46
Figura 3.13 Probetas pulidas hasta acabado superficial tipo espejo en la zona de prueba, a) vista frontal y b) vista lateral.....	46
Figura 3.14 Dibujo esquemático del área de medición del contenido de delta δ en los perfiles transversales de las soldaduras, dimensiones en mm.	48
Figura 3.15 Diferentes vistas de la ubicación de los barrenos en la junta a soldar para la colocación de termopares tipo K: a) isométrica; b) superior; c) lateral, dimensiones en mm.	49
Figura 3.16 a) Junta a soldar con los barrenos maquinados b) Colocación de los termopares tipo K para la medición de temperatura en la ZAT durante el proceso de soldadura.....	50
Figura 3.17. Diagrama de bloques y paleta de controles en LabVIEW™ para la digitalización de las señales recibidas de los termopares durante el proceso de soldadura.....	51
Figura 3.18 Panel frontal del LabVIEW™ 2018 para la adquisición de datos de temperatura durante el proceso de soldadura.	51
Figura 3.19 Programa informático JMatPro® para obtener los diagramas TTP de los MsB.	52
Figura 4.1 Patrones de DRX de; a) AID 2205 y b) AIA 316L en condición de llegada.	53
Figura 4.2 Micrografías del MB 316L mostrando granos austeníticos con respecto al sentido de laminación; (a, c) longitudinal y (b, d) transversal.	55
Figura 4.3 Micrografías del MB 316L obtenidas en el MEB en el sentido longitudinal a la laminación mostrando la δ y γ	56
Figura 4.4 Espectro y microanálisis químico (% en peso) por EDS del MB 316L en la δ y γ	56
Figura 4.5 Micrografías del MB 2205 mostrando la δ fase oscura y γ fase clara con respecto al sentido de la laminación (a) longitudinal y (b) transversal.	57
Figura 4.6 Micrografía del MB 2205 por MEB, mostrando las fases de δ y γ	57
Figura 4.7 Espectro y microanálisis químico (% en peso) por EDS del MB 2205 en la δ y γ	58
Figura 4.8 Soldadura de la junta 6 con aceptable apariencia superficial, (a, b) 3 mT y (c, d) 0 mT.	59
Figura 4.9 (a, b) Perfil transversal de la junta soldadas de acero inoxidable 2205/316L y (c, d) mapeo del contenido de δ a través de la junta soldada.	61
Figura 4.10 Características microestructurales de la soldadura en la línea de fusión; (a, b) lado del AID 2205 y	63
Figura 4.11 Micrografías mostrando la ZPF de las soldaduras del lado del 316L, a) 3 mT y b) 0 mT.	64
Figura 4.12 Detalles de la microestructura con MO y MEB de la ZF del lado del 316L. a) - b) interfaz ZF/316L, c) - d) ZPF del 316L y e) - f) ZF.....	67
Figura 4.13 Espectros EDS elementales y composiciones de la γ y δ de la ZF del lado del 316L, como lo indican las flechas en la figura 4.12f.	68
Figura 4.14 Barridos de microdureza HV ₁₀₀ en la junta; a) 3 mT y b) 0 mT.....	69
Figura 4.15 Superficies de fractura del ensayo de impacto Charpy de los MsB observadas en el MEB; (a-b) longitudinal, (c-d) transversal.....	71

Figura 4.16 Superficie de fractura de las probetas de tensión de los MsB observadas en el MEB, las flechas indican las inclusiones en a) 2205 y b) 316L	74
Figura 4.17 Espectro y microanálisis químico (% en peso) por EDS de las inclusiones encontrada en a) 2205 y b) 316L.	74
Figura 4.18 Gráfica de esfuerzo-elongación de los MsB y juntas soldadas.	76
Figura 4.19 Macrografías de las juntas soldadas después de la prueba de tensión mostrando la falla en el MB 316L, a) 3 mT y b) 0 mT.....	76
Figura 4.20 Gráfica (<i>S-N</i>) del MB 316L y las juntas soldadas 2205/316L; 3 mT y 0 mT.....	77
Figura 4.21 Perfiles transversales de probetas fatigadas, a) 95% y b) 98% de $\Delta\sigma$	78
Figura 4.22 Perfiles transversales de probetas fatigadas para (a, b) 95% y (c, d) 98% de $\Delta\sigma$	79
Figura 4.23 Vista general de la fractura de las muestras de fatiga y el sitio de inicio de la fractura; (a, b) 547MPa (95%) y (c, d) 564MPa (98%) de $\Delta\sigma$	81
Figura 4.24 Detalles de la fractura en la superficie de la muestra con $\Delta\sigma$ de 547 MPa. a) Microfisuras secundarias, b) Microhuecos y c) Espectros y composición EDS correspondientes a la inclusión indicada por la flecha en b).82	
Figura 4.25 Detalles de la fractura de la muestra con $\Delta\sigma$ de 547 MPa: (a) estrías de fatiga, (b, c) patrones de playa, (d – f) hoyuelos de forma parabólica y (e) fractura oblicua.	84
Figura 4.26 Características superficiales de la muestra fatigada sin fallar; a) Macrografía de la muestra de fatiga, b) Vista MEB de la línea de fusión en el lado del AIA 316Ly c) Detalle de la superficie en la ZATAT del 316L.86	
Figura 4.27 Características de la superficie de la línea de fusión en el lado del AIA 316L de un espécimen fatigado sin fallar, a) vista tridimensional y b) perfil de rugosidad después de la prueba de fatiga (Ra_f).	86
Figura 4.28 Perfil de rugosidad de un espécimen fatigado sin fallar antes y después de la prueba de fatiga, rugosidad superficial promedio Ra y Ra_f , respectivamente.	87
Figura 4.29 Ciclos térmicos durante el proceso de soldadura señalando los termopares más cercanos a la línea de fusión; T7 en 2205 y T1 en 316L.	88
Figura 4.30 a) Junta soldada, b) distancia a la cual quedaron ubicados los termopares T1 y T7 con respecto a la LF del cordón de soldadura.....	88
Figura 4.31 Ciclo térmico del proceso de soldadura y diagrama TTP para el AID 2205.....	90
Figura 4.32 Ciclo térmico del proceso de soldadura y diagrama TTP para el AIA 316L.	90

LISTA DE SÍMBOLOS Y ABREVIACIONES

A	Ampere
AID	Acero inoxidable dúplex
AEM	Agitación electromagnética
AI	Acero inoxidable
AIA	Acero inoxidable austenítico
AIF	Acero inoxidable ferrítico
Al	Aluminio
Ar	Argón
Al ₂ O ₃	Óxido de aluminio
ASTM	Sociedad Americana para Pruebas y Materiales
B	Densidad de flujo magnético
bcc	Estructura cúbica centrada en el cuerpo
C	Carbono
°C	Grado Celsius
CD	Corriente directa.
CD-EP	Corriente directa electrodo positivo.
CEME	Campo electromagnético externo
cm	Centímetro
CNC	Control numérico computarizado.
cps/eV	Cuentas por segundo entre electronvoltio.
Cr	Cromo
CrC	Carburo de cromo
CrN	Nitruro de cromo
DRX	Difracción de rayos-X
ES	Electrones secundarios.
fcc	Estructura cúbica centrada en las caras
Fe	Hierro
GMAW	Soldadura con gas de protección y electrodo consumible
GTAW	Soldadura con gas de protección y electrodo de tungsteno
H	Hidrógeno

h	horas
HV	Microdureza Vickers
HRB	Dureza Rockwell B
I	Corriente
IEMBI	Interacción electromagnética de baja intensidad
J	Joule
keV:	kilo electrón voltio.
L	Sentido de laminación longitudinal
Q	Aporte térmico
mm	Milímetro
min	Minutos
MB	Metal base
MBF	Material base fundido
MEB	Microscopio electrónico de barrido
Mo	Molibdeno
MO	Microscopio óptico
MPa	Megapascales
mT	Militesla
MS	Metal de soldadura
MsB	Metales base
Ni	Níquel
Nb	Niobio
NaCl	Cloruro de sodio
Na	Sodio
N	Nitrógeno
O	Oxígeno
Ra	Rugosidad promedio superficial
Raf	Rugosidad promedio superficial después de fatiga
S	Azufre
Si	Silicio
T	Temperatura
Tr	Sentido de laminación transversal

Ti	Titanio
TT	Tratamiento térmico
TTP	Tiempo, temperatura, precipitación
TTT	Tiempo, temperatura, transformación
V	Voltio
ZAT	Zona afectada térmicamente
ZATAT	Zona afectada térmicamente de alta temperatura
ZATBT	Zona afectada térmicamente de baja temperatura
ZF	Zona de fusión
ZPF	Zona Parcialmente Fundida
s	Segundos
v	Velocidad de avance
μm	Micra
η	Eficiencia del proceso de soldadura
γ	Fase austenita
δ	Fase ferrita
η	Fase Laves
σ	Fase Sigma
ε	Nitruro de Cromo (Cr ₂ N)
χ	Fase Chi

RESUMEN

Se estudió el efecto sobre la microestructura y las propiedades mecánicas con y sin la aplicación de un campo electromagnético externo (CEME) de manera axial de 3 mT durante la soldadura de placas de acero inoxidable dúplex (AID) 2205 y acero inoxidable austenítico (AIA) 316L. Placas con espesor de 6,35 mm y preparación de junta en simple V se soldaron con el proceso de soldadura de arco metálico con protección gaseosa (GMAW, por sus siglas en inglés) de una sola pasada ajustando los parámetros de soldadura para un aporte térmico de 1,2 kJ/mm. Se utilizó como metal de aporte el electrodo ER2209 de 1.2 mm de diámetro y como gas de protección una mezcla de 95% de Ar + 3% de N₂ + 2% de O₂. La dirección de las líneas del campo magnético fue paralela al electrodo, utilizando a una bobina alimentada con corriente eléctrica colocada alrededor de la junta. La caracterización microestructural de las soldaduras reveló que, con la agitación electromagnética (AEM) de la piletta de soldadura, la extensión de la zona afectada térmicamente de alta temperatura (ZATAT) del AID 2205 se redujo de 6.77 mm² a 4.04 mm². Los valores de microdureza Vickers (HV₁₀₀) del AID 2205 se mantuvieron aproximadamente de 254 ± 10 con un ligero aumento en la ZATAT de hasta 272 ± 2. La microdureza en la zona afectada térmicamente (ZAT) del 316L disminuyó ~ 18.5% en comparación con el AIA 316L en condición de llegada. La resistencia a la tracción de las probetas de la soldadura disímil fue mayor que la resistencia del metal base (MB) más débil, 316L, con una fractura que ocurre de manera constante alejada de la línea de fusión. Se observaron áreas con incremento del tamaño de grano en la ZAT del 316L, en algunas áreas el tamaño de grano fue de 137 ± 37 μm y 130 ± 14 μm, mientras que en otras de 139 ± 29 μm y 143 ± 26 μm, con y sin CEME respectivamente.

Para caracterizar el comportamiento de vida a la fatiga de la soldadura disímil, se realizaron ensayos en aire atmosférico a temperatura ambiente aplicando carga cíclica uniaxial en forma de onda sinusoidal de 15 Hz dentro de la deformación elástica del 316L, entre límites constantes de esfuerzos de tensión-compresión ($\Delta\sigma$) con una relación de $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = -0.3$. Con intervalo de esfuerzos del 98% y 95%, las probetas de fatiga fallaron en la superficie de la ZATAT del 316L cerca del talón de soldadura antes de alcanzar 10⁶ ciclos, con y sin la aplicación del CEME.

Palabras Clave: Soldadura, acero inoxidable dúplex 2205, acero inoxidable austenítico 316L, campo electromagnético externo, vida a la fatiga.

ABSTRACT

The effect on the microstructure and mechanical properties with and without the application of an external axial electromagnetic field (EMF) of 3 mT during welding plates of 2205 duplex stainless steel (DSS) and 316L austenitic stainless steel (ASS) was studied. Plates of 6.35 mm in thickness with a single-V joint configuration were welded by the gas metal arc welding (GMAW) process in a sole pass by adjusting welding parameters to heat input 1.2 kJ/mm. An ER2209 filler wire along with the mixture 95% Ar + 3% N₂ + 2% O₂ as shielding gas was used. The direction of the magnetic field lines was parallel to the electrode by feeding electric current into a coil placed around the joint.

Microstructural characterization of the welds revealed that with the electromagnetic stirring of the weld pool, the extent of the high temperature heat affected zone (HTHAZ) of 2205 DSS was reduced from 6.77 mm² to 4.04 mm². Vickers microhardness (HV₁₀₀) values of the 2205 DSS were maintained to about 254 ± 10 with a slight increase in the HTHAZ up to 272 ± 2. Microhardness in the heat affected zone (HAZ) of the 316L decreased ~18.5% as compared to the 316L ASS in the as-received condition. The tensile strength of the dissimilar welded samples was higher than the resistance of the weaker base metal, 316L, with fracture consistently occurring far away from the fusion line. Areas with increased grain size were observed in the 316L HAZ, in some areas the grain size was 137 ± 37 μm and 130 ± 14 μm, while in others it was 139 ± 29 μm and 143 ± 26 μm, with and without CEME respectively.

To characterize the fatigue life behavior in welded joints, tests were performed using sinusoidal waveform in atmospheric air at room temperature applying uniaxial cyclic loading of 15 HZ within the elastic deformation of the 316L, between constant stress limits of tension and compression ($\Delta\sigma$) with stress ratio $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = -0.3$. With a stress range of 98% and 95%, the fatigue specimens failed at the surface of the 316L in the HT-HAZ near the weld toe less than 10⁶ cycles with and without the application of EMF.

Keywords: Welding, 2205 duplex stainless steel, 316L austenitic stainless steel, electromagnetic stirring, fatigue life.

CAPÍTULO 1

1.1 Introducción.

Los AID están formulados en composición química y procesados termo-mecánicamente para obtener dos fases en proporciones similares de; ferrita (δ) con estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc) y austenita (γ) con estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc) [1, 2]. Se ha incrementado su uso en aplicaciones industriales por su mayor resistencia mecánica y resistencia a la corrosión comparado con los AIA [3-5]. Los AIA representan uno de los grupos más grandes de materiales para aplicaciones ingenieriles, debido a sus excelentes propiedades como la resistencia a la corrosión, ductilidad, tenacidad y soldabilidad. El AIA 316L es relativamente económico, se utiliza comúnmente en la construcción de tanques para productos químicos, en la industria petroquímica y plantas nucleares. Estos aceros tienen buena resistencia a la corrosión, son fáciles de trabajar y soldar. Son vulnerables al agrietamiento por corrosión bajo tensión inducida por cloruros y susceptibles a fatiga térmica [6].

Es de gran interés la metalurgia asociada a la soldadura disímil por fusión de estas aleaciones, debido a los efectos del calor de aporte en la microestructura. Una soldadura exitosa entre materiales disímiles es cuando se obtienen mejores propiedades mecánicas comparadas con los materiales base, teniendo suficiente resistencia a la tensión y tenacidad para que la junta no falle en la soldadura [7]. Buscando modificar la microestructura del MB, metal de soldadura (MS) y ZAT, se han utilizado campos magnéticos externos en el orden de mT durante el proceso de soldadura por fusión, para evaluar el efecto que tiene sobre las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión de la junta soldada [8, 9].

Estudios recientes sobre la resistencia mecánica de soldaduras disímiles entre el 2205/316L han demostrado que las muestras fallan en el lado del AIA 316L. Cuando se utiliza en la soldadura metal de aporte de AID, la resistencia mecánica de la junta soldada es mayor en comparación con el MB 316L. Esto puede deberse a diferencias en la composición química que promueven la naturaleza de fase dual y un mecanismo de endurecimiento por solución sólida, como se menciona en algunas publicaciones [10-13].

Las estructuras de ingeniería de todo el mundo suelen estar sujetas a distintos tipos de cargas con una amplia gama de condiciones, que incluyen, entre otras, cargas cíclicas debidas a las condiciones de funcionamiento, cargas secundarias ocasionadas por las tensiones residuales y cargas estáticas debidas a su propio peso. En el diseño de componentes que sufren cargas cíclicas, es muy importante y complejo la predicción de la vida a la fatiga y la seguridad industrial [14, 15]. Debido a la complicada naturaleza y al gran número de factores que influyen en la vida a la fatiga, hasta el día de hoy no existe un enfoque unificado que pueda tratar todos los problemas de falla por fatiga. El daño por fatiga en los granos del AID 2205 y AIA 316L da como resultado la formación de marcas de deslizamiento persistentes que consisten en extrusiones e intrusiones, las cuales son características muy importantes del daño temprano por fatiga en los materiales policristalinos, debido a que las grietas nuclean en estos sitios [16-18]. En este escenario, el objetivo de este estudio es evaluar la microestructura y la vida a la fatiga de la soldadura disímil 2205/316L.

1.2 Justificación.

Por su bajo costo, propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión que presenta el AIA 316L, es utilizado ampliamente en el sector industrial petroquímico, plantas nucleares, gas y aceite, así como en la fabricación de equipos expuestos a altas temperaturas y en atmósferas corrosivas. El AID 2205 es altamente resistente al agrietamiento por corrosión bajo tensión inducida por cloruros, tiene excelente resistencia a picaduras y fisuras por corrosión y es aproximadamente dos veces más resistentes que otros aceros inoxidable austeníticos.

El estudio de las propiedades mecánicas de los aceros inoxidable, ya sean cuasiestáticos o dinámicos, son temas de gran importancia científica y tecnológica, además de que el método más popular y versátil para unir componentes y ensamblar equipos a nivel industrial es la soldadura por fusión por arco eléctrico. Sin embargo, la entrada de calor del proceso de soldadura da lugar a heterogeneidades localizadas en la microestructura y en las propiedades mecánicas del MB, MS y en la ZAT, lo que lleva a un comportamiento mecánico complejo del componente soldado cuando se somete a diferentes tipos de cargas. La resistencia mecánica de las uniones soldadas representa un factor muy importante en la estimación de la vida útil de contenedores y tuberías presurizadas,

lo que determina la resistencia de toda la estructura. En la mayoría de los casos, la falla de las uniones soldadas inducida por fatiga comienza en el talón del cordón de soldadura, la cual es causada por la propagación de grietas semielípticas en la superficie que avanzan a través del material base [19, 20].

Es relevante estudiar el efecto que puede provocar la interacción de un campo magnético de baja intensidad durante el proceso de soldadura por fusión en los aceros inoxidable, porque ha sido una manera efectiva de agitación en la pileta líquida, influenciando la dirección de la solidificación y aumentando la mezcla del metal de soldadura con el metal base fundido (MBF). Teniendo influencia en la microestructura, ocasionando mayor ductilidad y tenacidad por el refinamiento de grano y homogenización de la distribución de elementos de aleación.

Debido a que se requiere aprovechar las propiedades mecánicas sobresalientes de estas dos aleaciones, aunado a la necesidad de soldarlos para aplicaciones industriales, es necesario conocer los factores que influyen en la unión disímil del AID 2205 y AIA 316L, lo cual propone este proyecto de investigación y así estudiar los efectos de la aplicación de campos electromagnéticos en las propiedades mecánicas como son la resistencia a la tensión, microdureza, tenacidad, vida a la fatiga, características metalúrgicas y afectación térmica de la sección transversal de la junta soldada tanto en el MB, MS y ZAT.

1.3 Hipótesis.

Con la aplicación de campo electromagnético externo durante el proceso de soldadura de arco metálico con protección gaseosa utilizando el electrodo ER2209, de los aceros inoxidable dúplex 2205 y austenítico 316L, mejorará las propiedades metalúrgicas y mecánicas provocando agitación electromagnética en la pileta líquida de soldadura, afectando la dirección de la solidificación y reducción de la ZAT, aumentando la mezcla del MBF con el metal de soldadura refinando el tamaño de grano, promoviendo la nucleación heterogénea, homogenizando la composición química al aumentar la distribución de los elementos de aleación, difundiendo los elementos estabilizadores de las fases de δ y γ evitando así la formación de fases perjudiciales y facilitando el escape de gases en el metal líquido.

1.4 Objetivos.

1.4.1 Objetivo general.

Estudiar los efectos en la microestructura y propiedades mecánicas de la aplicación de campo electromagnético externo de 3 mT generado por una bobina eléctrica externa, durante el proceso de soldadura de arco metálico con protección gaseosa (GMAW), en la unión disímil de los aceros inoxidables dúplex 2205 y austenítico 316L utilizando el electrodo ER2209.

1.4.2 Objetivos Particulares.

- Establecer los parámetros de operación del proceso GMAW para obtener soldaduras sin defectos en un solo paso, con la aplicación de un campo electromagnético externo de 3 mT.
- Implementar un sistema de instrumentación para la medición de temperatura durante el proceso de soldadura y obtener los ciclos térmicos de la zona afectada térmicamente.
- Establecer en términos cuantitativos los efectos del campo electromagnético externo en la zona afectada térmicamente y zona de fusión con respecto a la microestructura, tamaño de grano y cuantificación las fases δ - γ .
- Determinar los efectos del campo electromagnético externo en las propiedades mecánicas de microdureza, tenacidad, tensión, vida a la fatiga.

CAPÍTULO 2 REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 Clasificación de los aceros inoxidables.

Cuando el cromo es adicionado a los aceros, la resistencia a la corrosión se incrementa progresivamente debido a la formación de una delgada película protectora de Cr_2O_3 llamada capa pasiva. Con la adición del 10.5 % de cromo en los aceros aumenta su resistencia a la corrosión atmosférica. Sin embargo, como convención es necesario un 12 % como el mínimo que debe ser adicionado al acero para poder ser designado como acero inoxidable (AI). Metalúrgicamente los AI se clasifican en martensíticos, ferríticos, austeníticos, dúplex y endurecidos por precipitación [21-23].

2.1.1 Aceros inoxidables dúplex.

La microestructura del acero inoxidable dúplex (AID) fue descrita primero por Bain and Griffiths en 1927, pero no fue hasta 1930 que los AID empezaron a estar disponibles comercialmente. Una combinación atractiva de resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas es ofrecida por los AID en el rango de temperatura de -50 a 300°C . Si se sobrepasa este rango de temperaturas es mejor utilizar los AIA debido a la fragilidad que se presenta en la δ por descomposición espinoidal [24-27].

Los AID combinan la resistencia a la corrosión con alta resistencia mecánica y facilidad de fabricación, presentando una relación aproximada de fases δ y γ de 50% cada una [28]. Este material es atractivo para la industria porque contiene menor porcentaje de níquel, lo que puede ahorrar entre 70 y 210 kg de níquel por tonelada métrica de acero [10, 29].

Las propiedades mecánicas de los AID se encuentran entre los AIA y aceros inoxidables ferríticos (AIF). Su resistencia a la corrosión por picaduras y hendiduras causadas por cloruros depende del contenido de cromo, molibdeno, tungsteno y nitrógeno. Su resistencia a la corrosión se aproxima a la del EN 1.4401 (AISI 316), o superior a la de los AIA con 6% de Mo que se utilizan en aplicaciones marinas [25].

Los AID tienen mayor resistencia mecánica y resistencia a la corrosión bajo tensión en presencia de cloruros comparados con los AIA de la serie 300 [30].

En la fabricación de los AID y los AIA hay algunas similitudes, pero también hay diferencias importantes para aumentar la resistencia mecánica de los AID, lo cual requieren cambios en el proceso de fabricación al aumentar el contenido de elementos aleantes [25].

2.1.2 Composición química de los aceros inoxidable dúplex.

Cuando el porcentaje de fases de δ y γ son aproximadamente iguales en los AID se obtienen las mejores propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión. En algunas ocasiones es ligeramente mayor el porcentaje de la γ para mejorar la tenacidad. Para conseguir una microestructura dúplex durante el proceso de fabricación, se debe cuidar el porcentaje de los elementos aleantes como el cromo, molibdeno, níquel y nitrógeno [31, 32]. Además de obtener un equilibrio entre fases en los AID, es importante evitar que precipiten fases intermetálicas perjudiciales cuando están expuestos a altas temperaturas. En los AI con alto contenido de cromo y molibdeno las fases sigma (σ), chi (χ) y Laves (η) junto con los carburos del tipo $M_{23}C_6$ precipitan preferentemente en la δ . La adición de nitrógeno retarda significativamente la formación de estas fases, por lo tanto, es esencial que esté presente suficiente nitrógeno en solución sólida. Con la experiencia se ha observado que se obtienen mejores resultados en las propiedades de los AID, cuando se controla porcentajes estrechos en la composición química [25, 33].

El porcentaje en peso de la composición química inicial para el AID 2205 en el sistema de numeración unificada UNS S31803 era demasiado amplio como se muestra en la tabla 2.1. Tratando de disminuir la precipitación de fases intermetálicas y obtener una óptima resistencia a la corrosión, los porcentajes de los elementos aleantes como el cromo, molibdeno y nitrógeno deberían ser con un intervalo de composición más reducido para el AID 2205 (S31803). Por esta razón se propuso el UNS S32205, que es el que actualmente se produce.

Tabla 2.1 Composición química del acero inoxidable dúplex laminado y 316L (% en peso) [25].

Tipo	UNS No.	EN No.	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn
2205	S31803	1.4462	0.03	21.0-23.0	4.5 – 6.5	2.5 – 3.5	0.08 – 0.20	2.00
2205	S32205	1.4462	0.03	22.0-23.0	4.5 – 6.5	3.0 – 3.5	0.14 – 0.20	2.00
316L	S31603	1.4404	0.03	16.0-18.0	10.0-14.0	2.0-3.5	0.10	2.00

2.1.3 Efecto de los elementos de aleación en los aceros inoxidables dúplex.

Cromo: al menos se necesita un 10.5% de cromo para formar una película pasiva de óxido de cromo que proteja eficazmente un acero de la corrosión atmosférica. Al aumentar el contenido de cromo en los AI mejora la resistencia a la corrosión. El cromo promueve la fase δ con estructura bcc en el hierro. Cuando los AI tienen alto porcentaje de cromo también necesitan alto porcentaje de níquel para formar una estructura austenítica o dúplex (austenítica-ferrítica). Un alto contenido de cromo también favorece la formación de fases intermetálicas. Normalmente, el contenido mínimo de cromo en los AIA es del 16% y en los tipos dúplex del 20 %. El cromo también aumenta la resistencia a la oxidación a altas temperaturas. Este efecto es importante debido a su influencia en la formación y eliminación de la capa de óxido o de la coloración resultante después de un tratamiento térmico o por soldadura [34-37].

Molibdeno: El molibdeno mejora la resistencia a la corrosión por picaduras de los aceros inoxidables. Cuando el contenido mínimo de cromo es del 18%, la adición de molibdeno resulta aproximadamente tres veces más eficaz que la de cromo contra la corrosión por picaduras y hendiduras en presencia de cloruros. El molibdeno es un formador de δ y también aumenta la tendencia de los AI a formar fases intermetálicas perjudiciales. Debido a esto, el contenido de molibdeno es menor de 7.5% en los AIA y del 4% en los AID [34-37].

Nitrógeno: aumenta la resistencia a la corrosión por picaduras y hendiduras de los AIA y AID. Es un elemento de aleación de bajo costo que aumenta sustancialmente la resistencia mecánica por solución sólida. La mayor tenacidad de los AID se debe a que el nitrógeno promueve la fase γ . No impide la precipitación de fases intermetálicas, pero retrasa su formación lo suficiente permitiendo la adecuada fabricación de los AID. Se añade a los AID y austeníticos de alta resistencia a la

corrosión con elevados contenidos de cromo y molibdeno para compensar su tendencia a formar la fase σ . Incrementa la resistencia mecánica de la γ por endurecimiento de solución sólida. En los AID normalmente se añade nitrógeno y se ajusta el níquel con el objetivo de obtener el equilibrio de fases. Los elementos aleantes promotores de la δ , cromo y molibdeno, se equilibran con los elementos formadores de la γ , níquel y nitrógeno, para obtener la estructura dúplex. El nitrógeno es un potente promotor de la γ y puede utilizarse para reemplazar un poco de níquel en los AIA. El nitrógeno aumenta la velocidad de endurecimiento por deformación de la γ y reduce la energía de los defectos de apilamiento [34-37].

Níquel: es estabilizador de la γ promoviendo la estructura cristalina fcc. Los AIF contienen poco o nada de níquel, los AID contienen una cantidad de baja a intermedia del 1.5% al 7% y los AIA de la serie 300 contienen al menos un 6% (ver las figuras 2.1 y 2.2). La adición de níquel retrasa la formación de fases intermetálicas perjudiciales en los AIA, pero es mucho menos eficaz que el nitrógeno en los AID. La estructura fcc es la responsable de la excelente tenacidad de los AIA. Su presencia aumenta en gran medida la tenacidad de los AID en comparación con los AIF [34-37].

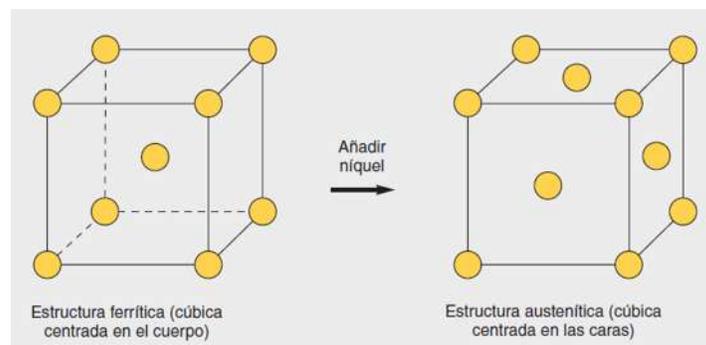


Figura 2.1 Añadiendo níquel la estructura cristalográfica cambia de bcc (poco o nada de níquel) a fcc (mínimo 6 % de níquel en la serie 300)[38].

La microestructura de los AID, con contenido intermedio de níquel, contiene algunos granos ferríticos y otros austeníticos, idealmente en las mismas cantidades como se observa en la figura 2.2.

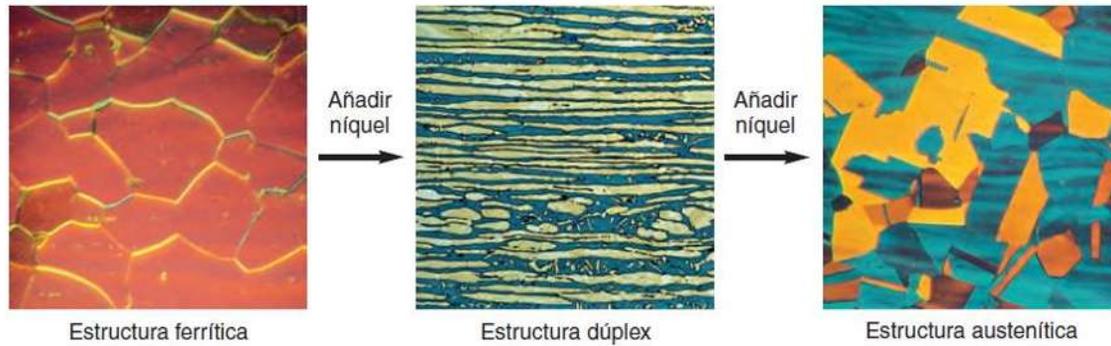


Figura 2.2 Aumentando el contenido de níquel cambia la microestructura del acero inoxidable de ferrítica (izquierda) a dúplex (centro) y a austenítica (derecha)[38].

2.1.4 Metalurgia de los aceros inoxidables dúplex.

El diagrama de fases pseudobinario hierro-cromo-níquel de la figura 2.3, muestra el comportamiento metalúrgico de los AID. Dependiendo de la composición de la aleación y conforme baja la temperatura, estas aleaciones solidifican como α , transformándose parcialmente en γ . A temperaturas más bajas se producen pocos cambios adicionales en el equilibrio $\delta - \gamma$. También se muestra el efecto del aumento del nitrógeno. Debido a que la γ se forma a partir de la δ , termodinámicamente es imposible que la aleación sobrepase el nivel de equilibrio de la γ . Sin embargo, según se alcanzan temperaturas más bajas, carburos, nitruros, fase σ y otras fases intermetálicas son posibles constituyentes microestructurales [23, 25, 35]

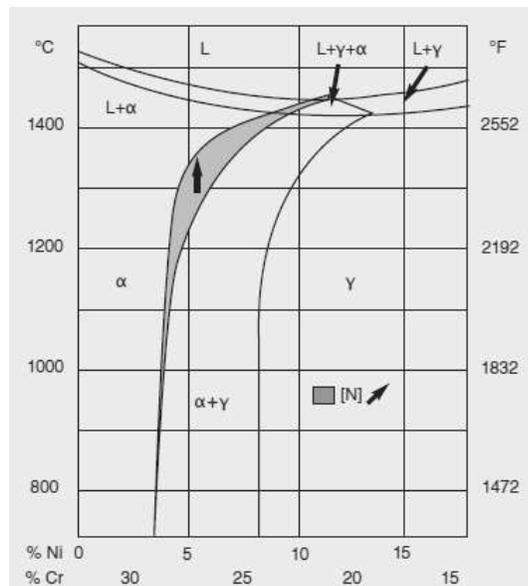


Figura 2.3 Diagrama de fases pseudobinario Fe-Cr-Ni con 68 % de hierro [23, 25].

Las cantidades relativas de δ y γ dependen de la composición química y del historial térmico del acero. Pequeños cambios en la composición pueden tener un gran efecto sobre el porcentaje de estas dos fases, como muestra en la figura 2.3. Los elementos de aleación tienden a promover la formación de δ o γ . Ajustando los contenidos de cromo, molibdeno, níquel, nitrógeno y posteriormente, controlando el historial térmico se obtiene el equilibrio de fases que sea cercano al 40-50% de δ con remanente de γ en un AID. Las altas velocidades de enfriamiento influyen sobre el equilibrio de fases, debido a que favorecen la retención de δ , de esta manera es posible obtener más cantidad de δ que la de equilibrio. Por ejemplo, la soldadura con bajo aporte térmico de una placa de espesor grueso puede provocar un exceso de δ en la ZAT [23-25, 35].

El efecto favorable del nitrógeno es que eleva la temperatura a la que la γ comienza a formarse a partir de la δ . Esto aumenta la velocidad de la transformación de δ a γ . Por lo tanto, incluso a velocidades de enfriamiento relativamente rápidas, se puede alcanzar el nivel de equilibrio de la γ . En los AID de segunda generación, este efecto reduce el problema de exceso de δ en la ZAT [24, 25, 35].

Como la fase σ precipita durante el enfriamiento a temperaturas por debajo de la de formación de γ a partir de δ (F) que aparece más oscura que la fase γ (A) en la micrografía de la figura 2.4. El objetivo de evitar la fase σ en los productos laminados se consigue controlando la temperatura de recocido y asegurando que el acero se enfríe lo más rápidamente posible desde esta temperatura. La velocidad de enfriamiento necesaria es bastante rápida, lo que permite utilizar el temple con agua. Las velocidades de enfriamiento excesivas durante la fabricación sólo se presentan cuando se sueldan dimensiones muy diferentes o robustas con aportes térmicos muy bajos [25, 30].

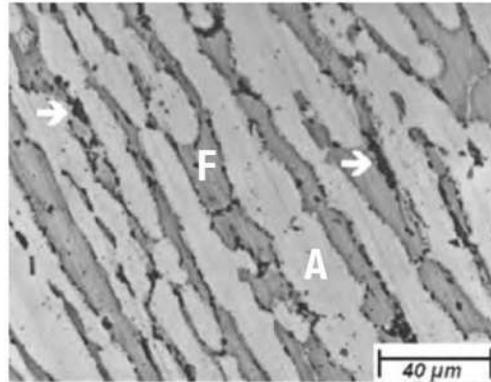


Figura 2.4 Microestructura de una muestra de AID 2205 envejecida a 850 °C durante 40 minutos mostrando la precipitación de la fase σ (flechas) en los bordes de granos γ/δ [25].

El calentamiento prolongado en el rango de 350 a 550 °C puede causar fragilización térmica debido a la precipitación de α' . Este comportamiento se conoce como fragilización a 475 °C [22, 25, 39, 40]. En el caso del AID 2205 la precipitación de α' comienza después de permanecer aproximadamente 20 minutos a 475 °C [22, 25, 40]. La fase α' provoca la pérdida de tenacidad a temperatura ambiente, por esto motivo, la temperatura máxima de servicio recomendada para dúplex es de aproximadamente 280 °C [22].

Debido a que la solubilidad del carbono y el nitrógeno es muy baja en la δ , carburos y nitruros pueden precipitar a lo largo de los límites de grano y causar sensibilización local de cromo de la matriz. Para evitar este problema, se agregan mayores niveles de níquel y nitrógeno, lo cual mejora bastante la resistencia a la corrosión intergranular [35]. Sin embargo, como un mayor contenido de nitrógeno promueve la γ , que tiene alta solubilidad para el nitrógeno, los AID de segunda generación raras veces contienen cantidades significativas de nitruros de cromo. Además, los AID de segunda generación se fabrican con muy bajo contenido de carbono, por lo que normalmente no hay la formación de carburos perjudiciales [25]

Las fases perjudiciales como σ , α' , carburos y nitruros pueden formarse en minutos en el rango de 300 a 1050 °C [35]. Por lo tanto, los tratamientos térmicos necesarios en el procesamiento y la fabricación, así como los ciclos de servicio, deben tener en cuenta la cinética de reacción de la formación de estas fases para asegurar la obtención de las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión deseada. Los AID se han desarrollado para maximizar la resistencia a la corrosión y

retardar lo suficiente las reacciones de precipitación para permitir una fabricación satisfactoria [25, 41].

En la figura 2.5 puede verse el diagrama de precipitación isotérmica de los AID EN 1.4362 (2304), EN 1.4462 (2205) y EN 1.4410 (2507). La precipitación de las fases σ y χ se produce a temperaturas más altas, pero en aproximadamente el mismo tiempo que la de los carburos y nitruros. Los AID con un mayor nivel de aleación de cromo, molibdeno y níquel tendrán una cinética de precipitación de las fases σ y χ más rápida que el EN 1.4462 (2205); pero será más lenta en los que tengan un contenido de aleación menor. Esto se ilustra con curvas discontinuas en la figura 2.5, que muestran un inicio más temprano de la formación de las fases σ y χ en el EN 1.4410 (2507) que es contiene mayor contenido de elementos aleantes, pero más tardío en el EN 1.4362 (2304) [25, 40].

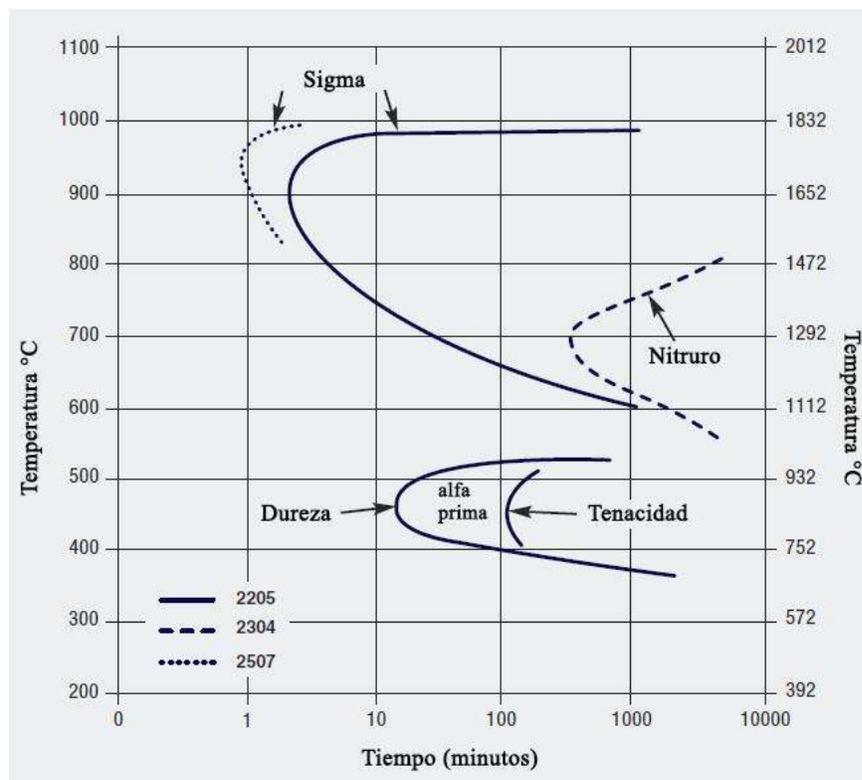


Figura 2.5 Diagrama de precipitación isotérmico para el acero inoxidable dúplex EN 1.4462 (2205), recocido a 1050 °C. (Los tipos dúplex EN 1.4362 (2304) y EN 1.4410 (2507) se muestran con fines comparativos) [25].

La fase alfa prima α' precipita en la fase δ endureciéndola y fragilizándola. Afortunadamente, como los AID contienen un 50 % de γ , este endurecimiento y fragilización no es tan perjudicial como en

los aceros totalmente ferríticos. La pérdida de tenacidad o fragilización por la precipitación de α' es más lenta que la velocidad de endurecimiento como se muestra en la figura 2.5. La fragilización por la fase α' raramente es un problema durante la fabricación debido a que se necesita mayor tiempo para que precipite. Sin embargo, el límite de temperatura superior en servicio se controla por la formación de α' [25].

2.2 Soldadura de los aceros inoxidable.

2.2.1 Diferencias entre los AIA y AID.

Los problemas en la soldadura de los AIA están, en la mayoría de los casos, relacionados con el propio metal de soldadura, especialmente la tendencia al agrietamiento en caliente en una solidificación total o predominantemente austenítica. Con los AIA más comunes, estos problemas disminuyen ajustando la composición del metal de aporte para conseguir un contenido de δ significativo. Para los AIA de mayor aleación, donde es necesario utilizar un metal de aporte de base níquel y la solidificación austenítica es inevitable, el problema se resuelve con un aporte térmico bajo, siendo necesarias en muchos casos un gran número de pasadas para completar la soldadura [25]. Puesto que los AID tienen muy buena resistencia al agrietamiento en caliente debido al alto contenido de δ , este riesgo no suele tenerse en cuenta a la hora de soldar estos aceros. Los problemas más importantes con los AID están relacionados con la ZAT y no con el metal de soldadura. Los problemas de la ZAT son pérdida de resistencia a la corrosión, tenacidad o agrietamiento posterior a la soldadura [25].

2.2.2 Propiedades físicas.

Los aceros AID tienen bajos coeficientes de expansión térmica, similar a los aceros al carbono. Esto reduce el requisito de juntas de expansión y hace que las aleaciones dúplex sean adecuadas para condiciones donde existen ciclos térmicos. Además, la conductividad térmica es mayor que para los grados austeníticos y esto combinado con su alta resistencia mecánica, permite componentes de paredes más delgadas en muchas aplicaciones, tales como recipientes a presión y tubos. Finalmente, como el AID contienen $\sim 50\%$ de δ , se considera ferromagnética, pero a un nivel insuficiente para evitar la sujeción mecánica durante el mecanizado. 294 / 5000

Las propiedades magnéticas de los AI dependen de la microestructura. Con alto contenido de cromo son ferríticos y ferromagnéticos. Todos los demás grados son principalmente austeníticos, con o sin cantidades menores de δ , y son débilmente magnéticos o totalmente no magnéticos [42]. En la Tabla 2.2 se muestran algunas propiedades físicas para el AID 2205 y el AIA 316L.

Tabla 2.2 Propiedades físicas del AID 2205 y AIA 316L [25, 34, 42-44].

Tipo	Coefficiente de dilatación térmica a 100 °C [10 ⁻⁶ /K]	Conductividad térmica a 20 °C [W/m K]	Permeabilidad magnética relativa [μ_r]	Rango de temperatura de fusión [°C]
2205	13	16	4	1410 - 1460
316L	16.5	14	1.02 max	1375 - 1400

2.2.3 Selección del material.

La respuesta de los AID a la soldadura puede modificarse sustancialmente por variaciones químicas o de procesamiento. Es de mucha importancia que el metal base contenga suficiente nitrógeno. Si el material de partida se enfría lentamente entre 700 °C a 1000 °C, o si se le deja enfriar al aire en este rango alrededor de un minuto antes del temple con agua, se habrá gastado parte del tiempo que dispone el soldador para completar la soldadura sin que se produzcan reacciones de precipitación perjudiciales. Es importante que la condición metalúrgica del material utilizado en la fabricación sea de la misma calidad, en relación con la composición y las prácticas de producción, que el material utilizado para el procedimiento de soldadura [25].

2.2.4 Soldadura de acero inoxidable dúplex con aceros disímiles.

Durante las pasadas dos décadas, la soldadura de materiales disímiles se ha incrementado considerablemente en varias situaciones de proyectos industriales, debido a los grandes beneficios que incluyen la reducción de costos y mejora en la flexibilidad del diseño, donde se requiere aprovechar las características sobresalientes de materiales disímiles y soldarlos por métodos de fusión, pero los cambios ocasionados por el ciclo térmico en las características metalúrgicas de la microestructura y propiedades mecánicas en el metal base, metal de soldadura y ZAT representa mayores consideraciones que la unión de materiales similares [7, 45]. Soldar materiales disímiles con calidad es generalmente más complicado que soldar materiales similares, debido a las

diferencias de propiedades termo-físicas, mecánicas y metalúrgicas de las aleaciones a ser unidas [25, 46-48].

En el caso de los AID estos pueden transformarse completamente en δ en la ZATAT cuando alcanzan temperaturas que exceden los 1250°C; la γ puede regenerarse durante el enfriamiento subsecuente pero la cantidad dependerá de la velocidad de enfriamiento [4]. Los AID pueden soldarse a otros AID, AIA y aceros al carbono de baja aleación utilizando en la mayoría de los casos metales de aporte de AID con mayor contenido de níquel que el metal base. El alto contenido de níquel en el metal de aporte asegura la formación de un nivel adecuado de γ en la soldadura durante el enfriamiento [25]. El metal de aporte ER2209 tiene propiedades mecánicas y un comportamiento frente a la corrosión localizada muy similar al AID 2205, [49].

La soldadura de los AIA se enfrenta a diferentes consideraciones como son el agrietamiento por segregación en la zona parcialmente fundida (ZPF) y en el metal de soldadura. Se ha probado que la presencia de pequeñas cantidades de δ en la ZAT y una estructura dendrítica fina en el metal de soldadura, mejoran la tenacidad a la fractura y ductilidad de estos aceros, lo cual puede ayudar a superar estos problemas [34, 46, 50]. En situaciones donde se necesite reemplazar al acero inoxidable 316L en la reparación de componentes, tuberías o tanques utilizados en plantas químicas o generadoras de energía, se requiere soldarlos por métodos de fusión tratando de reducir costos y mantener el desempeño sobresaliente de dos aleaciones diferentes [51]. Cuando se sueldan AIA, normalmente se utilizan metales de aporte austeníticos con bajo carbono y un contenido intermedio de molibdeno entre los dos aceros. Los metales de aporte E309LMo y ER309LMo se utilizan con frecuencia para este tipo de unión o para soldar AID a aceros al carbono de baja aleación. Debido a que la resistencia mecánica de los AIA es más baja que la de los AID, las uniones soldadas efectuadas con metales de aporte austeníticos no serán tan resistentes como el metal base de AID [25].

En la tabla 2.3 se resumen los metales de aporte que se utilizan con frecuencia para soldar AID a metales diferentes. Estos ejemplos utilizan la designación de electrodo (E) de AWS, pero dependiendo del proceso, geometría de la unión y otras consideraciones, podría considerarse el uso de alambres desnudos (designación ER de AWS) y de alambres tubulares [25].

Tabla 2.3 Consumibles de soldadura utilizados para la soldadura de metales disímiles [25, 49].

Materiales disímiles	1.4362 (2304) 1.4162 (S32101) 1.4062 (S32202) S82011	1.4462 (2205) S32003	25 % Cr dúplex Superdúplex
1.4362 (2304) 1.4162 (S32101) 1.4062 (S32202) S82011	23Cr-7Ni-N E2209 E309L	E2209	E2209
1.4462 (2205) S32003	E2209	E2209	25Cr-10Ni-4Mo-N
Dúplex 25 % Cr Superdúplex	E2209	25Cr-10Ni-4Mo-N	25Cr-10Ni-4Mo-N
1.4301 (304)	E2209 E309L E309LMo	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo
1.4401 (316)	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo
Acero al carbono	E2209	E2209	E2209
Acero de baja aleación	E309L E309LMo	E309L E309LMo	E309L E309LMo

2.2.5 Metal de aporte ER2209.

El metal de aporte AWS A5.9M -06 ER2209 es utilizado principalmente para soldar AID de la serie UNS S31803 y UNS S32205 que contiene aproximadamente 22% de Cr. La composición química nominal en porcentaje en peso de esta clasificación de electrodo es 22.5 Cr, 8.5 Ni, 3 Mo y 0.15 N. La microestructura de esta aleación consiste en una matriz de γ y δ . Estos aceros inoxidables se caracterizan por tener alta resistencia a la tensión, resistentes al agrietamiento por corrosión bajo tensión y picado [52].

2.2.6 Aceros inoxidables austeníticos.

La microestructura de solidificación de un AIA es gobernada esencialmente por la composición, principalmente por las cantidades de cromo y níquel. Mientras que algunos elementos, como el cromo, intensifican la estabilización de la fase δ , otros elementos, principalmente el níquel, estabilizan la fase γ . Además de los elementos como el cromo y el níquel, esos aceros también exhiben otros elementos que también modifican el equilibrio de la γ y de la δ . Los AIA pueden

exhibir contenidos variables de Mn, C, Cu, N, Co, V, W, Ti, Nb Al, Mo y Si. Todos esos elementos afectan de alguna manera a la solidificación [53]. Además de la composición, la microestructura de solidificación también depende de la naturaleza de los parámetros térmicos durante el proceso de soldadura, incluyendo la velocidad de enfriamiento, la velocidad de solidificación y los gradientes térmicos. El diagrama de fase ternario Fe-Ni-Cr es la base de cualquier discusión sobre esas aleaciones [53].

La adición de níquel al sistema Fe-Cr expande el campo de la fase γ y permite que sea una fase estable a temperatura ambiente. En la Figura 2.6 se muestran los diagramas isotérmicos del sistema ternario Fe-Cr-Ni con las proyecciones para a) *liquidus* y b) *solidus*, el cual es la base de los aceros inoxidable austeníticos y dúplex, se pueden usar para describir el comportamiento de solidificación de las aleaciones basadas en este sistema, al observar las superficies *liquidus* y *solidus* que definen el inicio y la finalización de la solidificación, respectivamente. La superficie del *liquidus* muestra una línea oscura que inicia cerca de la esquina del triángulo rica en Fe y se extiende hasta el lado Cr-Ni. Esta línea separa a las composiciones que solidifican como δ (arriba y a la izquierda), de las composiciones que solidifican como γ . Aproximadamente a una temperatura de 1300°C con 48%Cr + 44%Ni + 8%Fe, existe un punto eutéctico ternario ($L \rightarrow \delta + \gamma$). La superficie del *solidus* muestra dos líneas oscuras en el diagrama, las cuales inician cerca de la esquina del triángulo rica en Fe y se extiende hasta el lado rico en Cr-Ni. Entre estas dos líneas oscuras, las fases de γ y δ coexisten con el líquido justo por encima del *solidus*, pero solo entre sí, justo debajo del *solidus*. Esta región separa los campos monofásicos de δ y γ debajo del *solidus*. Las líneas oscuras terminan en el punto eutéctico ternario y las flechas representan la dirección decreciente de la temperatura [54]. La figura 2.6c muestra el diagrama isotérmico a 650 °C con los límites que definen el equilibrio entre las cuatro fases sólidas α , α' , γ y σ [55].

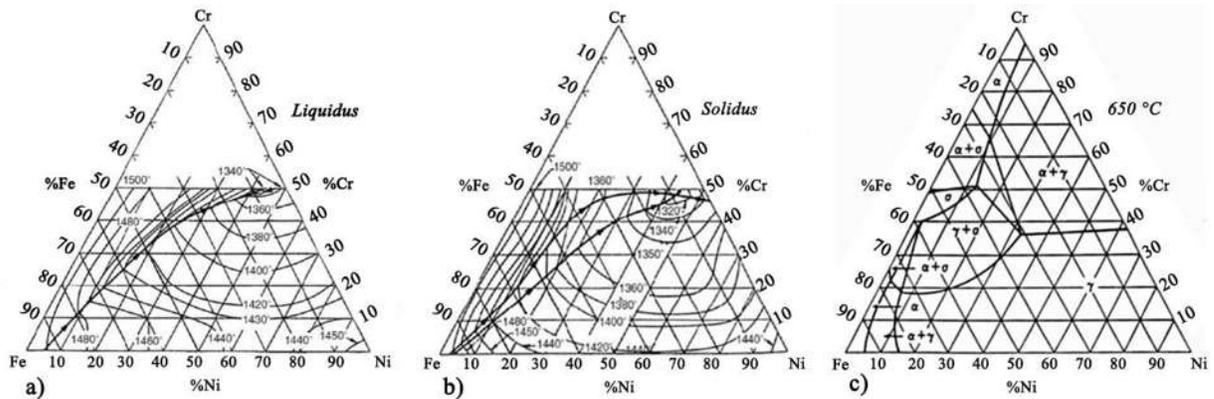


Figura 2.6 Diagrama de fases ternario Fe-Ni-Cr, proyección de las superficies a) *Liquidus*, b) *Solidus* y c) a 650 °C mostrando la estabilidad de las fases [55-57].

2.3 Acero inoxidable 316L.

El uso de aceros inoxidables con bajo contenido de carbono como el AIA 316L, extiende el tiempo disponible antes de que comience la precipitación del carburo de cromo durante el enfriamiento en procesos secundarios como la soldadura, pero esto no significa que ocurra la sensibilización en servicio durante la exposición a largo plazo en el rango de temperatura crítica de 500–800 °C [34, 36]. Incluso con la reducción del contenido de carbono, cuando el AIA 316L se expone a altas temperaturas es susceptible de experimentar varios problemas metalúrgicos (por ejemplo, precipitación de fases perjudiciales). Además, la entrada de calor excesiva durante la soldadura por fusión de arco puede extender el tiempo en que permanece la ZAT a altas temperaturas (> 500 °C) aumentando la probabilidad de que se precipiten fases intermetálicas σ , χ y η junto con los carburos del tipo $M_{23}C_6$ [58-62].

Según varios informes [63-65], los AIA representan entre el 60 y el 75 por ciento del uso total de materiales metálicos resistentes a la corrosión. Debido a que gran variedad de componentes se aplican de manera estructural exige mejor comprensión de su comportamiento mecánico, porque la mayoría de las averías ocurren debido a la fatiga. Cuando el MS se solidifica y se enfría a temperatura ambiente se contrae, dando como resultado esfuerzos residuales de tensión, mientras que en el MB se inducen esfuerzos residuales de compresión. De esta manera, la soldadura por fusión de arco altera las características de propagación de fisuras por fatiga en una junta soldada como consecuencia de estos esfuerzos residuales [65].

El AIA 316L es una ampliamente utilizado en procesos industriales con ambientes corrosivos, por ejemplo, en la textil, pulpa, papel, fabricación de elastómeros e implantes quirúrgicos. El molibdeno incrementa su resistencia a la acción corrosiva de diferentes agentes químicos encontrados en una amplia variedad de aplicaciones, también aumenta la resistencia a la fluencia del material a temperaturas elevadas a través de endurecimiento por solución sólida, lo que hace que la aleación sea adecuada para la fabricación de componentes para reactores nucleares, equipos para la generación de energía a partir de combustibles fósiles, refinerías petroquímicas y plantas químicas. Su estructura austenítica representa una ventaja para aplicaciones a temperaturas criogénicas, en comparación con otros aceros inoxidable. El estudio de las propiedades mecánicas tanto dinámicas como estáticas de los AI, representa un tema de interés científico y tecnológico. [66].

Estudios recientes sobre el AIA 316L en pruebas de tracción cuasiestático con probetas que fueron pulidas mecánicamente usando papel de lija de grado 600 hasta 2000, han obtenido una resistencia a la tensión promedio de 680 MPa. En pruebas de fatiga de tensión-tensión uniaxial en aire atmosférico a temperatura ambiente, con esfuerzo de $\sigma = 575$ MPa y una relación de esfuerzo $R=0$ han fallado a $N = 23806$ ciclos [67].

En otro estudio obtuvieron una resistencia a la tensión de 673 y cedencia de 332 MPa. En las pruebas de fatiga las probetas se sometieron a una relación de esfuerzos de tensión-tensión $R=0.1$, comenzando con el 90% de la resistencia a la tensión y una frecuencia de 5 Hz. Con amplitud de esfuerzos medios entre 334 MPa - 290,93 MPa las probetas fallaron entre 4628 a 17340 ciclos [15].

2.3.1 Fases secundarias, compuestos intermetálicos.

La microestructura ideal de los AIA es un arreglo homogéneo de granos de γ sin fases secundarias, sin embargo, esto en la mayoría de los casos no es la condición de equilibrio. Cuando están expuestos a temperaturas elevadas entre los 500°C and 900°C se precipitan fases secundarias perjudiciales para sus propiedades, como sigma (σ), chi (χ) y Laves (η) junto con los carburos y nitruros de cromo que tienden a formarse en los límites de grano y reducir la resistencia a la corrosión. Estas fases se llaman compuestos intermetálicos porque son más como un compuesto

químico que un metal, tienen alto contenido de cromo y/o molibdeno, son frágiles y pueden disminuir la resistencia a la corrosión debido a que reducen estas aleaciones en las áreas circundantes. El fabricante debe controlar los tratamientos térmicos y otros parámetros de fabricación para evitar la precipitación de fases secundarias. El AIA 316 es susceptible a la precipitación de fases secundarias como se observa en la figura 2.7, debido a su alto contenido de elementos aleantes. Conocer la formación y control de estas fases es esencial para su aplicación exitosa [34].

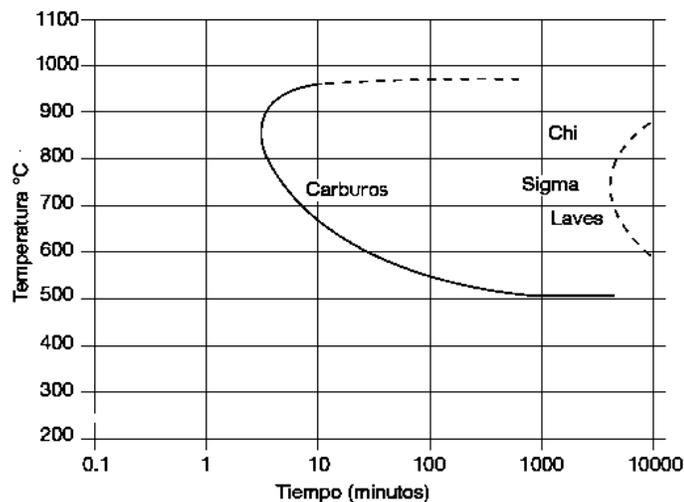


Figura 2.7 Diagrama Temperatura, Tiempo, Precipitación (TTP) para el acero inoxidable 316. Fases secundarias chi, sigma y Laves [34].

El empleo del AIA 316L con bajo contenido de carbono retarda la precipitación del carburo de cromo durante el enfriamiento, pero no significa que el 316L resistirá la sensibilización durante la exposición de servicio a largo plazo en el rango crítico de temperatura entre 500 y 900 °C [34]. Cuando el 316L está expuesto 5 minutos en este rango de temperaturas, empieza la precipitación de carburos, pero si se extiende el tiempo de exposición hasta aproximadamente 100 horas empieza la precipitación de fases intermetálicas. Si los parámetros de soldadura no están controlados, la soldadura por fusión podría prolongar el tiempo a alta temperatura de la ZAT que es superior a 550 °C, lo que aumenta el riesgo de precipitación de fases intermetálicas como sigma, chi y Laves, o precipitación de carburos no deseados como el $M_{23}C_6$ [58, 59, 61, 62, 68].

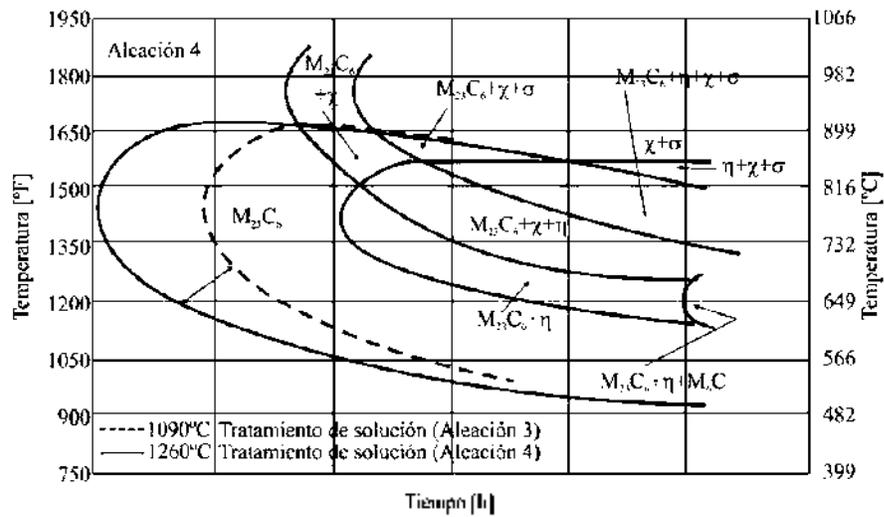


Figura 2.8 Diagrama Tiempo, Temperatura, Precipitación (TTP) del AIA 316L [69].

En el caso de los AIA los diagramas Tiempo-Temperatura-Precipitación (TTP) y Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) son usados principalmente para representar la secuencia de precipitación y la competencia entre diferentes fases, como se presenta en la figura 2.8. Solo un número muy limitado de diagramas TTT están disponibles. La razón principal de esto es probablemente la complejidad de las reacciones de precipitación en estos aceros que requieren una gran cantidad de trabajo para la determinación de dicho diagrama [70].

2.4 Aplicación de vibración electromagnética en soldadura.

Durante la soldadura por arco eléctrico, el comportamiento del arco y la piletta de soldadura están influenciados por la presencia de un campo magnético externo. El arco de soldadura se forma cuando se ioniza un gas, es decir, cuando la corriente eléctrica pasa a través de un gas y se convierte en plasma. La fuerza impulsora para el flujo de fluido en el arco es la fuerza electromagnética, o fuerza de Lorentz. Matemáticamente, la fuerza de Lorentz $F = J \times B$, donde J es el vector de densidad de corriente y B es el vector de flujo magnético. El vector de densidad de corriente J se encuentra en la dirección de flujo de la corriente eléctrica. De acuerdo con la regla de la mano derecha para el campo magnético, si el pulgar apunta en la dirección de la corriente, el vector de flujo magnético B está en la dirección en que los dedos se enroscan alrededor del conductor de la corriente. Los vectores F , J y B son perpendiculares entre sí [56]. Las fuerzas conductoras que

intervienen en la convección de la pileta líquida durante el proceso de soldadura incluyen la fuerza de flotación, la fuerza de Lorentz, el esfuerzo cortante inducido por el gradiente de tensión superficial del baño de soldadura y el esfuerzo cortante que actúa sobre la superficie de la pileta debido al arco de plasma. La presión del arco es otra fuerza que actúa sobre la superficie de la piscina, pero su efecto sobre el flujo de fluido es pequeño, especialmente por debajo de 200 A, que suele ser el caso de la soldadura por arco de tungsteno y gas (GTAW) [56].

En el caso de un campo magnético axial que es paralelo al arco de soldadura, la fuerza de Lorentz será perpendicular tanto al campo magnético como a la componente radial de la corriente divergente a través del arco y de la pileta de soldadura, como se muestra en la figura 2.9. Esto ocasiona rotación del arco y un flujo anular del metal líquido en la pileta de soldadura, describiendo este último fenómeno como agitación electromagnética [71].

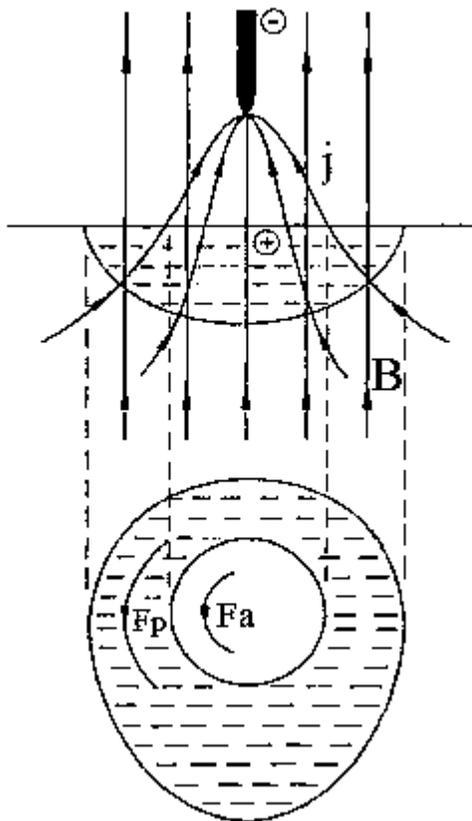


Figura 2.9 Representación esquemática de la influencia de un campo magnético axial sobre el arco y la pileta líquida de soldadura. J - densidad de corriente; B - inducción magnética; F_a - fuerza que actúa sobre el arco; F_p - Fuerza que actúa sobre la pileta líquida de soldadura [71].

La velocidad del flujo anular es cero en el centro y también en el borde de la pileta de soldadura. Alcanzando su valor máximo a la mitad de estos dos puntos. En el pasado, varios experimentos se llevaron a cabo, principalmente en aleaciones de aluminio, para estudiar la influencia de la agitación electromagnética sobre las propiedades del cordón de soldadura [71]. Los resultados de estos estudios muestran que la agitación electromagnética puede dar lugar a diversos efectos, siendo los más importantes: cambio de la forma del cordón de soldadura, mejora de la apariencia del cordón de soldadura, modificación de la forma de solidificación del metal de soldadura, reducción de la porosidad y redistribución de los elementos de soluto en la pileta de soldadura [71]. El último efecto puede reducir la segregación durante la solidificación del metal de soldadura, lo que es particularmente importante en el caso de metales con una alta sensibilidad al agrietamiento en caliente, como los AIA [71]. Los beneficios y posibles aplicaciones de la agitación electromagnética han sido discutidos por Willgoss [72].

El uso de la interacción electromagnética de baja intensidad es de implementación relativamente nueva en los AIA. Cuando se aplica un campo magnético externo de baja intensidad paralelo al arco eléctrico durante la soldadura y este campo magnético interactúa con el campo magnético producido por la corriente de soldadura, tiende a mejorar la resistencia a la corrosión intergranular en la ZAT del AIA. La interacción entre dos campos magnéticos mejora la difusión de corto alcance del cromo por la vibración de la red cristalina, este efecto ayuda a que las zonas que están alrededor de los carburos de cromo no tengan sensibilización, es decir un decaimiento del contenido de cromo [8, 73].

Varias investigaciones coinciden que en ambientes donde el MB y el MS son resistentes a la corrosión, la zona no mezclada entre estos materiales puede ser el lugar en el cual la corrosión ocurre preferentemente. Se ha encontrado que el ancho de la zona no mezclada depende del método de soldadura, geometría de la junta, calor de aporte, material de soldadura y vibración de la pileta líquida. La aplicación de técnicas de vibración es comúnmente usada para reducir o eliminar la zona no mezclada en soldaduras disímiles. Estas técnicas también se emplean para mejorar las propiedades mecánicas de la soldadura. Los efectos más importantes de la vibración en la pileta líquida son el refinamiento de la microestructura en la región de soldadura y la reducción de la

susceptibilidad al agrietamiento en caliente. Las vibraciones son aplicadas generalmente a la soldadura por uno de los siguientes tres métodos: ultrasonido, mecánico y fuerzas electromagnéticas [74, 75].

2.5 Propiedades mecánicas de la soldadura de aceros inoxidables.

La soldadura es empleada a nivel industrial como uno de los métodos más comunes de unión de piezas y componentes. Sin embargo, debido a la heterogeneidad inducida por el proceso, tanto el metal base como el cordón y la ZAT poseen propiedades mecánicas diferentes, lo que hace que el comportamiento mecánico del componente soldado sea muy complicado una vez que es sometido a carga. Las uniones soldadas son comúnmente sometidas a diversos tipos de oscilaciones cíclicas cuando se encuentran en aplicaciones prácticas y, por tanto, el fallo por fatiga es bastante común. En el caso de recipientes y tuberías presurizadas, por ejemplo, la resistencia mecánica de las uniones soldadas determina la resistencia de toda la estructura, por lo que la soldadura representa un importante factor en la estimación de la reducción de la vida útil de dichos componentes [19].

Existen numerosos estudios [76-78] sobre el comportamiento a la fatiga de uniones soldadas donde han llevado a cabo un análisis comparativo del comportamiento a la fatiga de bajo número de ciclos en condiciones de alta temperatura, de uniones soldadas de aceros tipo 316LN, metal base, 316 metal de aporte y 316LN/316. Se ha estudiado la interacción y evolución de grietas cortas de fatiga en uniones soldadas de acero inoxidable tipo 1Cr18Ni9Ti, a través de la observación de réplicas. Asimismo, se investigaron el inicio y propagación de grietas de fatiga de bajo número de ciclos en el cordón, ZAT y metal base en una unión soldada de un recipiente presurizado fabricado con un acero tipo 16MnR. También, estudios sobre el comportamiento a la fatiga en un acero inoxidable del tipo 1Cr18Ni9Ti y en sus uniones soldadas sometidas a presión interna cíclica. Especialmente, en esa investigación se evaluaron los cambios de dureza que ocurren en el MB, así como en el MS y ZAT durante los ensayos de fatiga, a fin de estudiar la acumulación de daño de la junta soldada [19]. Además de las propiedades de fatiga, también ha sido de interés, en años recientes, el estudio de las propiedades mecánicas en tensión de las juntas soldadas de los aceros inoxidables, tanto austeníticos como dúplex. En este sentido, se han llevado a cabo una investigación a fin de evaluar la influencia de la velocidad de soldadura en la resistencia a la tensión de uniones soldadas por

láser, de chapas de AID. Dicho estudio, también, involucró la observación de la microestructura de los cordones obtenidos y de la ZAT mediante técnicas de microscopía óptica y electrónica de barrido, así como la determinación de diferentes perfiles de microdureza que permitieron evaluar las modificaciones en las propiedades mecánicas de la ZAT [19]. Se realizó una investigación para determinar el efecto tanto del modo de transferencia metálico (arco pulsado o cortocircuito) como del contenido de O₂ en la mezcla de gases Ar/O₂, del proceso GMAW, sobre la vida a la fatiga en condiciones uniaxiales de juntas soldadas de acero inoxidable 316L. Las probetas fueron pulidas mecánicamente usando papel de lija de grado 100 hasta 1200. Obtuvieron una resistencia a la tensión de 579 MPa y cedencia de 269 MPa. En las pruebas de fatiga las probetas se sometieron a una relación de esfuerzos de tensión-tensión $R=0.1$. La tensión máxima alterna fue de 202 MPa, que corresponde aproximadamente, al 75% de esfuerzo de cedencia de la junta soldada y a una frecuencia de 10 Hz. Las probetas fallaron en promedio a los 336,756 ciclos para las juntas soldadas con Ar/1% O₂ [19].

Las estructuras de ingeniería en todo el mundo están sujetas a distintos tipos de carga que incluyen, entre otros, cargas cíclicas debido a condiciones de operación, cargas secundarias debido a tensiones residuales y cargas estáticas por el peso de las estructuras. En el diseño de componentes que sufren cargas cíclicas, la predicción de la vida de fatiga y la seguridad industrial son temas muy importantes y complejos [14, 15]. En lo que se refiere al mecanismo de fatiga mismo de las uniones soldadas, es un hecho comúnmente aceptado que, en la mayoría de estas, el fallo es causado por la propagación de grietas semielípticas, de tipo superficial. Las grietas en las juntas soldadas no siempre se propagan de manera normal al esfuerzo aplicado debido a lo complejo de su geometría [66]. Hasta ahora, no ha habido un enfoque unificado que pueda tratar todos los problemas de las fallas por fatiga, debido a su complejidad y la gran cantidad de factores que influyen. Una preocupación adicional se basa en el hecho de que los componentes de ingeniería pueden contener defectos de fabricación y discontinuidades geométricas en la superficie, ocasionando fallas por fatiga de bajo número de ciclos [79].

Los AIA representan del 60 al 70 por ciento del uso total de materiales metálicos resistentes a la corrosión. Se utilizan en aplicaciones estructurales una gran variedad de componentes, lo cual exige mejor comprensión de su comportamiento mecánico debido a que la mayoría de las averías se

producen debido a fatiga. Normalmente, cuando el metal de soldadura se solidifica y se enfría a temperatura ambiente, su contracción puede reflejarse en esfuerzos residuales de tensión, mientras que en el metal base induce esfuerzos residuales de compresión. Por lo tanto, el proceso de soldadura altera las características de propagación de grietas por fatiga como resultado de estos esfuerzos residuales [65].

2.6 Resistencia a la fatiga en soldaduras disímiles 2205/316L.

El daño por fatiga en los granos del AID 2205 y AIA 316L da como resultado la persistente formación de marcas de deslizamiento que consisten en extrusión y intrusiones, las cuales son características muy importantes del daño temprano por fatiga de los materiales policristalinos debido a que las grietas por fatiga nuclean en estas zonas [16-18].

2.7 Resistencia a la tensión en soldaduras disímiles 2205/316L.

En comparación con las aleaciones monofásicas, los AID presentan un mayor límite elástico y una mayor resistencia a la tensión (aleaciones con alto porcentaje de γ). En condiciones de fatiga de gran cantidad de ciclos, los AID revelan un comportamiento de tipo I [80], es decir, las grietas inician en la superficie. Sólo en algunos casos cuando existe presencia de grandes inclusiones no metálicas (carbonitruros de Ti u óxidos de Al), se presenta la grieta tipo ojo de pez que inicia internamente [81]. El daño tipo I en los AID se presenta como deformación plástica local dentro de los granos de γ , que son más dúctiles en comparación con los granos de δ [82, 83]

Estudios recientes de la resistencia mecánica de soldaduras disímiles de aceros inoxidable 2205/316L han indicado que las muestras fallaron en el AIA 316L. El metal de aporte de AID utilizado para soldar mostró más resistencia a la tensión en comparación con el metal base de AIA, debido a que los AID tienen una composición química diferente, mayor cantidad de elementos que provocan endurecimiento por solución sólida y la presencia de dos fases que aumentan la resistencia mecánica [10-12, 48, 84].

2.8 Influencia de los gases de protección en los procesos de soldadura.

Una gran cantidad de fallas en la industria, son atribuidas directa o indirectamente a las soldaduras por la falta de homogeneidad dentro de la soldadura, concentración de esfuerzos residuales, inclusión de impurezas, etc. Lo cual invariablemente hace que esta región sea más débil. La gran mayoría de las reparaciones en las fallas de los componentes en las industrias se llevan a cabo usando algún proceso de soldadura y el éxito depende de muchos factores como soldabilidad del material, tipo de daño, disponibilidad de la técnica de soldadura, posibilidad de precalentamiento o tratamiento térmico y la reparación posterior de la inspección con pruebas no destructivas [85].

Los gases de protección tienen una importancia significativa en la protección del metal fundido de la contaminación atmosférica durante el proceso de soldadura. Estos gases juegan un papel muy importante en varios aspectos de la soldadura, incluyendo características del arco y la microestructura de la soldadura. La comprensión de la influencia de los gases de protección sobre diferentes materiales es muy importante, estudios y experimentos extensivos han sido desarrollados por numerosos investigadores. Los gases de protección en los procesos de soldadura por láser y arco eléctrico tienen un efecto notable sobre el desempeño del sistema de soldadura. La principal función de estos gases es la protección de la pileta de soldadura de reacciones adversas con los gases atmosféricos [86].

Oxígeno, nitrógeno y vapor de agua están presentes en el aire del ambiente y pueden causar contaminación en la soldadura. La protección de la soldadura, por lo tanto, siempre involucra la remoción de la reacción potencial de gases que están rodeando a la soldadura, previniendo efectos perjudiciales de la atmósfera que rodea el metal fundido. Los gases de protección también pueden estabilizar el arco y mejorar el modo de transferencia del metal en los procesos de soldadura. Los gases de protección tienen un efecto distinto en la formación y la estructura del arco de plasma. Este plasma, compuesto de gas ionizado, metal fundido, escoria, átomos y moléculas de vapores y gases, pueden ser controlados con aplicación apropiada de gases de protección. Los gases de protección también pueden interactuar con el metal base y el metal de soldadura y así pueden cambiar las propiedades mecánicas básicas del área soldada, como la resistencia, tenacidad, dureza y resistencia a la corrosión. Los gases de protección además tienen efectos importantes en la formación y penetración del cordón de soldadura. La porosidad en la soldadura es uno de los

defectos más comunes relacionados con la protección atmosférica [86]. Los poros pueden ocasionar iniciación de la propagación de grietas y disminuir considerablemente el ciclo de vida en las juntas soldadas expuestas a cargas dinámicas [86, 87].

La selección apropiada de gases de protección es una consideración esencial para la eficiencia, calidad y aceptación de la soldadura. Diferentes mezclas de gases son usadas para cumplir requerimientos precisos de soldadura. Estas mezclas pueden estar compuestas de dos, tres o hasta cuatro gases diferentes. Deben ser tomados en cuenta varios factores al seleccionar la composición de la mezcla de los gases de protección, incluyendo el tipo de material base y las reacciones químico-metalúrgicas entre los gases y la pileta líquida. Los gases comúnmente usados en la soldadura por arco, son el helio, argón, dióxido de carbono, oxígeno, hidrogeno y nitrógeno [88].

2.8.1 Gases de protección en los aceros inoxidables.

Uno de los gases de protección que comúnmente se usan en la soldadura de los aceros inoxidables es el argón con bajos niveles de un oxidante que puede ser el oxígeno o también el dióxido de carbono. Incrementando la proporción de los elementos oxidantes en los gases de protección incrementa la pérdida de manganeso, cromo y niobio. La adición de CO₂ a la mezcla reduce costos, mejora la soldabilidad y calidad del cordón de soldadura. Sin embargo, la adición de CO₂ provoca que el metal depositado absorba carbono y se oxide [86].

2.8.2 Gases de protección en los AIA.

Los AIA tienen características de alta resistencia y ductilidad, sin embargo, debido a su alto coeficiente de expansión térmica y su baja conductividad, la excesiva distorsión en la soldadura puede ser un problema. La baja conductividad térmica limita la velocidad de la soldadura y afecta la penetración. Utilizando argón con adiciones de dióxido de carbono o hidrógeno son comúnmente usadas para minimizar la formación de óxidos e incrementar la fluidez de la pileta líquida de soldadura. Los AIA solidifican típicamente con una mezcla de γ y δ metaestable. La incompleta transformación de δ a γ durante el enfriamiento resulta en la aparición de δ en el metal de soldadura. Si aparece un poco de δ tiene efectos benéficos reduciendo la susceptibilidad al agrietamiento en caliente [86].

El nitrógeno o hidrógeno puede ser adicionado en los gases protectores para refinar y mejorar las propiedades y apariencia del cordón de soldadura. Es ampliamente conocido que el nitrógeno es uno de los elementos más efectivos en incrementar la resistencia mecánica y a la corrosión de los AIA. El nitrógeno se disuelve intersticialmente en la γ y es un fuerte estabilizador de esta fase. Adicionar pequeñas cantidades de nitrógeno al gas de protección de argón puede reducir rápidamente el contenido de δ delta retenida, lo cual afecta directamente a las propiedades mecánicas y a la resistencia a la corrosión [89].

Incrementando la cantidad de nitrógeno en los gases de protección mejora la ductilidad, la resistencia a la tensión y dureza de la soldadura. La cantidad de calor de aporte determina la solubilidad del nitrógeno en el MS. El nitrógeno absorbido durante el proceso de soldadura resulta en un aumento de la resistencia mecánica por solución sólida intersticial y refinamiento de grano. Por lo tanto, la adición de nitrógeno en el gas protector a base de argón puede simultáneamente mejorar la resistencia a la tensión, la dureza de los AIA, aumentar el voltaje del arco ocasionando que también aumente el calor de aporte y la temperatura pico del MS, reduciendo su velocidad de enfriamiento[86, 90].

2.8.3 Gases de protección en los AID.

Soldar AID es un reto más grande debido a que es necesario asegurar que se mantiene el balance de fases tanto en el MS como en la ZAT, de lo contrario no se obtendrán una óptima combinación de propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión. Una mejora importante ocurre con la introducción de nitrógeno como uno de los principales elementos de aleación. El nitrógeno incrementa la resistencia a la corrosión, especialmente en la fase γ , es un fuerte estabilizador de esta fase lo cual incrementa su temperatura de transformación. Una parte del nitrógeno que se encuentra en el metal se perderá durante la soldadura y se ha observado que las soldaduras de AID que contienen nitrógeno sufren picaduras por la pérdida de nitrógeno. La pérdida de nitrógeno de la piqueta de soldadura aparece como resultado de la diferencia en presión parcial entre el nitrógeno disuelto en la piqueta de soldadura y el gas que está directamente por arriba de ella [91].

El uso de argón o helio puro como gas de protección generalmente resulta en pérdida de nitrógeno. Si el MS es rico en contenidos de δ en una soldadura utilizando argón como gas de protección,

tiene menores propiedades anticorrosivas y menor dureza comparada con el uso de helio [92]. La adición de nitrógeno dentro del gas de protección acelera la transformación parcial de δ a γ durante el enfriamiento después de soldar. Si se aumenta la γ se mejora la resistencia de la soldadura a la corrosión por picaduras y se ha observado que la γ intergranular impide la propagación de picaduras en las soldaduras que contienen δ [86].

CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1. Materiales: metales base y metal de soldadura.

Los materiales base (MsB) a utilizar son en forma de placa con 6.35 mm de espesor marca Nippon Steel y Outokumpu con designación correspondiente a la norma ASTM A 240M-04 [93] para el AID 2205 (UNS S32205) y AIA 316L (UNS S31603). En el proceso de manufactura, después del conformado en caliente, es necesario efectuar un recocido de solubilización completo seguido de un temple rápido para restaurar totalmente las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión. De acuerdo con el historial del proveedor estos MsB fueron rolados en caliente, seguido de un tratamiento térmico de recocido de solubilización a 1050 °C durante 5 minutos y templados en agua.

La tabla 3.1 muestra la composición química nominal de los MsB y del electrodo ER2209, la cual fue confirmada con el Espectrómetro de emisión óptica marca Q4 TASMÁN.

Tabla 3.1 Composición química de los metales base y del electrodo (% en peso).

	Tipo	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Nb	Cu	Fe
2205	ASTM	0.03	2.00	0.03	0.02	1.00	21–23	4.5–6.5	2.5–3.5	0.08–0.20	--	--	Balance
2205	Proveedor	0.01	1.81	0.00	0.00	0.54	22.50	5.70	3.10	0.16	0.03	0.21	Balance
316L	ASTM	0.03	2.00	0.05	0.03	0.75	16-18	10 - 14	2 – 3	0.10	--	--	Balance
316L	Proveedor	0.02	1.15	0.03	0.00	0.54	16.69	10.03	2.02	0.05	0.03	0.46	Balance
ER2209	AWS	0.03	0.5-2	0.03	0.03	0.90	21.5-23.5	7.5-9.5	2.5–3.5	0.08–0.2	--	0.75	Balance
ER2209	Proveedor	0.01	1.75	0.02	0.01	0.50	23.00	8.80	3.20	0.14	0.02	0.10	Balance

Al comparar la composición química de los MsB del proveedor con la norma ASTM A 240M-04 y del electrodo con la norma AWS A5.9M-06 [52], se observa que son aceptables los porcentajes en peso de los elementos aleantes, por lo que se procedió al uso de estos materiales para el desarrollo de la investigación.

En la tabla 3.2 se muestran las propiedades mecánicas de los MsB y del electrodo ER2209, observándose que están dentro de las especificaciones y fueron comprobadas con pruebas mecánicas propias, los resultados de los ensayos se muestran en el capítulo 4.

Tabla 3.2 Propiedades mecánicas de los metales base y del electrodo.

Material	Esfuerzo de cedencia σ_y al 0.2% [MPa]	Esfuerzo máximo σ_{max} [MPa]	Elongación [%]	Dureza
2205 ASTM	450	620	25	31- HRC
2205 Proveedor	655	827	32	23- HRC
316L ASTM	170	485	40	95- HRB
316L Proveedor	353	624	53	81- HRB
ER2209 AWS	560	690	26	240-HV ₁₀₀

3.2 Proceso de soldadura.

3.2.1 Dimensiones y preparación de la junta.

Las placas se cortaron con dimensiones de 6.35 mm de espesor, 150 mm de largo y 70 mm de ancho con preparación en simple V a 60°, talón de 1.5 mm y una separación de raíz de 2.5 mm como se muestra en la figura 3.1. Previo a la soldadura de las juntas, se realizó una limpieza mecánica a las placas con un cepillo de cerdas de acero inoxidable para evitar inclusiones exógenas.

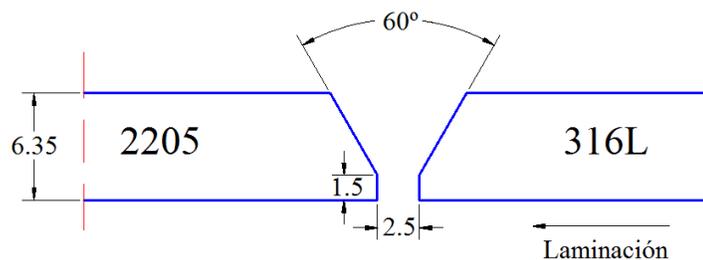


Figura 3.1 Preparación en simple V de las juntas a soldar, dimensiones en mm.

3.2.2 Las variables operativas

Se utilizó una máquina de soldar Miller modelo Dimension® 652, se soldaron en un solo paso 6 juntas mediante el proceso de soldadura GMAW con corriente directa y electrodo positivo (CD-EP), únicamente en 3 juntas se aplicó CEME de 3 mT. El proceso se realizó de manera semiautomatizada acoplado la antorcha a un motor eléctrico de velocidad ajustable, para depositar el cordón de soldadura a velocidad de desplazamiento constante. Las características de la máquina

para soldar son: corriente nominal de salida es de 650 A con 44 voltios de corriente directa (CD) en circuito abierto y ciclo de trabajo 100%.

Las variables operativas del proceso de soldadura se muestran en la tabla 3.3. Se ajustaron dentro de parámetros constantes para soldar las placas en un solo paso con 245 ± 3 A y 24 V. Para calcular el calor de aporte se utilizó la fórmula de la expresión (1). El electrodo utilizado fue ER2209 de 1.2 mm de diámetro con designación AWS A5.9M-06 [52] y una velocidad de alimentación de 100 mm/s. Este electrodo tiene un incremento en el contenido de níquel comparado con el AID 2205. La mezcla de gases de protección que se aplicó fue 95% Ar + 3% N₂ + 2% O₂ con un flujo constante de 18.8 L/min y una separación de 10 mm del tubo difusor de la antorcha con respecto a la junta. La velocidad de desplazamiento de la soldadura fue de 3.6 mm/s.

Tabla 3.3 Variables operativas del proceso de soldadura utilizado GMAW.

Junta No.	CEME [mT]	Corriente [A]	Voltaje [V]	Velocidad de alimentación del electrodo [mm/s]	Distancia libre del electrodo [mm]	Flujo de gas [L/min]	Velocidad de soldadura [mm/s]	Calor aportado [kJ/mm]
1	3	246	24	100	10	18.8	3.6	1.23
2	3	250	24	100	10	18.8	3.6	1.25
3	3	248	24	100	10	18.8	3.6	1.24
4	0	245	24	100	10	18.8	3.6	1.22
5	0	242	24	100	10	18.8	3.6	1.21
6	0	243	24	100	10	18.8	3.6	1.21

En la soldadura de aceros con el proceso por fusión con arco metálico y protección de gas, se han citado un amplio rango de eficiencia (η) de 69 a 91% [94-98]. Para el proceso de soldadura utilizado se consideró una eficiencia η del 75% de acuerdo a cálculos previos realizados por Bosworth [99] en soldaduras de acero al carbono utilizando electrodos de 1.2 mm de diámetro con variaciones en eficiencias de 75 a 80%. El calor aportado que se calculó de acuerdo con la ecuación (1) fue de 1.2 kJ/mm [56, 94].

$$(1) \quad Q = \eta \frac{EI}{V}$$

Donde:

Q = Aporte térmico, J/mm.

η = 75% de eficiencia en el proceso de soldadura GMAW.

E = Voltaje, V.

I = Corriente, A.

V = Velocidad de soldadura, mm/s.

Durante el proceso de soldadura GMAW se aplicó solamente a tres de las juntas un CEME de 3 mT paralelo al arco eléctrico, utilizando como fuente de poder la unidad de inspección magnética portátil marca Parker modelo DA-1500 [100]. Con los cables de la unidad que son de calibre 4/0 AWG (American Wire Gauge, por sus siglas en inglés), se formó una bobina eléctrica de tres vueltas para crear el campo electromagnético utilizando corriente alterna (CA) de 60 Hz. Se instaló la bobina alrededor de la junta de forma paralela a la dirección de avance de la antorcha para mantener un campo magnético constante hacia el centro de la unión durante todo el proceso, como se muestra en la figura 3.2a. La figura 3.2b muestra la dirección de las líneas de flujo magnético. La aplicación del CEME se mantuvo durante 60 segundos posterior al proceso de soldadura

Para medir la densidad de flujo magnético, se usó un dispositivo portátil de efecto Hall marca F.W Bell modelo 5180, el cual consiste en una laminilla delgada por donde pasan las líneas de flujo magnético y mediante un dispositivo electrónico convierte esta señal analógica en digital en unidades de mT.

Para el inicio y final del arco eléctrico en el proceso de soldadura se colocaron pequeñas placas de extensión de AI en la parte biselada de las juntas, con la finalidad de aprovechar en su máxima longitud las placas soldadas, además se utilizó como respaldo una placa de acero al carbono por debajo de las juntas como se ilustra en la figura 3.2c y d.

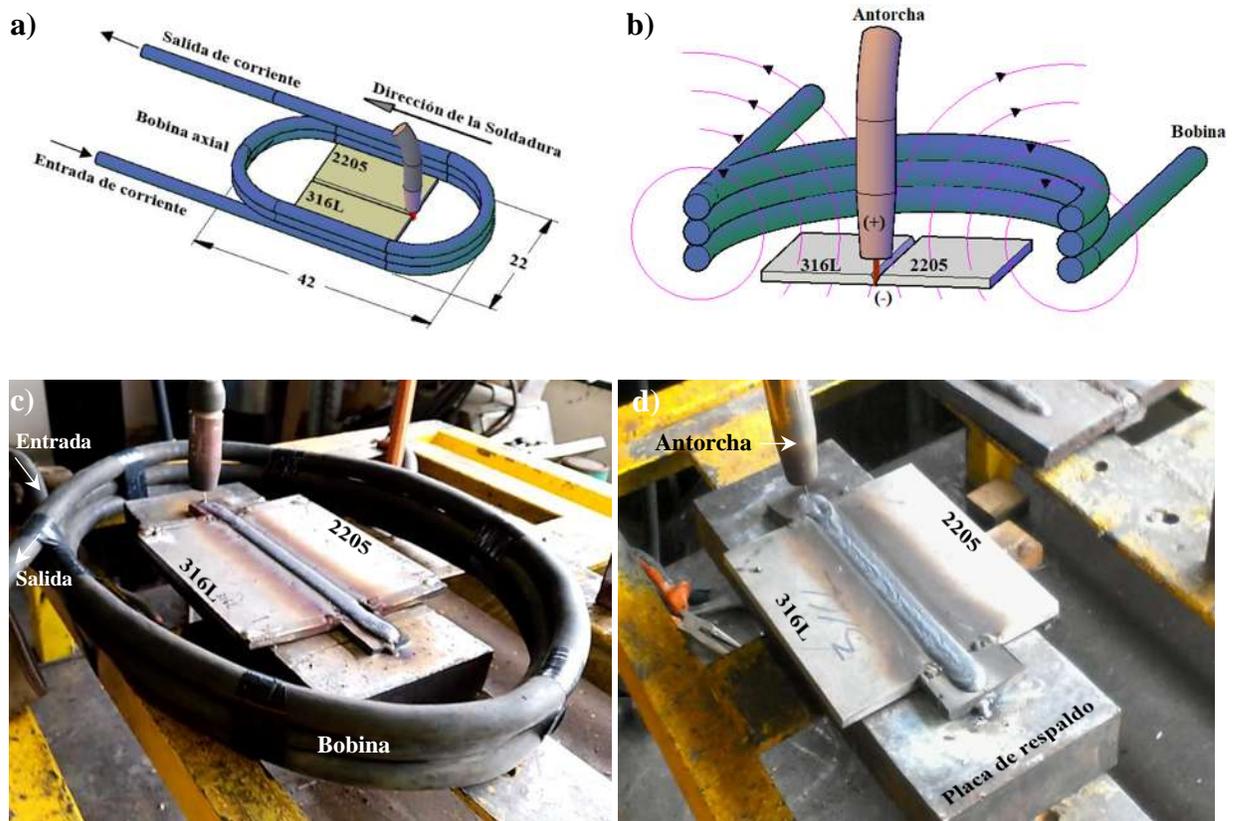


Figura 3.2 Arreglo experimental del proceso de soldadura de las juntas, a) dibujo de la vista superior indicando las dimensiones en cm de la bobina eléctrica, b) dibujo de la vista frontal donde las flechas indican la dirección de las líneas de flujo magnético [9], c) fotografía del arreglo experimental **con** inducción de CEME y d) fotografías del arreglo experimental **sin** inducción de CEME.

3.3 Caracterización de la unión soldada.

Para la valoración superficial de las juntas soldadas se inspeccionaron visualmente buscando defectos tales como porosidades, socavados, falta o exceso de penetración, salpicaduras y grietas. Para conocer el efecto del CEME de 3 mT aplicado a la unión soldada 2205/316L, se realizaron cortes de aproximadamente 1.3 cm de ancho a través de la sección transversal de las juntas 1 y 5*, a la misma distancia con respecto al inicio de la soldadura. Las probetas fueron seleccionadas como se muestra en la tabla 3.4 para las diferentes pruebas a realizar y así poder comparar las mismas propiedades a lo largo del cordón como se muestra en la figura 3.3. Las probetas fueron numeradas de la 1 a la 11 a partir del final del cordón. Las probetas de la junta 5 sin la aplicación de CEME fueron identificadas con un asterisco (*).

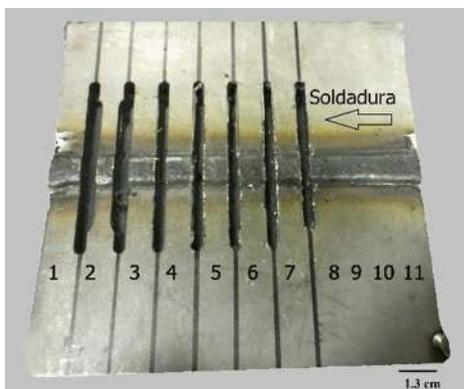


Figura 3.3 Cortes de aproximadamente 1.3 cm de ancho a través de la sección transversal de la junta 1. La flecha indica la dirección de soldadura.

Tabla 3.4 Probetas seleccionadas para las diferentes pruebas a realizar de las juntas 1 y 5.

Número de probeta.	Tipo de prueba.
2, 8 y 10.	Tensión
3	Impacto, muesca en corona
7	Impacto, muesca en raíz
9	Impacto, muesca en ZATAT 316L
11	Impacto, muesca en ZATAT AID
5	Microdureza
5	Microscopía óptica
5	Microscopía electrónica de barrido

3.3.1 Difracción de rayos-X.

Se utilizó difracción de rayos-X (DRX) para identificar las fases presentes en los MsB en condición de llegada del AID 2205 y AIA 316L. Se prepararon las muestras con un maquinado hasta una profundidad de 3 mm, posteriormente se utilizó papel de carburo de silicio con una granulometría de 400, 600, 1000 y 1200. Las condiciones de la corrida se muestran en la tabla 3.5 [51, 101-104]. El ensayo se llevó a cabo en el difractor SIEMENS modelo D5000. Se indexaron los datos con ayuda del programa EVA[®] versión 13.0.0.3 y de tarjetas cristalográficas de la base de datos para el AID 2205 (PDF2007:00-054-0331) y AIA 316L (PDF2007:00-033-0397) [105].

Tabla 3.5 Condiciones de la corrida de DRX.

2 θ Inicial [°]	2 θ Final [°]	Paso [°]	Tiempo-paso [s]	Temperatura [°C]	CuK α λ [Å]
20	120	0.020	1	25	1.5418

3.3.2 Caracterización microestructural.

La caracterización microestructural se realizó utilizando microscopía óptica convencional (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Con estos análisis se evaluó los efectos presentes en las diferentes condiciones de soldadura para correlacionar los resultados con el comportamiento mecánico de las juntas soldadas.

Se prepararon probetas con dimensiones de (1x 1.5 x 0.63 cm) rectificándose y lijándose con papel abrasivo de carburo de silicio grados 1000, 1200, 1500 y 2000, mientras que el proceso de pulido fino acabado espejo se realizó en paños y pasta de diamante grado 6, 3 y 1 μm . Una vez terminado el proceso de pulido, las muestras se lavaron en tina ultrasónica con etanol y fueron secadas para realizar el ataque químico de la superficie pulida con el reactivo y revelar la microestructura.

Para revelar la microestructura de los MsB y la unión soldada se sumergieron y agitaron de forma oscilante dentro del recipiente con el reactivo denominado agua regia (8.43 mL de HCl + 2.8 mL de HNO₃ + 3.75 mL de etanol). Se debe respetar la secuencia de la mezcla de la solución para evitar que reaccione la solución [106]. Este ataque químico genera un contraste de fases provocando que la fase de δ se vea de color oscuro mientras que la γ se mantiene en un color más claro. Por las diferentes composiciones químicas de los MsB y la unión soldada, los tiempos de aplicación del ataque químico para revelar la microestructura oscilaron desde los 2 minutos hasta los 5 minutos, aplicándolo progresivamente en las diferentes zonas.

Se obtuvieron metalografías a color mediante la técnica de ataque coloreado Beraha que permite la identificación de diversas fases y constituyentes presentes en la microestructura de un gran número de aleaciones. El color producto de este ataque varía con la composición química y se obtienen resultados diferentes dependiendo de la orientación de las fases, la temperatura, el tiempo y la composición de la aleación. Los resultados en color pueden variar a menos que las condiciones

se controlen rigurosamente. Para el ataque químico con tinte de Beraha, la superficie pulida de la muestra se sumerge en el reactivo a temperatura ambiente durante un tiempo que puede ser de hasta 120 segundos. Para colorear la δ se utilizó una composición de (10 mL de HCl + 90 mL de agua + 0.03 g $K_2S_2O_5$ + 0.02 g NH_4FHF) y para colorear la γ (20 mL HCl + 80 mL de agua + 0.03 g $K_2S_2O_5$ + 0.02 g NH_4FHF) [107-111].

Una vez terminado el ataque químico, las muestras se enjuagaron con un flujo de agua destilada y colocadas en tina ultrasónica con etanol, se secaron para inmediatamente realizar la toma de micrografías a diferentes magnificaciones con el microscopio óptico Nikon modelo EPIPHOT 300, con el fin de tomar varias imágenes digitales a distintas magnificaciones para observar las fases presentes en los MsB y en las diferentes zonas de los perfiles transversales de las soldaduras; la ZAT, zona afectada térmicamente de baja temperatura (ZATBT), ZATAT y la zona de fusión (ZF). Se utilizó el programa analizador de imágenes SigmaScan Pro[®] para medir el tamaño de grano, porcentaje de fases y dilución de la soldadura.

Con el propósito de observar la microestructura y análisis químico puntual de las fases, se utilizó un microscopio electrónico de barrido marca JEOL modelo JSM-6400 obteniendo varias imágenes digitales a diferentes magnificaciones utilizando la técnica de electrones secundarios (ES). Se realizaron análisis elementales puntuales mediante espectrometría por dispersión de energía de rayos-X (EDS, por sus siglas en inglés), mapeos elementales, barridos lineales elementales, composición química de las diferentes fases y compuestos intermetálicos

Para la caracterización microestructural de la unión soldada se seleccionó la probeta número 5 de las juntas 1 con CEME y junta 5 sin CEME, a la misma distancia con respecto al inicio de la soldadura como se muestra en la figura 3.3.

3.4 Caracterización mecánica.

Se procedió con ensayos para la caracterización mecánica de los MsB en condición de llegada y de las probetas de la unión soldada como se muestra en la tabla 3.4. Se hicieron perfiles de microdureza Vickers HV_{100} , pruebas de tensión, tenacidad a la fractura Charpy y fatiga.

3.4.1 Ensayo de dureza.

El ensayo de microdureza Vickers HV_{100} se realizó con un durómetro marca Mitutoyo modelo HM 200 de carga automática con penetrador de punta de diamante piramidal, aplicando una carga de 100 gramos durante 15 segundos, siguiendo los parámetros que indica la norma ASTM E-384 [112].

Utilizando las probetas de caracterización microestructural de los MsB se les ensayaron 3 barridos en sentido longitudinal (L) y transversal (Tr) a la laminación en tres líneas paralelas. Se realizaron 10 impresiones con una distancia entre ellas de $500\ \mu\text{m}$. Un barrido está a la mitad del espesor de la placa y los otros dos barridos están a $500\ \mu\text{m}$ de separación con respecto a la superficie como se muestra en la figura 3.4. También se comprobó la dureza Rockwell C (HRC) de los MsB en un durómetro marca Nanovea.

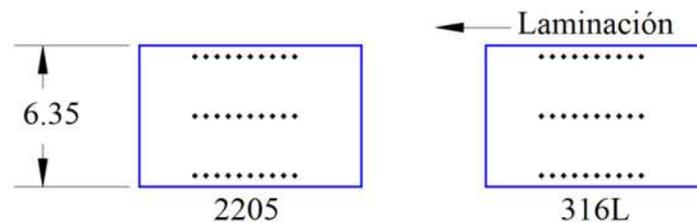


Figura 3.4 Tres barridos con 10 impresiones de microdureza HV_{100} realizado en los metales base, dimensiones en mm.

Utilizando la probeta 5 de cada condición de las juntas soldadas, se les realizaron 3 barridos en forma de líneas paralelas a la mitad del espesor y a través de la sección transversal de las soldaduras. Se realizaron 91 mediciones en cada barrido con una distancia entre ellas de $200\ \mu\text{m}$. El barrido 1 está a la mitad del espesor de la junta soldada y el barrido 2 y 3 están a $200\ \mu\text{m}$ hacia la parte superior e inferior como se muestra en la figura 3.5, así se obtuvieron perfiles de microdureza promedio para determinar el efecto de las condiciones de soldadura.

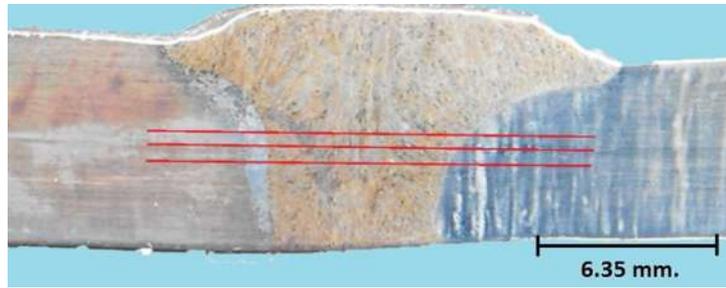


Figura 3.5 Barridos de microdureza HV₁₀₀ realizado a las soldaduras.

3.4.2 Ensayo de tensión.

Se maquinaron probetas planas rectangulares de las placas de los MsB y de la unión soldada, de acuerdo a la configuración y dimensiones que establece la norma ASTM E8-04 [113] para especímenes planos de tamaño reducido, como se muestra en la figura 3.6. En el caso de la unión soldada, el cordón quedó a la mitad de la zona reducida de la probeta.

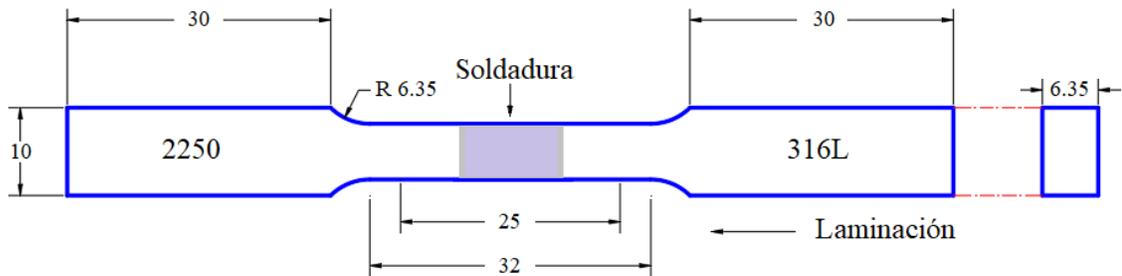


Figura 3.6 Vista superior de la probeta rectangular reducida para la prueba de tensión, dimensiones en mm.

Para el diseño y manufactura de las probetas, se utilizaron programas de Diseño Asistido por Computadora Autocad[®] 2015, Manufactura Asistida por Computadora Mastercam X7[®] y una fresadora vertical de control numérico computarizado (CNC) marca Viwa modelo VF3KM400. Para los MsB se maquinaron 3 probetas en el sentido longitudinal y 3 en el sentido transversal a la laminación. La figura 3.7a muestra la fresadora CNC, b-d maquinado de las probetas de tensión en sentido longitudinal y transversal a la laminación de los MsB.



Figura 3.7 Proceso de manufactura en CNC; (a) Fresadora CNC, (b-d) Maquinado de las probetas de tensión en sentido longitudinal y transversal a la laminación.

Para los ensayos de tensión se utilizó una máquina marca Landmark MTS Modelo 370 que tiene una capacidad máxima de carga de 100 kN. La velocidad de avance del cabezal fue de 0.016 mm/s.

3.4.3 Ensayo de impacto Charpy.

Mediante el ensayo de impacto Charpy se obtuvo la evaluación la tenacidad de los MsB y de las juntas soldadas. Se maquinaron probetas planas rectangulares, de acuerdo a la configuración y dimensiones para especímenes planos de tamaño reducido de 5 mm de espesor Tipo A de viga simple que establece la norma ASTM E 23-02 [114]. Se maquinaron 4 probetas de los MsB en el sentido longitudinal y 4 en el sentido transversal a la laminación.

Para ubicar el maquinado de la muesca en las muestras soldadas, las piezas fueron desbastadas con papel de carburo de silicio hasta una granulometría de 2000 y atacadas electroquímicamente con la solución de (15% HClO_4 + 85% agua destilada) con 10 V durante 60 s. Se maquinaron las muescas en cuatro zonas importantes de la soldadura como son la raíz, corona, ZATAT del AID 2205 y ZATAT del AIA 316L para evaluar el efecto de la microestructura sin y con CEME, como se muestra en la figura 3.8 y 3.9.

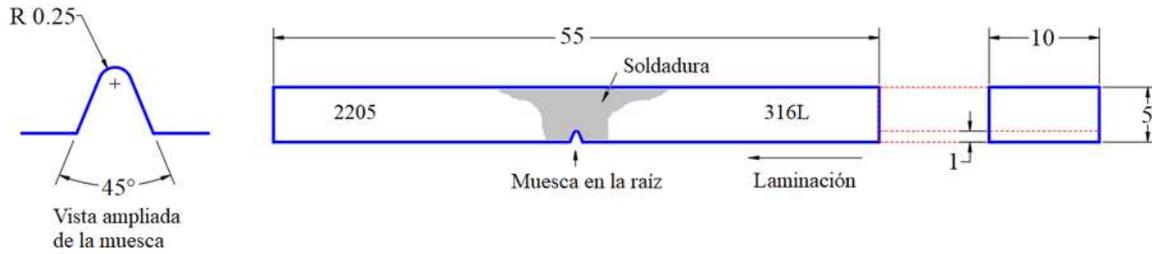


Figura 3.8 Espécimen rectangular reducido para la prueba de impacto Charpy, con muesca en la raíz de la soldadura, dimensiones en mm.



Figura 3.9 Probeta 7 de la junta 1 mostrando la muesca en la raíz de la soldadura.

Los ensayos se realizaron de acuerdo a la Norma ASTM A 923 – 03 [115], el valor mínimo aceptable de energía absorbida para el AID 2205 es 27 J a una temperatura de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Las propiedades de los AID son excelentes en el rango de temperatura de -50 a $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, pero cercano a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ se ha observado una disminución importante en la tenacidad a la fractura en juntas soldadas [32, 116, 117]. Las probetas se mantuvieron en una cámara frigorífica a $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 9 horas, después permanecieron a temperatura ambiente para llegar a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Inmediatamente se realizó la prueba de impacto en una maquina con péndulo Charpy. Las fracturas fueron observadas en el MEB.

3.4.4 Ensayo de fatiga.

Utilizando las juntas soldadas con y sin CEME se maquinaron probetas planas rectangulares, de acuerdo a la configuración y dimensiones que establece la norma ASTM E466-96 [118] como se muestra en la figura 3.10. El cordón queda a la mitad de la zona reducida de la probeta.

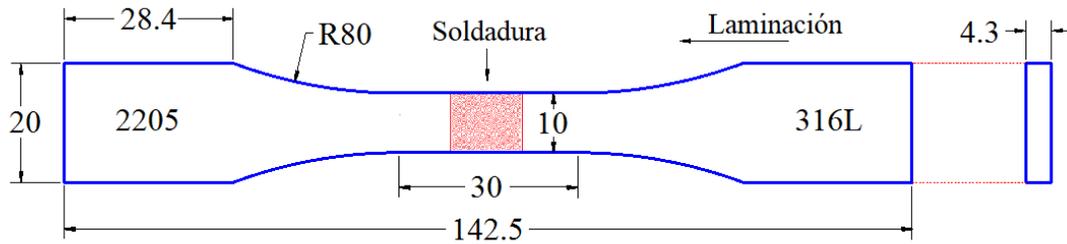


Figura 3.10 Vista superior de la probeta rectangular para la prueba de fatiga, dimensiones en mm.

Para el diseño y manufactura de las probetas, se utilizaron programas de Diseño Asistido por Computadora Autocad® 2017, Manufactura Asistida por Computadora Mastercam X7® y un centro de maquinado de control numérico computarizado (CNC) marca DYNA-MYTE DM 3220. En la figura 3.11a se muestra el proceso de maquinado con líquido refrigerante, y en la figura 3.11b el maquinado final obtenido de las probetas de fatiga para proceder con el corte para separarlas.

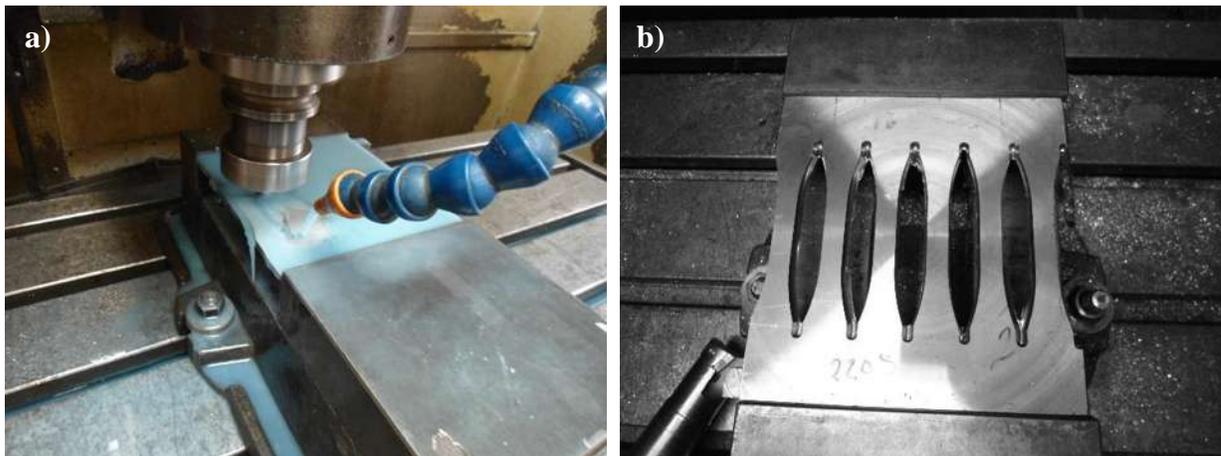


Figura 3.11 a) Proceso de maquinado con CNC utilizando líquido refrigerante, b) maquinado final obteniendo de la curvatura de las probetas de fatiga.

El maquinado en CNC se realizó con bajas profundidades de corte, con el fin de minimizar la posible introducción de esfuerzos residuales durante la operación, dejando un remanente de material de 0.125 mm para el lijado y pulido. Las superficies mecanizadas se lijaron con papel de carburo de silicio hasta una granulometría de 2000, procurando que fuera siempre longitudinalmente en el sentido de laminación y conservar el paralelismo entre caras, además utilizando una fresadora manual, se implementó un disco como se muestra en la figura 3.12 con el

mismo radio de las probetas a fin de conservar las dimensiones y eliminar las muescas producidas durante el mecanizado.



Figura 3.12 Lijado de las probetas con disco montado en fresadora manual.

La figura 3.13a, b presenta la vista frontal y lateral respectivamente de las probetas de fatiga, las cuales fueron pulidas hasta acabado superficial tipo espejo solo en la zona reducida de prueba, utilizando un disco de felpa de lana y pasta de alúmina para acero inoxidable diluida con etanol. Se realizaron mediciones de la rugosidad superficial promedio (R_a) utilizando un perfilómetro óptico tridimensional sin contacto marca NANOVEA PS50 3D.

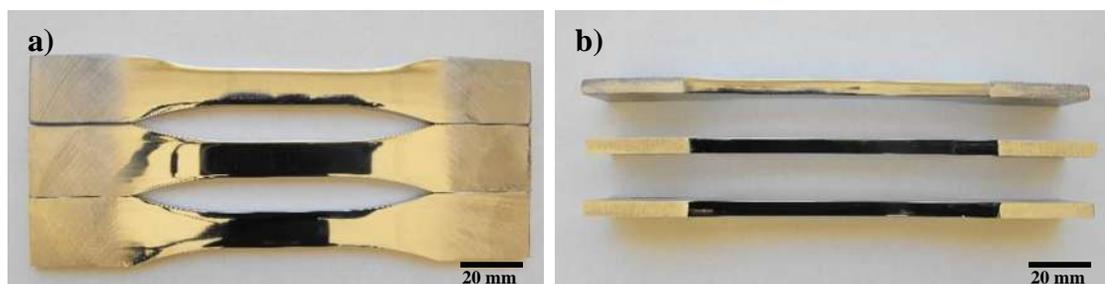


Figura 3.13 Probetas pulidas hasta acabado superficial tipo espejo en la zona de prueba, a) vista frontal y b) vista lateral.

Para caracterizar el comportamiento de vida a la fatiga de la soldadura disímil, se realizaron ensayos en aire atmosférico a temperatura ambiente aplicando carga cíclica uniaxial en forma de onda sinusoidal de 15 Hz, dentro de la deformación elástica del 316L, entre límites constantes de esfuerzos de tensión-compresión ($\Delta\sigma$) con una relación de $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = -0.3$. En la tabla 3.6 se muestran los parámetros del ensayo de fatiga que se calcularon con las ecuaciones (2) a la (3),

iniciando con el 98% del valor del esfuerzo de cedencia máximo $\sigma_y = 443$ MPa obtenido de los ensayos de tensión de las juntas soldadas, el cual está ligeramente por encima del valor del MB 316L. El valor absoluto del esfuerzo de compresión (σ_{\min}) no sobrepasa el 30% del esfuerzo de cedencia máximo (σ_{\max}) para evitar el pandeo de las probetas al realizar la prueba de fatiga. Los ensayos se llevaron a cabo en una máquina servohidráulica controlada por computadora, marca Landmark MTS modelo 647 con capacidad máxima de carga de 100 kN,

(2) Rango de esfuerzo: $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$

(3) Relación de esfuerzo: $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$

Tabla 3.6 Límites de esfuerzos para la prueba de fatiga.

Probeta No.	CEME [mT]	Porcentaje de σ_y [%]	Tensión σ_{\max} [MPa]	Compresión σ_{\min} [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	R
1	3	98	434	-130	564	-0.3
2	3	95	420	-126	547	-0.3
3	0	98	434	-130	564	-0.3
4	0	95	420	-126	547	-0.3
5	0	90	398	-119	518	-0.3
6	0	69	306	-92	398	-0.3

3.4.5 Estudio de fractografía.

Después de realizar los ensayos mecánicos, se seleccionaron probetas con y sin la aplicación de CEME con el objetivo de realizar un análisis de las características de la fractura. Las probetas fueron cortadas aproximadamente 1 cm de distancia con respecto a la fractura, sin causar daño ni contaminar la superficie de la muestra. Este estudio se realizó en el MEB y se tomaron imágenes digitales a diferentes magnificaciones, se realizaron análisis químicos puntuales en algunas zonas y fases para obtener información del mecanismo de falla.

3.4.6 Porcentaje de ferrita.

En los perfiles transversales de las soldaduras con y sin la aplicación de CEME, se realizó un escaneo de manera manual del contenido de δ de acuerdo con el método de inducción magnética. Se utilizó un ferritoscopio marca Fischer modelo FMP30 [119] el cual mide el contenido de δ en aceros austeníticos y dúplex con respecto a los cambios en la permeabilidad magnética.

El contenido de δ se midió en un área de 5 mm de alto y 40 mm de largo, compuesta por 6 líneas horizontales, cada una con 41 mediciones puntuales separadas cada 1 mm, pero en el refuerzo de la soldadura se midió otra línea horizontal que contiene 9 mediciones puntuales. De esta manera el área contiene 256 mediciones puntuales que cubren el MB, ZAT y ZF, como se muestra en la figura 3.14. Los datos del escaneo del porcentaje δ se usaron para construir una imagen a colores de la muestra soldada.

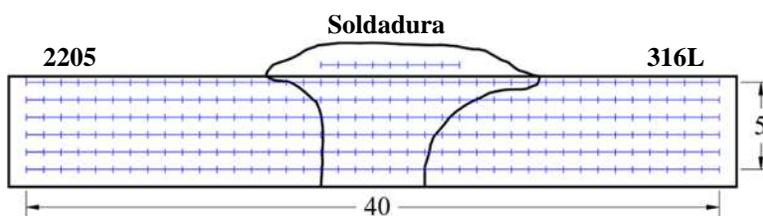


Figura 3.14 Dibujo esquemático del área de medición del contenido de delta δ en los perfiles transversales de las soldaduras, dimensiones en mm.

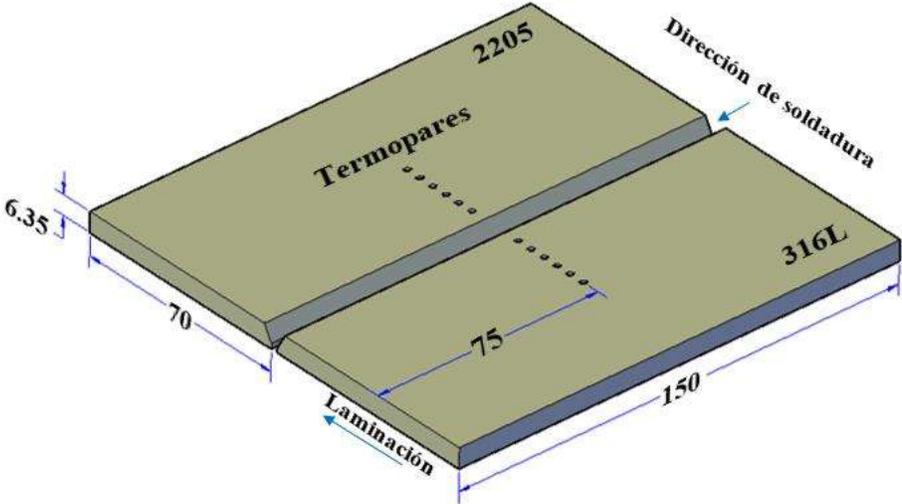
3.5 Medición de temperatura en la ZAT.

Para la medición de temperatura en la ZAT durante el proceso de soldadura sin CEME se maquinó una junta con 6 barrenos en cada metal base, a los 75 mm de largo de la junta que es la mitad del recorrido de la antorcha. El primer barreno se colocó a 9 mm del centro de la junta, donde se ubica la línea de fusión después del proceso de soldadura, es decir, el ancho de la corona del cordón es de 18 ± 2 mm. Los barrenos tienen 2 mm de diámetro y 2 mm de profundidad, con una separación entre ellos de 5 mm.

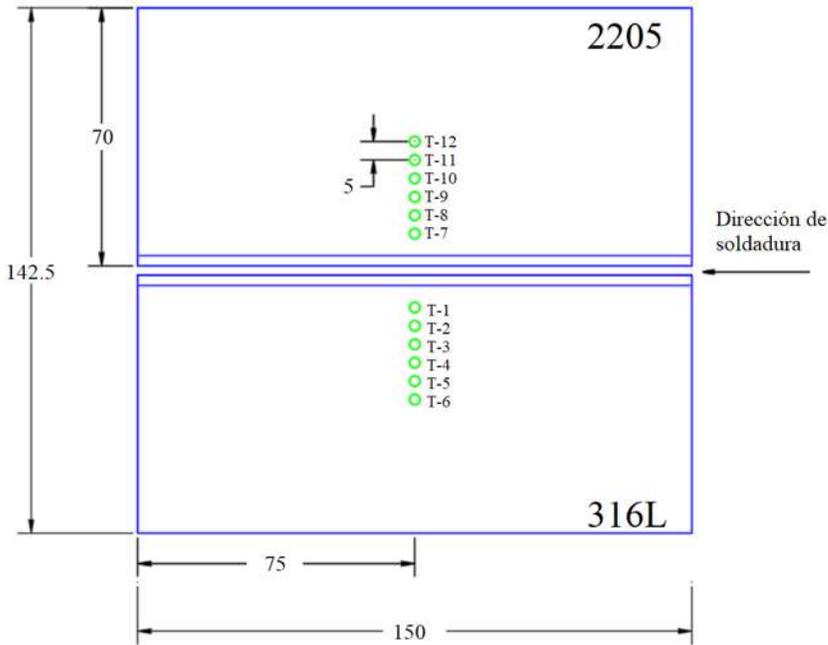
Para colocar cada termopar en las placas, su unión expuesta de ~ 2 mm de diámetro se introdujo a presión dentro del barreno hasta que tocara el fondo, además para retirar el aire que queda en el espacio entre la unión del termopar y el barreno se rellenó con pasta resistente a altas temperaturas, térmicamente conductiva y aislante eléctrica. En la figura 3.15a, b y c muestran las vistas

isométrica, superior y lateral respectivamente de la ubicación de los barrenos en las placas de los MsB para la colocación de los termopares tipo K.

a)



b)



c)

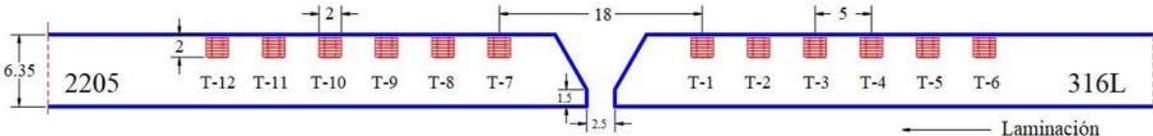


Figura 3.15 Diferentes vistas de la ubicación de los barrenos en la junta a soldar para la colocación de termopares tipo K: a) isométrica; b) superior; c) lateral, dimensiones en mm.

Para fabricar los termopares tipo K de unión expuesta, se utilizó cable para altas temperaturas con aislamiento de fibra de vidrio y blindaje externo flexible de acero inoxidable trenzado, el cual es resistente a la abrasión y ayuda a minimizar la captación de ruido debido a campos electromagnéticos. El cable positivo y negativo de cada termopar se introdujo de forma separada en bifilares de alúmina de 4.76 mm de diámetro exterior que ayudan a protegerlos del calor generado por el proceso de soldadura, después se procedió a crear el par por medio de la fusión de la punta de ambos cables, utilizando una máquina de soldar con corriente directa polaridad inversa de 25 volts. En el polo negativo de la máquina de soldar se colocó grafito para no contaminar la unión al hacer el corto circuito con la punta de los dos cables del termopar, colocados en el polo positivo. El corto circuito para fundir y unir los alambres del termopar tuvo una duración aproximada de 1 segundo. En la figura 3.16a se muestra la junta a soldar con los barrenos maquinados y la unión de la punta de los termopares con los bifilares de alúmina colocados. En la figura 3.16b se muestra la colocación de los termopares tipo K en cada uno de los barrenos para la medición de temperatura en la ZAT durante el proceso de soldadura. Esta disposición de los barrenos es para relacionar los gradientes térmicos con respecto a la fuente de calor y la conductividad térmica de los MsB.



Figura 3.16 a) Junta a soldar con los barrenos maquinados b) Colocación de los termopares tipo K para la medición de temperatura en la ZAT durante el proceso de soldadura.

3.5.1 Digitalización de señales de temperatura.

Para convertir las señales analógicas de temperatura a digitales, se conectaron los 12 termopares a una tarjeta de adquisición de datos (DAQ) marca National Instruments™ modelo NI-9213, de 16

canales y 24 bits. Para hacer la conexión de esta tarjeta con la computadora, se utilizó un bastidor de puerto universal en serie (USB) modelo NI cDAQ™ 9171. Para la adquisición de datos se utilizó un programa informático elaborado en LabVIEW™ 2018 que se basa en lenguaje gráfico como se muestra en las figuras 3.17 y 3.18, instalado en una computadora con sistema operativo Windows 10.

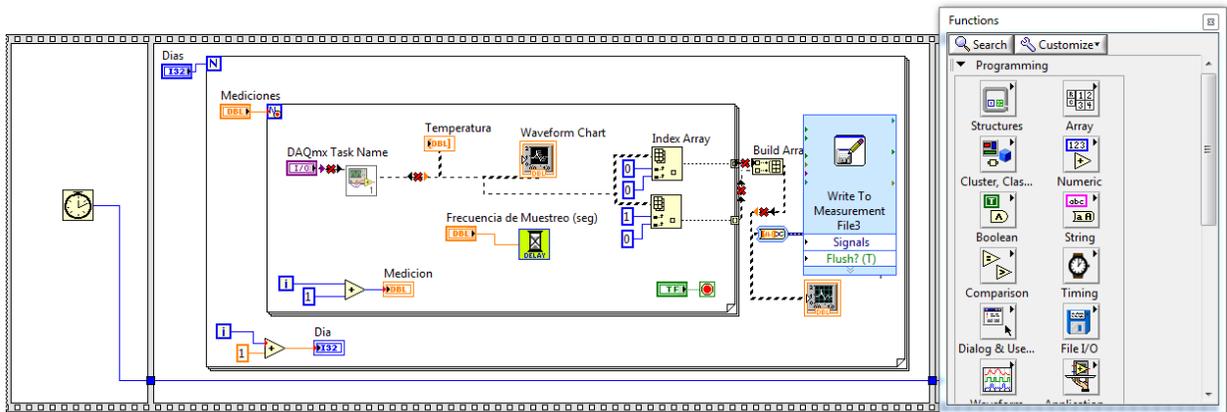


Figura 3.17. Diagrama de bloques y paleta de controles en LabVIEW™ para la digitalización de las señales recibidas de los termopares durante el proceso de soldadura.

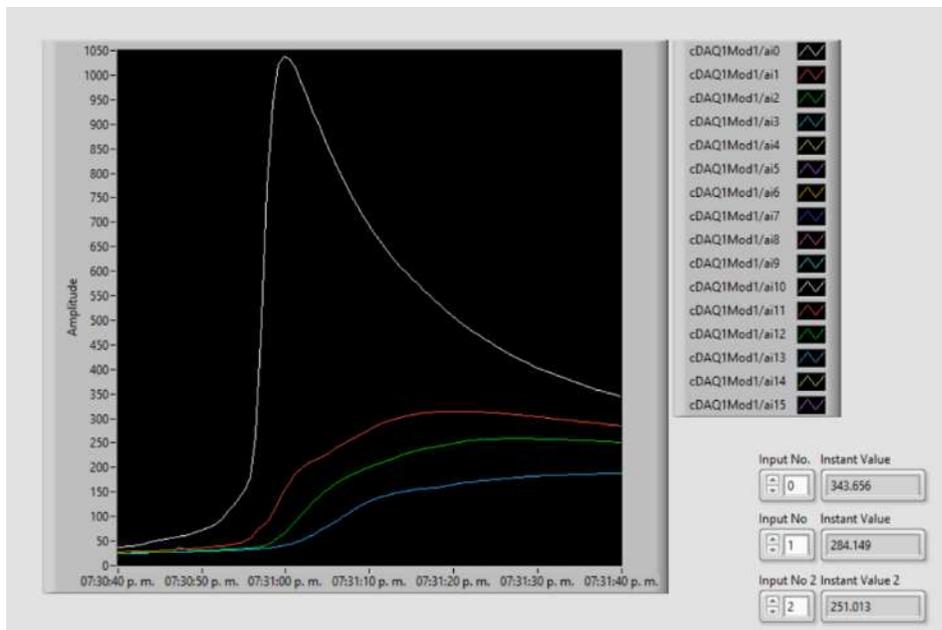


Figura 3.18 Panel frontal del LabVIEW™ 2018 para la adquisición de datos de temperatura durante el proceso de soldadura.

3.5.2 Modelado para la predicción de precipitados en los MsB.

Para obtener los diagramas de Tiempo, temperatura, precipitación (TTP) de los MsB se utilizó el programa informático de simulación JMatPro® como se muestra en la figura 3.19. Con este programa se puede calcular una amplia gama de propiedades de los materiales. Los parámetros principales que se establecieron fueron la composición química, los precipitados sigma, chi, Laves, alfa prima, $M_{23}C_6$ y el porcentaje de precipitación que se espera, en este caso para ambos materiales se estableció el 0.1%. Se graficaron los datos de los diagramas TTP obtenidos con JMatPro® junto con los datos de los ciclos térmicos del proceso de soldadura para modelar la predicción de precipitados en los MsB.

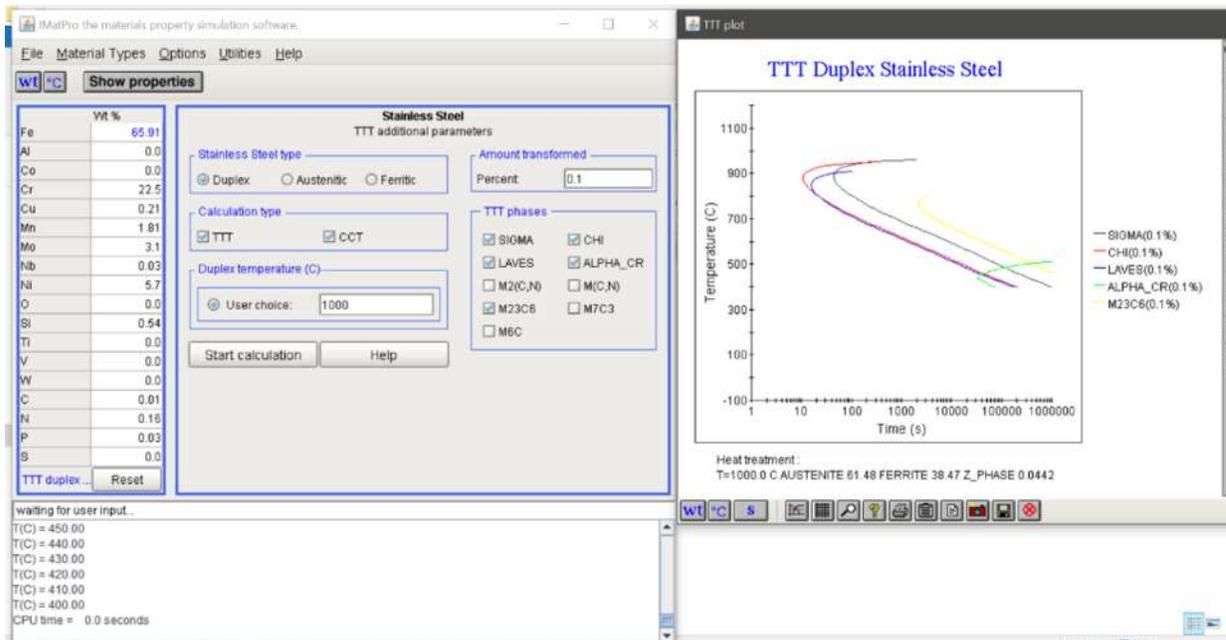


Figura 3.19 Programa informático JMatPro® para obtener los diagramas TTP de los MsB.

CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Caracterización macro y microestructural de los MsB y juntas soldadas.

4.1.1 Difracción de Rayos X de los MsB.

La figura 4.1 muestra los patrones de DRX para identificar las fases presentes en los MsB en condición de llegada del AID 2205 y AIA 316L.

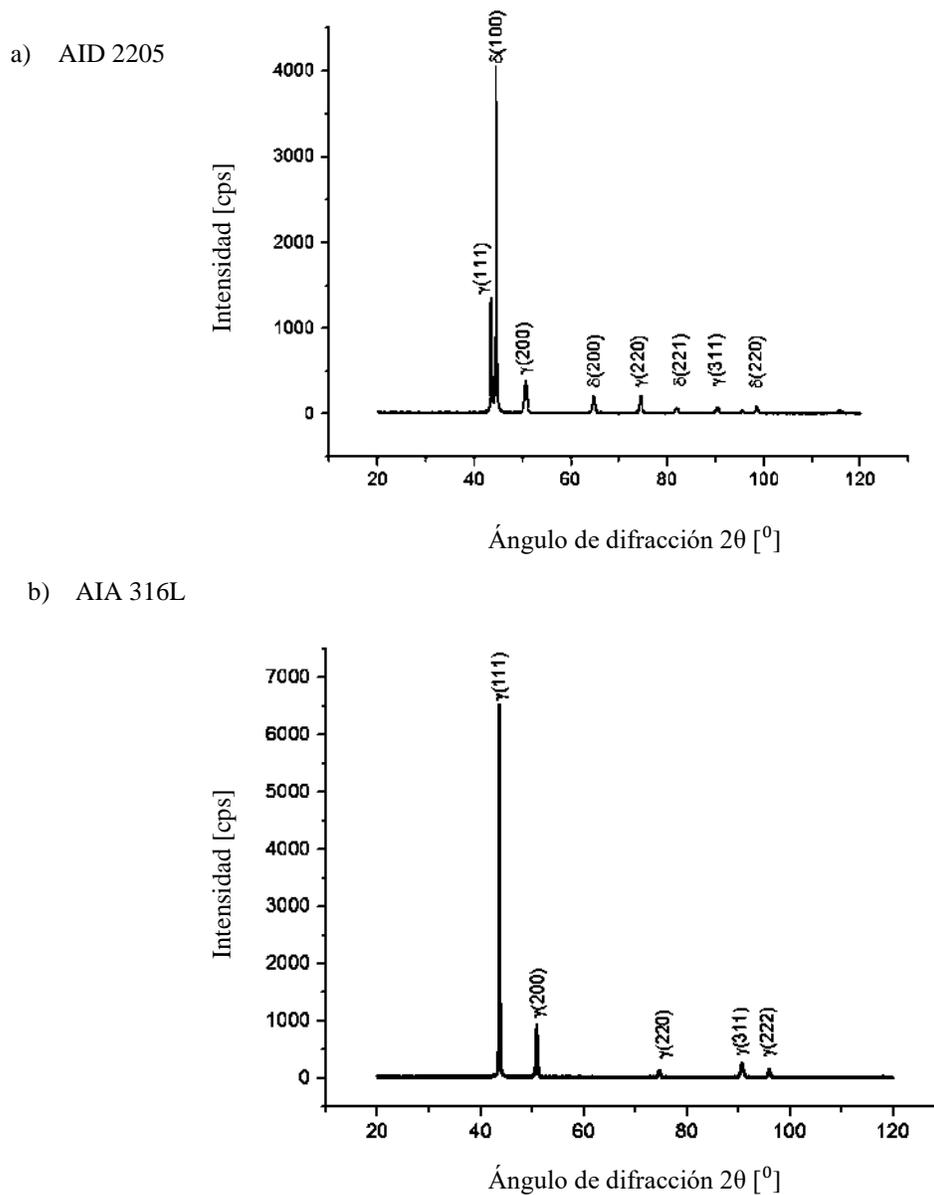


Figura 4.1 Patrones de DRX de; a) AID 2205 y b) AIA 316L en condición de llegada.

De los espectros puede observarse que las intensidades de los picos corresponden a las fases que constituyen a los MsB sin observar picos de difracción de fases secundarias o precipitados. El indexado [105] de la fase γ presenta una estructura fcc, grupo espacial Fm3m, parámetro de red $a = 3.591 \text{ \AA}$ y volumen de celda de 46.31 \AA^3 y la fase δ una estructura bcc, grupo espacial Im3m, parámetro de red $a = 2.870 \text{ \AA}$ y volumen de celda de 23.65 \AA^3 .

4.1.2 Caracterización microestructural del AIA 316L.

Es importante conocer estas características microestructurales del material en condición de llegada para relacionar los efectos que tiene sobre las propiedades mecánicas. En la figura 4.2 se muestran las microfotografías obtenidas con el MO. Puede observarse que las fases presentes en la región central del AIA 316L, tanto en sentido longitudinal, figura 4.2a y c, como en sentido transversal a la laminación, figura 4.2b y d, la microestructura presenta granos equiaxiales de la fase γ y bandas de δ residual, debido principalmente a la segregación de cromo que promueve la fase δ durante la solidificación y tratamiento termo-mecánico [57]. En la figura 4.2a, c en sentido longitudinal a la laminación el tamaño de grano oscila entre 3.8 y 35.8 \mu m , con un promedio de $15.11 \pm 5.73 \text{ \mu m}$. La figura 4.2b, d muestra la micrografía en el sentido transversal a la laminación, el tamaño de grano oscila entre 2.4 y 35.8 \mu m , con un promedio de $15.28 \pm 4.8 \text{ \mu m}$. Las condiciones de fabricación del material no repercutieron de manera notable en el tamaño de grano en ambos sentidos de laminación. También se pueden observar maclas que se producen a partir de esfuerzos cortantes aplicados durante la deformación del 316L [120, 121].

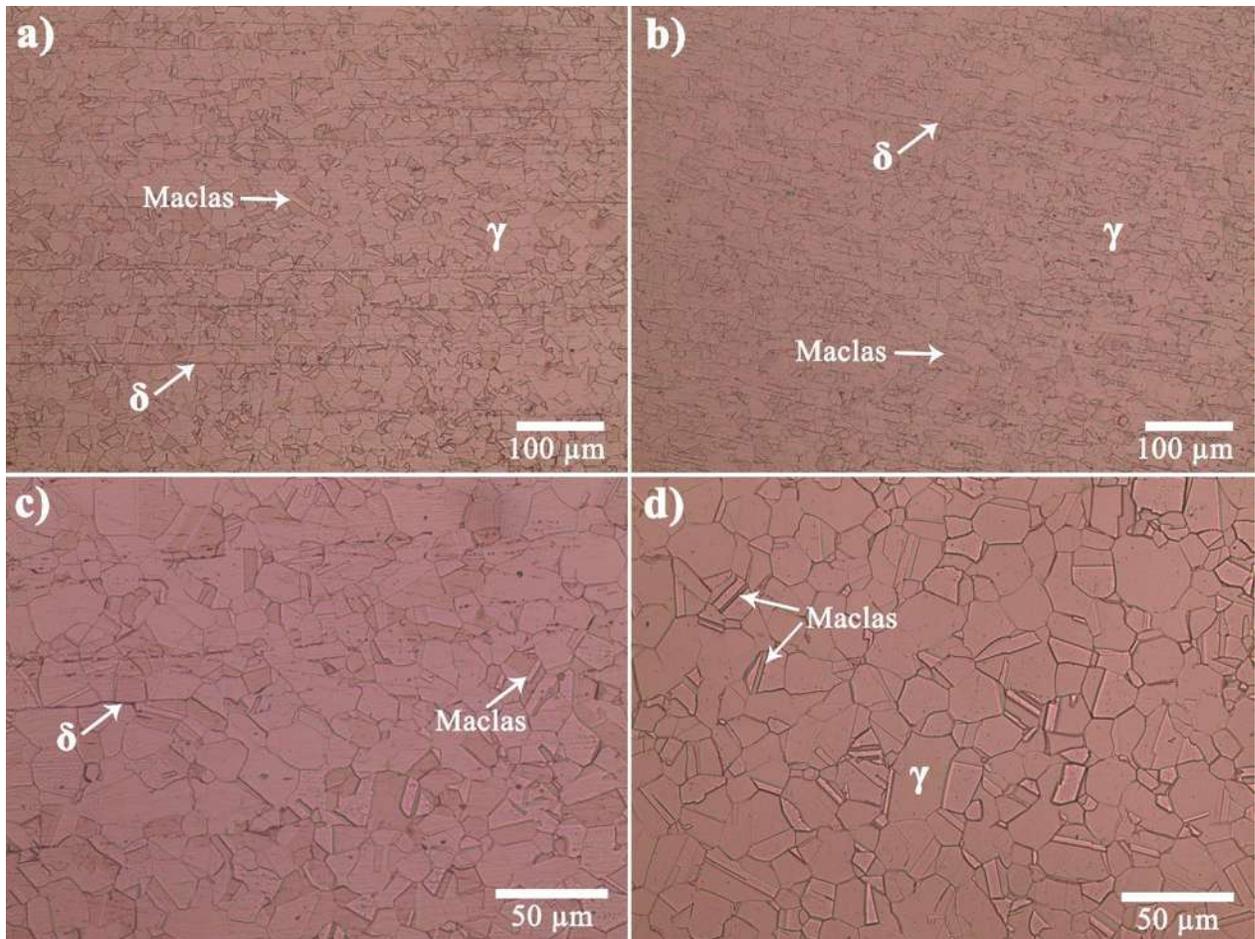


Figura 4.2 Micrografías del MB 316L mostrando granos austeníticos con respecto al sentido de laminación; (a, c) longitudinal y (b, d) transversal.

En investigaciones previas del AIA 316L en forma de tubo, se midieron tamaños de grano un poco más grandes, por ejemplo Briones *et al.* [51] obtuvo un tamaño de grano promedio para la región central de $29 \mu\text{m}$, mientras que Cortes *et al.* [122] obtiene valores de $34 \pm 12 \mu\text{m}$ en sentido longitudinal y $29 \pm 12 \mu\text{m}$ en el sentido transversal. Arroyo *et al.* [123] obtuvo valores de $41 \pm 12 \mu\text{m}$ en sentido longitudinal y $41 \pm 14 \mu\text{m}$ en el sentido transversal. Estas diferencias en tamaño de grano pueden deberse a que el material tuvo un proceso de conformado diferente a las placas utilizadas en este trabajo.

En la figura 4.3 se muestran micrografías del AIA 316L tomadas con el MEB a diferentes magnificaciones, se aprecia la matriz de los granos austeníticos con bandas de δ producto del tratamiento termo-mecánico de laminación. La figura 4.4 corresponde al espectro y microanálisis químico (% en peso) por EDS del MB 316L, lo que comprueba la veracidad de los porcentajes de

elementos aleantes proporcionada por el proveedor, además son aceptables por lo establecido en la norma ASTM A 240M [93].

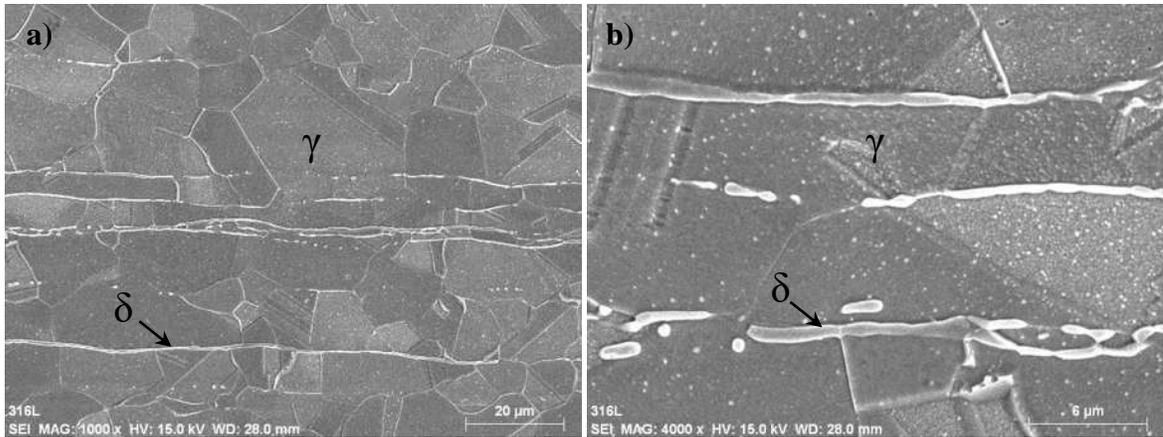


Figura 4.3 Micrografías del MB 316L obtenidas en el MEB en el sentido longitudinal a la laminación mostrando la δ y γ .

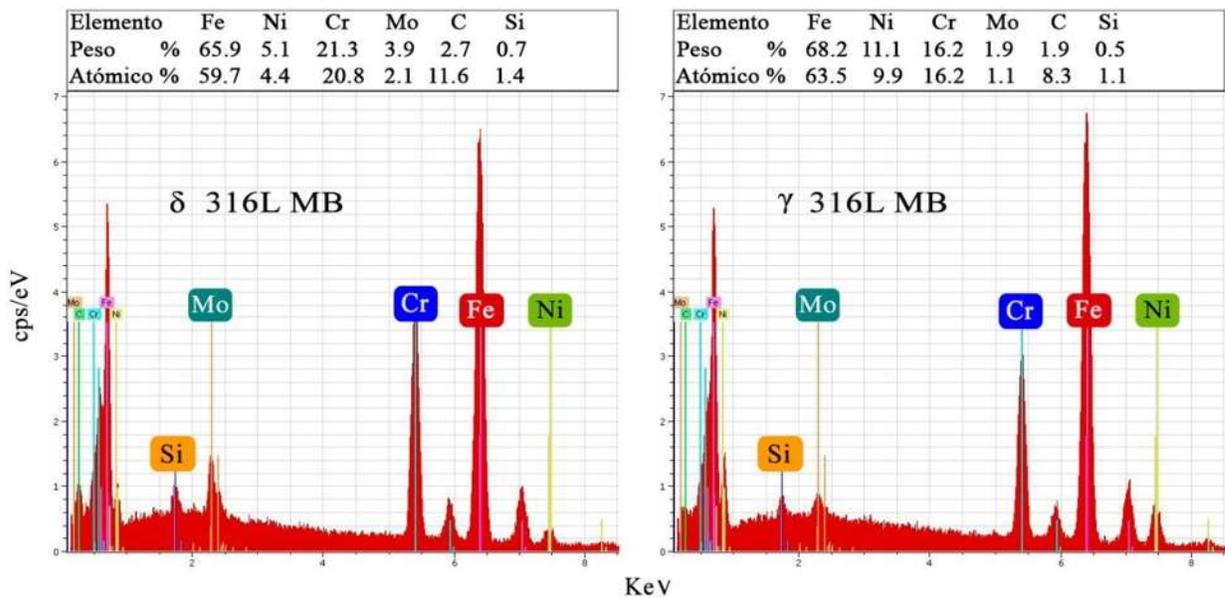


Figura 4.4 Espectro y microanálisis químico (% en peso) por EDS del MB 316L en la δ y γ .

4.1.3 Caracterización microestructural del AID 2205.

En la figura 4.5 se muestra la microestructura del AID 2205 obtenidas con el MO en ambos sentidos de laminación. En la figura 4.5a corresponde al sentido longitudinal donde se puede observar la

fase γ (fase clara) alternada con la fase δ (fase oscura), teniendo una morfología de granos alargados a diferencia del sentido transversal de la figura 4.5b, donde los granos de ambas fases se encuentran en forma de islas.

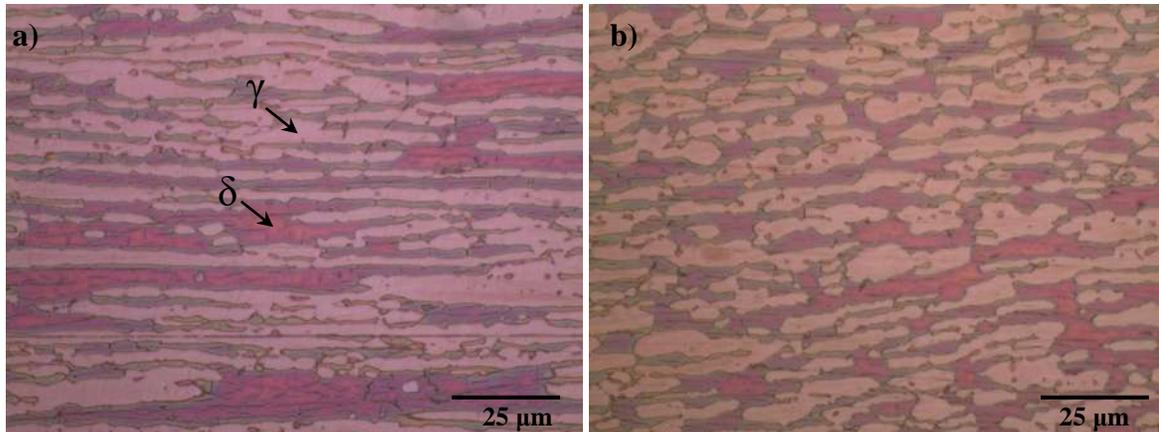


Figura 4.5 Micrografías del MB 2205 mostrando la δ fase oscura y γ fase clara con respecto al sentido de la laminación (a) longitudinal y (b) transversal.

El porcentaje de cada fase se obtuvo por análisis de imagen con el programa SigmaScan Pro[®]. En el sentido longitudinal es de 54% de γ y 46% de δ , aproximándose a la relación 50/50 de cada fase, la cual es la óptima para un mejor comportamiento mecánico y electroquímico [28, 32, 124]. En la figura 4.6 se muestran las zonas donde se tomaron microanálisis puntuales del AID 2205 realizadas con el MEB, se observa la δ de color oscuro y como fase más clara la γ .

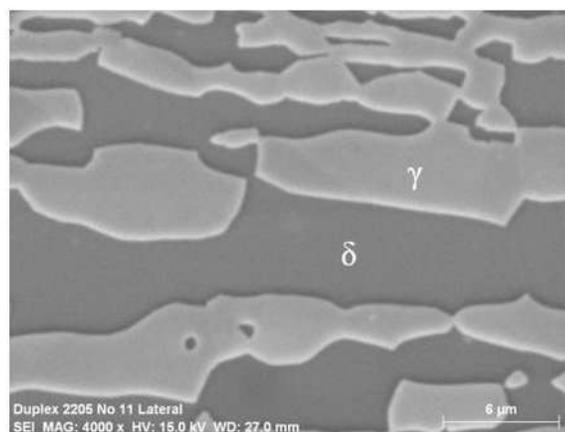


Figura 4.6 Micrografía del MB 2205 por MEB, mostrando las fases de δ y γ .

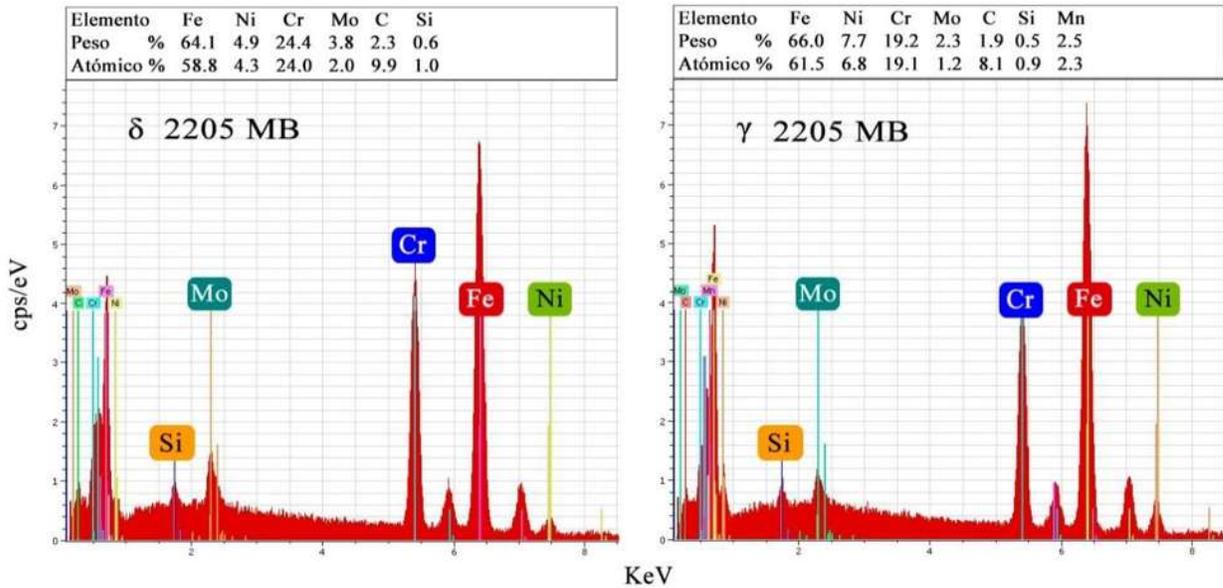


Figura 4.7 Espectro y microanálisis químico (% en peso) por EDS del MB 2205 en la δ y γ .

La figura 4.7 corresponde al espectro y microanálisis químico (% en peso) por EDS del MB 2205, mostrando los principales elementos de aleación. La δ tiene un mayor contenido de Cr y Mo al compararla con la γ . El contenido de Ni es mayor en la γ lo cual tiene sentido debido a que el Ni es estabilizador de esta fase. El análisis químico del AID 2205 comprueba la veracidad de los porcentajes de elementos aleantes proporcionada por el proveedor, además son aceptables por lo establecido en la norma ASTM A 240M [93].

4.1.4 Caracterización macro y microestructural de la soldadura.

Se inspeccionó visualmente el cordón y la raíz de todas las juntas soldadas con y sin CEME, mostrando buena apariencia superficial sin defectos de soldadura, como se muestra en las imágenes de la figura 4.8a y c de la cara de la soldadura, 4.8b y d de la cara de la raíz.

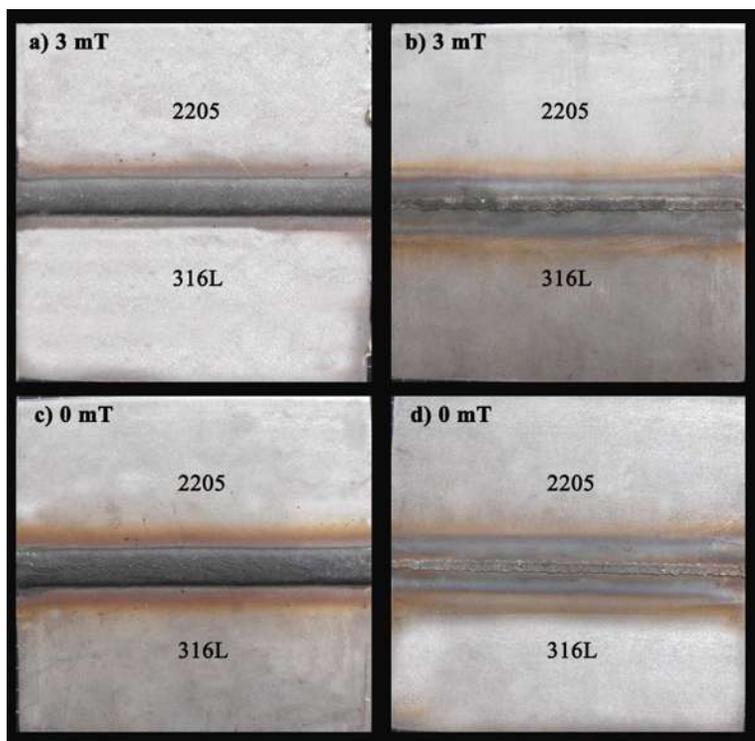


Figura 4.8 Soldadura de la junta 6 con aceptable apariencia superficial, (a, b) 3 mT y (c, d) 0 mT.

En la figura 4.9a y b muestra la sección transversal de las juntas soldadas con y sin CEME, obtenida mediante el ensamblaje de micrografías ópticas. El círculo blanco de la figura 4.9b muestra el área analizada por EDS en el MEB. Se observa una penetración completa en ambos lados de las placas sin falta de fusión lateral, sin macroporosidad y sin fisuras visibles a simple vista. Es posible observar claramente la morfología y la extensión del cordón de soldadura, los MsB y la ZATAT del AID 2205. Los resultados de las mediciones dimensionales realizadas en las diferentes zonas de los perfiles transversales de las soldaduras se listan en la tabla 4.1. El AID 2205 tiene menor dilatación térmica y mayor coeficiente de conductividad térmica que el AIA 316L, debido a esto puede atribuirse mayor dilución del lado del 316L [34, 35].

En la tabla 4.2 se muestra la relación cromo equivalente/níquel equivalente (C_{req}/N_{req}) basada en el diagrama WRC-1992 [125] y el porcentaje de dilución[56]. Los datos mostrados indican que la relación C_{req}/N_{req} estimada de la ZF es 2.12. Las juntas soldadas muestran diferentes tasas de dilución en cada lado debido a la diferencia en las propiedades termofísicas entre los MsB, siendo la dilución de la junta soldada aproximadamente de 25.94% con 3 mT y de 30.65% con 0 mT. El porcentaje de dilución del 316L con respecto al total de la dilución de la junta soldada es de 61.75% con 3 mT y de 64.27% con 0 mT.

Las figuras 4.9c y d con y sin CEME, respectivamente, ilustran la variación en el contenido de δ a lo largo del ancho de la junta soldada, la cual fue medida con el ferritescopio. Según este mapa, el contenido de δ en el MB 2205 varía entre el 46 y el 58%, mientras que en el MB 316L de $1 \pm 0.5\%$. Se observa un gradiente significativo desde la ZATAT del 2205 hasta la ZAT del 316L. Este gradiente está relacionado con la composición química del metal de aporte y de los MsB, junto con las diferentes tasas de dilución en cada lado de la soldadura. Así, el mapa revela que en la ZF hay más γ en el lado del 316L que en el lado del 2205, acentuándose aún más a lo largo de la línea de fusión del 316L donde el contenido de γ varía entre 78 a 88%. También puede observarse que con la aplicación del CEME provoca una dilución más homogénea en la ZF, principalmente del lado del lado del AID 2205.

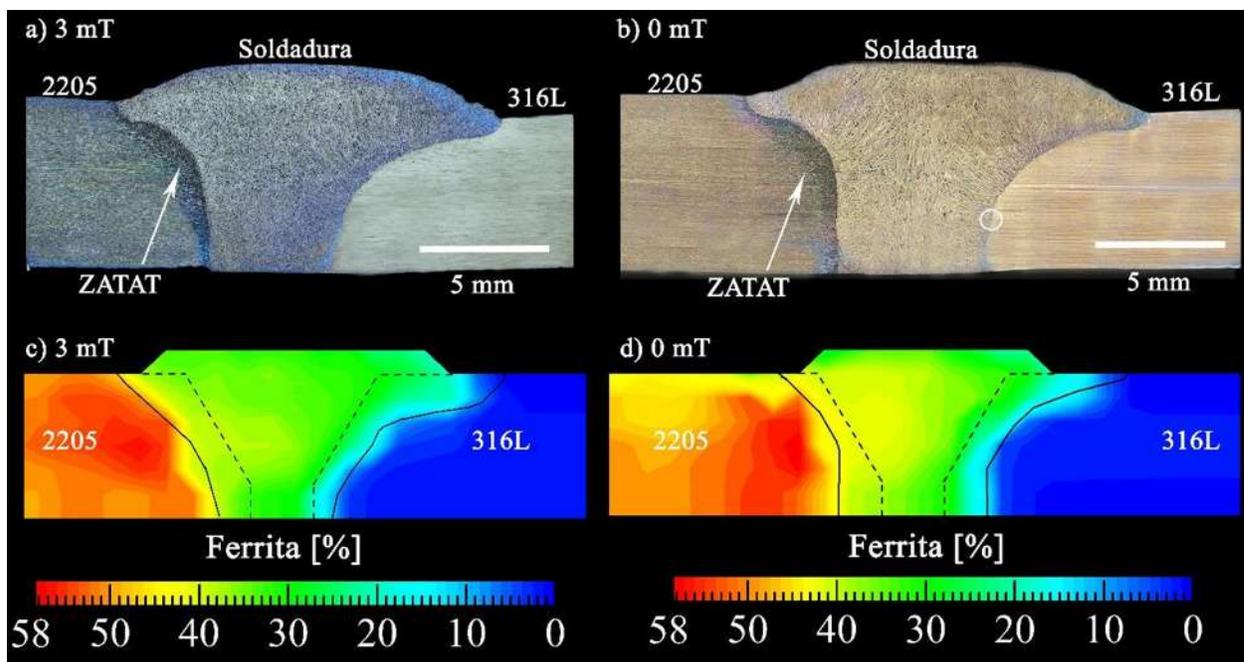


Figura 4.9 (a, b) Perfil transversal de la junta soldadas de acero inoxidable 2205/316L y (c, d) mapeo del contenido de δ a través de la junta soldada.

Tabla 4.1 Mediciones de las diferentes zonas en los perfiles transversales de las soldaduras.

	3 mT	3 mT	0 mT	0 mT
Material	Área (mm ²)	Dilución (%)	Área (mm ²)	Dilución (%)
2205 F	7.29	9.92	8.13	10.95
316L F	11.77	16.02	14.63	19.70
ZF	73.48	25.94	74.26	30.65
316L ZPF	0.99	----	0.92	----
2205 ZATAT	6.33	----	6.77	----
316L ZATAT	5.86	----	5.05	----

Tabla 4.2 Relación C_{req}/Ni_{eq} basada en el diagrama WRC-1992 [125].

Material	C_{req}	Ni_{eq}	C_{req}/Ni_{eq}
2205	25.60	9.30	2.75
316L	18.71	11.86	1.57
ER2209	26.20	12.04	2.17

La figura 4.10 presenta detalles de la microestructura en la línea de fusión en ambos lados de la junta soldada. La interfaz en el lado AID 2205 se muestra en las figuras 4.10a y b. Se puede ver que la microestructura de la ZF consiste en una red continua de granos austeníticos en forma de placas Widmanstätten incrustadas en una matriz de δ . Tanto el AID 2205 como la ZF obedecen al

modo de solidificación ferrita (F) ($L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta \rightarrow \delta + \gamma$), donde “L” es líquido, “ δ ” es ferrita delta y “ γ ” es austenita [125-127]. Así, se observa que el metal de soldadura solidifica a partir de los granos ferríticos gruesos parcialmente fundidos de la ZATAT del 2205. Se midió el porcentaje de las fases en el centro de la ZF obteniéndose una relación de fases de δ y γ aproximadamente de $31.3 \pm 2.4\%$ y $68.7 \pm 3.5\%$ con 3 mT, y $33.5 \pm 3.9\%$ and $66.4 \pm 3.9\%$ con 0 mT, de acuerdo con los mapas de las figuras 4.9 c y d.

El contenido de γ en la ZF es abundante debido al alto contenido de elementos *gammagenos* en el diseño metalúrgico del electrodo y de la adición de nitrógeno en el gas protector. Es una práctica común añadir nitrógeno al gas protector para favorecer la formación de γ y compensar las posibles pérdidas de nitrógeno durante la soldadura del AID [92, 128]. Por estos aspectos, en esta zona no se obtiene el equilibrio aproximado 50/50 entre las dos fases. Además, las figuras 4.10 a y b también exhiben granos ferríticos bastos delimitando el ancho de la ZATAT del 2205 que se extiende hasta ~ 1.18 mm con 3 mT y ~ 1.28 mm con 0 mT. Con la aplicación de CEME hay una ligera reducción en la ZATAT del AID 2205 que va desde 6.77 mm² hasta 6.33 mm². Esto puede deberse a que la agitación electromagnética arranque mayor cantidad de material parcialmente fundido y lo mezcle dentro de la ZF [9, 129, 130]. Esta zona corresponde a la región adyacente a la línea de fusión donde las temperaturas máximas alcanzadas durante la soldadura prácticamente disolvieron la γ preexistente en el MB 2205 y promovieron el crecimiento de granos en la matriz ferrítica. Durante el enfriamiento, la γ comenzó a formarse en los límites de los granos bastos de δ junto con γ Widmanstätten y poca γ intragranular. La microestructura en la ZATAT del 2205 puede ser crítica en términos de resistencia a la corrosión y cambios en las propiedades mecánicas, en comparación con la microestructura de las placas en condición de llegada del AID 2205 [131, 132].

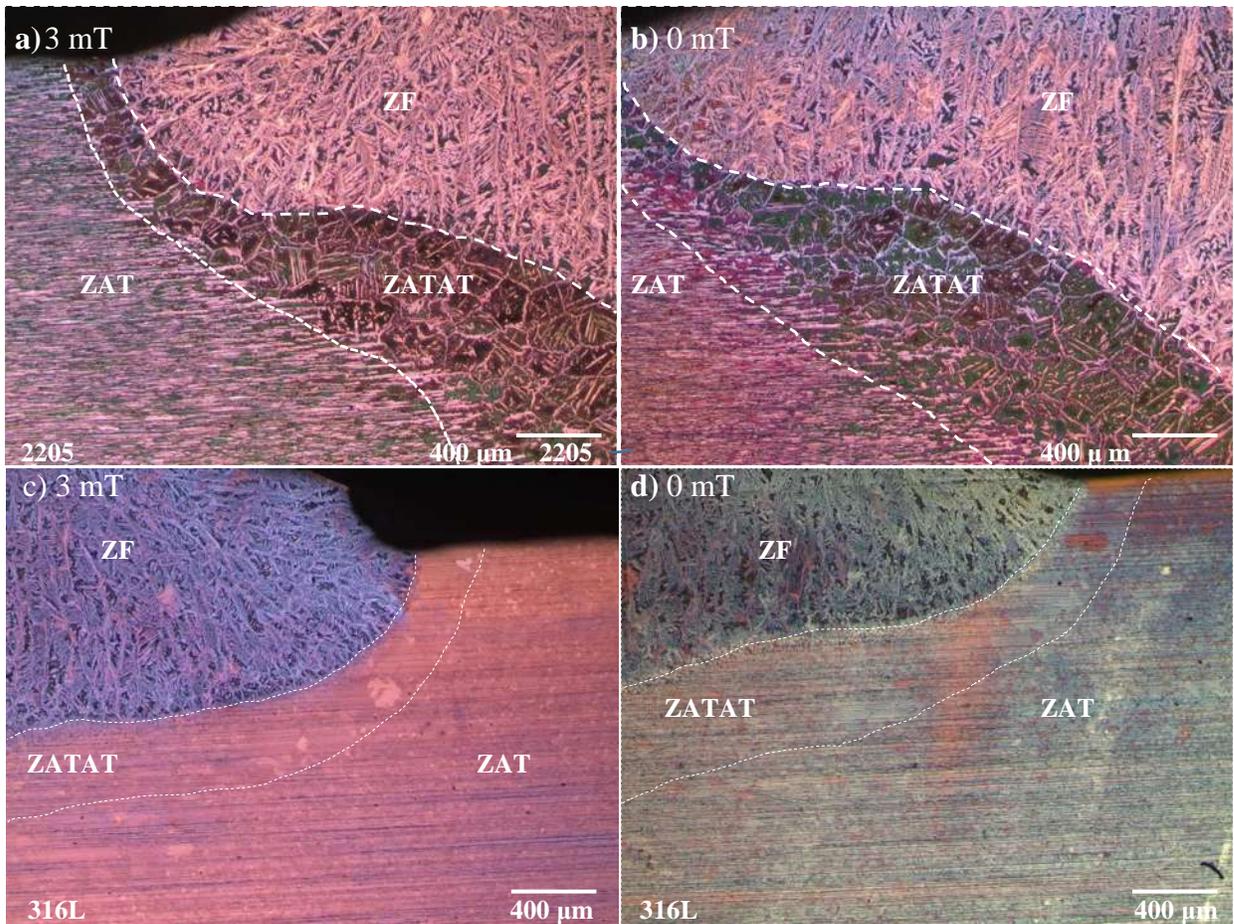


Figura 4.10 Características microestructurales de la soldadura en la línea de fusión; (a, b) lado del AID 2205 y (c, d) lado del AIA 316L.

En la contraparte, la figura 4.10 c y d corresponden al lado de la junta soldada donde tuvo lugar el inicio de la falla en las pruebas de fatiga, que se muestran en el apartado 4.2.7. El engrosamiento parcial de los granos austeníticos marca los límites del ZATAT del 316L a una distancia de ~ 0.73 mm. La menor conductividad térmica del AIA 316L en comparación con el AID 2205 provocó que los granos en la ZAT del 316L estuvieran expuestos durante más tiempo a altas temperaturas [58], lo que puede ocasionar recuperación, recristalización y crecimiento del grano austenítico [133-135], además de zonas parcialmente fundidas [136, 137].

La figura 4.11 a y b se aprecia claramente la ZPF como parte del ZATAT del 316L. La ZPF se caracteriza por la presencia de δ formada en los límites de los granos debido a la fusión parcial y la γ que se transforma en δ . Durante el rápido calentamiento de los MsB, los límites de los granos generalmente se funden a temperaturas más bajas que el resto del material porque hay una mayor

concentración de elementos de aleación e impurezas. Si los límites de los granos están enriquecidos con elementos formadores de δ o bajos en elementos gammágenos, las rápidas velocidades de enfriamiento evitan la transformación $\delta \rightarrow \gamma$, de modo que una parte de la δ permanece a temperatura ambiente. Por lo tanto, el patrón vermicular de δ se forma en los límites de grano en la ZPF del MB 316L durante el ciclo térmico de soldadura. Las micrografías también revelan bandas de δ alineadas a lo largo de la dirección de laminación, como resultado de la segregación de elementos ferritizantes como Cr y Mo. La δ es rica en estos elementos y podría inducir la formación de fases frágiles ricas en Cr y zonas sensibilizadas, lo que proporciona sitios favorables para la corrosión uniforme y por picaduras cuando el acero está expuesto a ambientes corrosivos [63, 138-140].

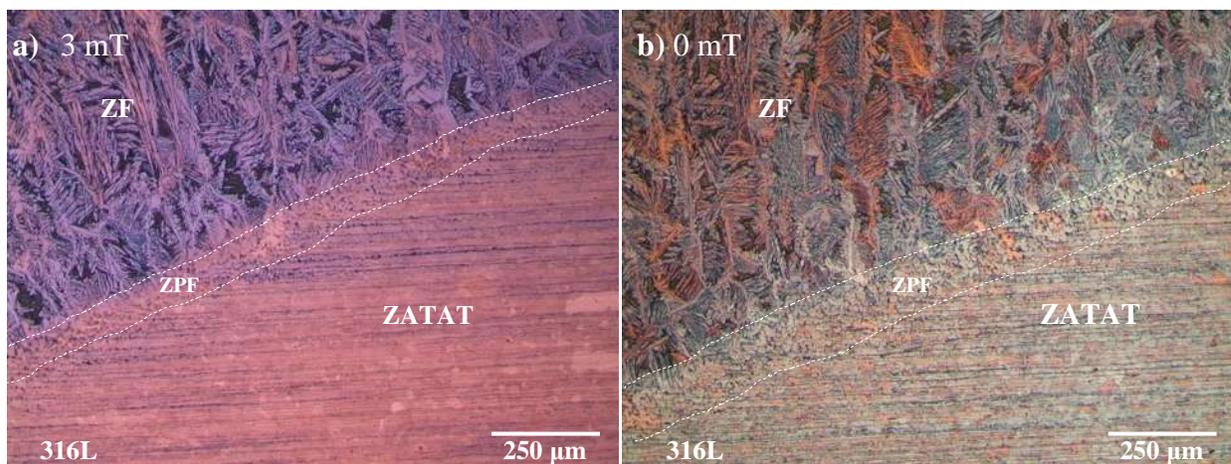


Figura 4.11 Micrografías mostrando la ZPF de las soldaduras del lado del 316L, a) 3 mT y b) 0 mT.

Con respecto a la ZF en el lado del 316L, la microestructura es diferente a la interfaz 2205/ZF. Esto se explica considerando las tasas de dilución en cada lado de la soldadura, ya que las relaciones C_{req}/N_{ieq} calculadas son 2.42 y 1.87 para las interfaces 2205/ZF y ZF/316L, respectivamente. Los granos parcialmente fundidos de γ actúan como sustratos para la nucleación y el crecimiento de la δ durante la solidificación de la pileta de soldadura. De acuerdo con el diagrama WRC-1992 y debido a la relación C_{req}/N_{ieq} , la precipitación de γ ocurre inmediatamente y restringe el crecimiento columnar grueso cerca de la interfaz ZF/316L. Aproximadamente a 200 μm de la línea de fusión, el crecimiento de grano columnar prevalece hacia la fuente de calor. Además, la figura 4.11 muestra granos de γ que crecieron a partir de los granos parcialmente fundidos del 316L, lo que sugiere que las variaciones locales en la composición de la ZF cerca de la línea de fusión permiten un crecimiento competitivo entre δ y γ debido a la mezcla desigual entre el material

fundido, material de aporte y MB arrastrados a la pileta de soldadura. Estas observaciones microestructurales se correlacionan muy bien con el mapa de δ de la figura 4.9.

En la tabla 4.3 se muestran las dimensiones del tamaño de grano ferrítico en la ZATAT del 2205, del grano austenítico en la ZAT del 316L y de ambas fases en la ZF. Hubo un incremento del tamaño de grano austenítico de manera no homogénea en diferentes áreas de la ZAT del 316L. Tomando como referencia la superficie del talón de soldadura, se midió el tamaño de grano con y sin CEME. El tamaño de grano austenítico a la distancia de 650 μm es de $137 \pm 37 \mu\text{m}$ y $130 \pm 14 \mu\text{m}$, mientras que a 2.7 mm es de $139 \pm 29 \mu\text{m}$ y $143 \pm 26 \mu\text{m}$, con y sin CEME respectivamente. Por el efecto que causa la agitación electromagnética en la pileta líquida de soldadura se observa un ligero refinamiento del tamaño de grano de la matriz δ en la ZF, mejorando la mezcla del MBF con el MS promoviendo la nucleación heterogénea [71, 130, 141].

Tabla 4.3 Comparación del tamaño de grano

Material	CEME [mT]	Ferrita δ [μm]	Austenita γ [μm]
MB 316L	---	---	15.11 ± 5.73
ZAT 316L	3	---	137 ± 37
ZAT 316L	0	---	130 ± 14
ZATAT 2205	3	162.9 ± 66.9	28.5 ± 8
ZATAT 2205	0	171.4 ± 62.4	27.5 ± 7.6
ZF	3	83 ± 20	157 ± 24
ZF	0	99 ± 20	184 ± 25

Se obtuvieron micrografías con MO y MEB en modo de ES, además de análisis químicos puntuales con EDS para caracterizar, en detalle, las características microestructurales de la ZF y ZPF cerca de la línea de fusión en el costado del AIA 316L de la junta sin CEME, como se muestra en la figura 4.12. Las figuras 4.12a y b muestran las bandas de δ y el crecimiento de grano austenítico que ocurre principalmente a la altura media de las placas del 316L. De acuerdo con la tabla 2.1, incluso con el bajo contenido de Nb y C en el acero inoxidable 316L, termodinámicamente estos elementos pueden promover la presencia de carburos de niobio, lo cual podrían explicar el limitado crecimiento de grano en la ZAT del 316L.

Las micrografías de la muestra sin la aplicación de CEME se muestran en la figura 4.12, en donde 4.12 c y d se observa la presencia de δ vermicular en el ZPF del 316L junto las bandas de δ , mientras que las figuras 4.12e y f muestran en detalle la ZF cerca de la línea de fusión del 316L, que consiste en una matriz ferrítica rodeada por γ . Los análisis químicos puntuales por EDS que se muestran en la figura 4.13 corresponden a las flechas indicadas en la imagen de MEB en ES de la figura 4.12f.

La δ en la ZF es más rica en Mo y Cr en comparación con la γ . La γ se caracteriza por tener mayor contenido de Ni según los análisis semicuantitativos de los espectros por EDS. La mayoría de los materiales de aporte utilizados en las soldaduras para los AID tienen contenidos relativamente altos de Mo, para asegurar la resistencia a la corrosión del metal de soldadura, pero dan como resultado diferentes grados de segregación de Mo, aumentando la tendencia a formar fases intermetálicas perjudiciales [142, 143].

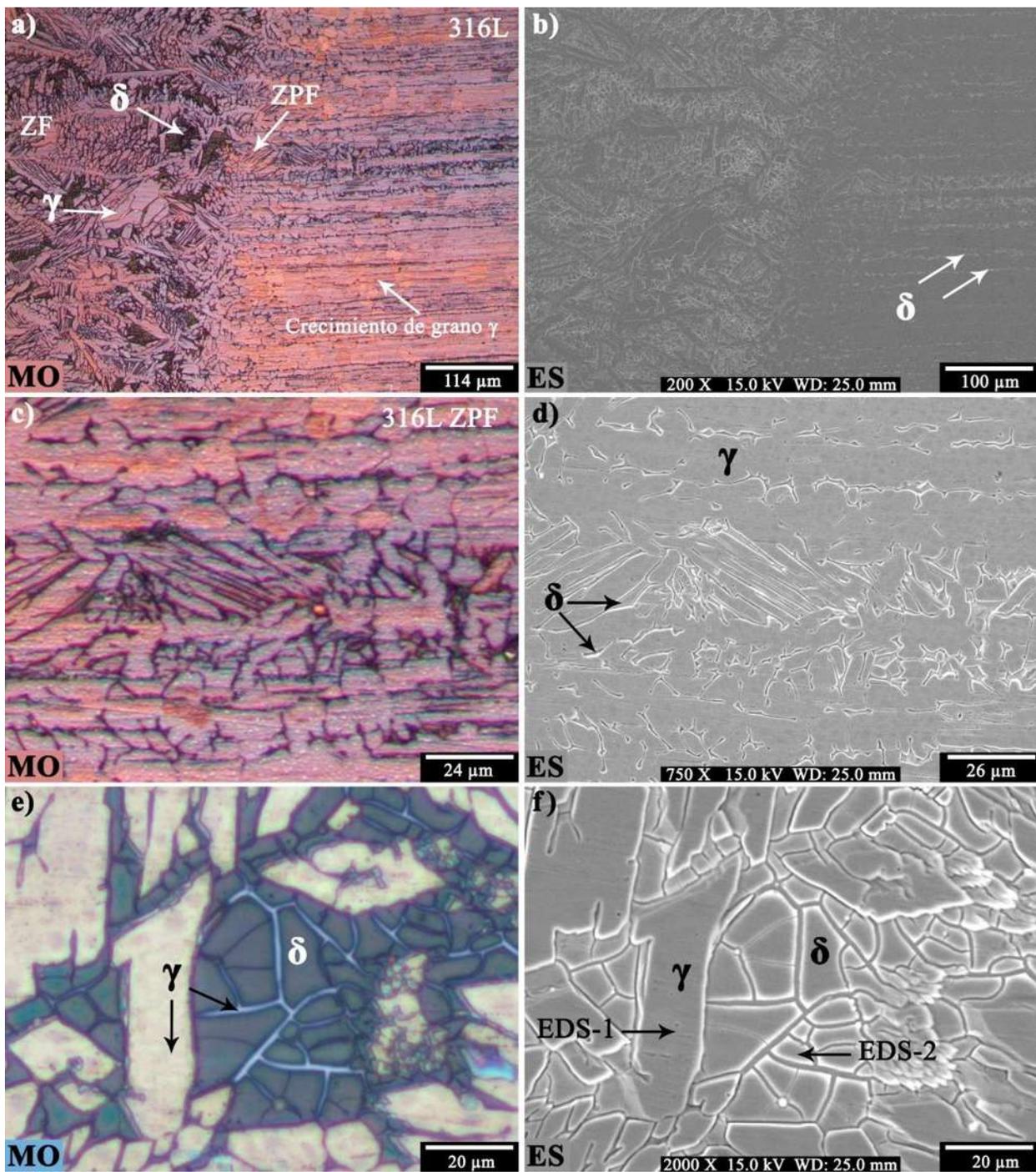


Figura 4.12 Detalles de la microestructura con MO y MEB de la ZF del lado del 316L. a) - b) interfaz ZF/316L, c) - d) ZPF del 316L y e) - f) ZF.

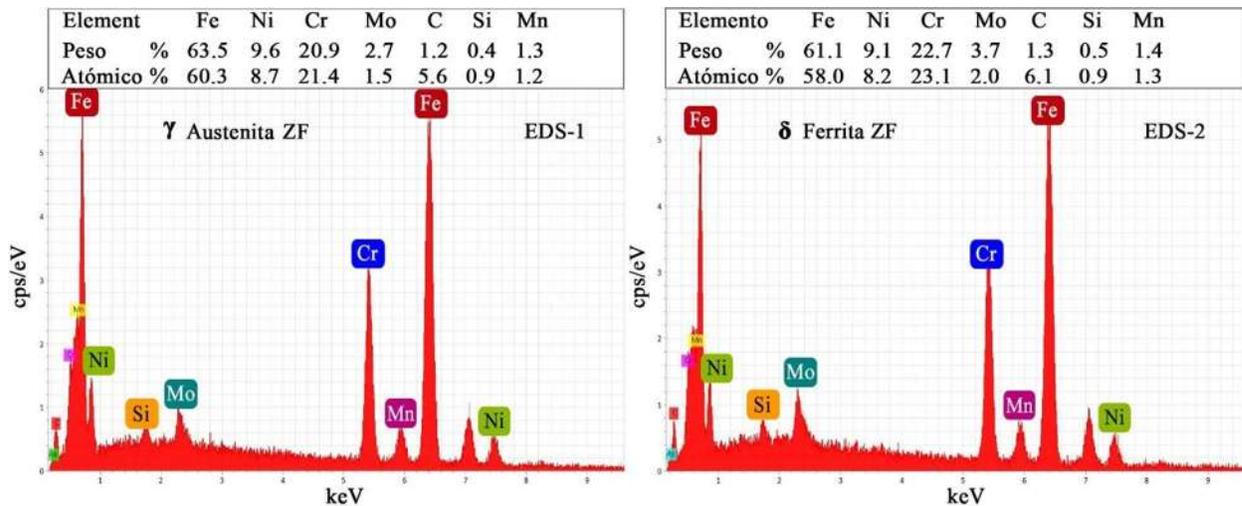


Figura 4.13 Espectros EDS elementales y composiciones de la γ y δ de la ZF del lado del 316L, como lo indican las flechas en la figura 4.12f.

4.2 Caracterización mecánica.

4.2.1 Microdureza en los MsB.

En la tabla 4.4 se muestran los resultados de la microdureza Vickers HV_{100} que tienen los materiales base, presentando valores promedio de 211 ± 7 HV para el AIA 316L y 273 ± 8 HV para el AID 2205 sin presentar cambios significativos en ambos sentidos de laminación.

Tabla 4.4 Valores de microdureza Vickers de los MsB.

HV_{100}	316L	2205
Promedio		
Longitudinal	215 ± 8	272 ± 9
Transversal	208 ± 6	274 ± 8
Promedio	211 ± 7	273 ± 8.5

También se realizaron ensayos de dureza Rockwell B obteniéndose 88.5 ± 1.6 HRB en el AIA 316L y 100 ± 1.3 HRB en el AID 2205. Estos resultados están dentro de los criterios que establece la norma ASTM A 240M 04 mostrados en la tabla 3.2.

4.2.2 Microdureza en la unión soldada.

En la figura 4.14a se muestra a distribución de microdureza HV_{100} en la unión soldada con CEME. Estos perfiles se obtuvieron a través del espesor de acuerdo a la figura 3.5. Para el caso del AID 2205 los resultados indican que, dependiendo de la distancia, los valores de microdureza se mantienen aproximadamente constante $258 \pm 10 HV_{100}$, aumentando en la ZATAT hasta $272 \pm 2 HV_{100}$. En la ZF se obtuvieron valores de microdureza $248 \pm 7 HV_{100}$ mostrando una dureza similar al AID 2205.

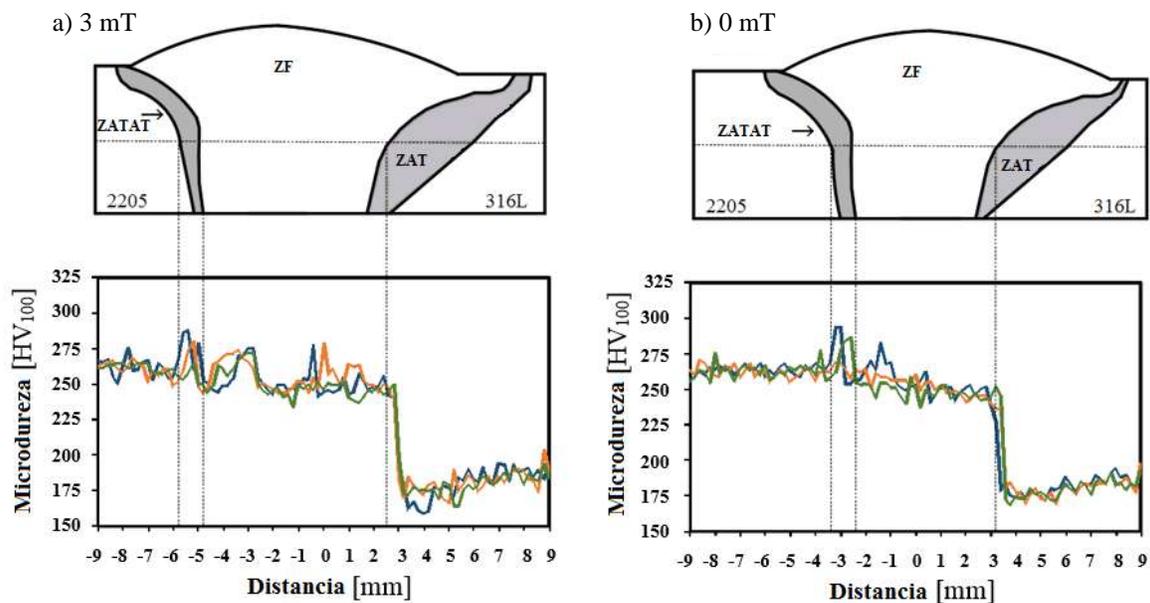


Figura 4.14 Barridos de microdureza HV_{100} en la junta; a) 3 mT y b) 0 mT.

En el lado del AIA 316L la microdureza disminuye un 18.5% comparado con el MB a partir de la ZATAT, exhibiendo una microdureza de $174 \pm 8 HV_{100}$.

La distribución de microdureza HV_{100} en la unión soldada sin CEME se muestra en la figura 4.14b. Para el caso del AID 2205, los resultados indican que, dependiendo de la distancia los valores de microdureza se mantienen aproximadamente constante $265 \pm 9 HV_{100}$, aumentando en la ZATAT hasta $270 \pm 10 HV_{100}$. En la ZF, se obtuvieron valores de microdureza $252 \pm 8 HV_{100}$ también mostrando una dureza similar al AID 2205.

Por otra parte, en el lado del AIA 316L la microdureza disminuye gradualmente a partir de la ZATAT, exhibiendo una microdureza de $175 \pm 4 \text{ HV}_{100}$, la cual es menor que la dureza obtenida en condición de llegada. Esto se atribuye al calor de aporte en el proceso de soldadura, lo cual ocasionó una recuperación, recristalización y crecimiento del grano austenítico, disminuyendo los esfuerzos residuales del tratamiento termo-mecánico del 316L [144, 145]. Con la aplicación del CEME se observa una dureza más homogénea en los 3 barridos de microdureza en la ZF del lado del 2205, relacionada con lo observado en las figuras 4.9 c y d, donde también hay una dilución más homogénea con la aplicación del CEME.

La dureza del AID está determinada principalmente por tres factores; 1) Nitrógeno en solución sólida en γ . El contenido de 3% de N_2 en el gas de protección compensa la pérdida de nitrógeno durante la soldadura. 2) La precipitación de fases secundarias duras tales como nitruros, carburos y fase sigma puede aumentar significativamente la dureza del AID. 3) El tamaño y la cantidad de δ . En los AID la δ se considera una fase que se endurece mediante la solución de elementos de aleación como Cr y Mo, aumentando la probabilidad de precipitación de fases perjudiciales [146-148]. La ZATAT del AID 2205 exhibió los valores más altos de microdureza, lo cual puede ser ocasionado por la combinación de los siguientes factores: (a) incremento en la cantidad de granos de δ además de estar sobresaturados con Cr y Mo; (b) precipitación de Cr_2N por la baja solubilidad de N en la fase δ ; y (c) más nitrógeno en solución sólida en la γ de los límites de grano y en la γ Widmanstätten.

4.2.3. Ensayo de impacto Charpy de los MsB y análisis de las fracturas.

En la tabla 4.5 se muestran los resultados del ensayo de impacto Charpy realizados a los MsB a una temperatura de $-40 \text{ }^\circ\text{C}$.

Tabla 4.5 Valores promedio del ensayo de impacto Charpy de los materiales base.

Muestras	Promedio de energía absorbida [J]
316L -L	97 ± 3
316L -Tr	99 ± 2
2205 -L	89 ± 19
2205 -Tr	85 ± 16

Analizando los resultados, el material con mayor capacidad para absorber energía es el AIA 316L, lo cual concuerda de manera directa con el mayor porcentaje de elongación que presentó en el ensayo de tensión, por consecuente tiene mayor capacidad de deformarse aumentando su tenacidad. Cortés *et al.* [122] reportan valores del ensayo de impacto Charpy para el AIA 316L de 95 J, Arroyo *et al.* [123] reportan valores de 101 ± 1 . Estos valores son similares a los que se obtienen en esta investigación. En la figura 4.15 se observan las fracturas del ensayo de impacto de los MsB, para ambos casos se presenta una fractura tipo dúctil.

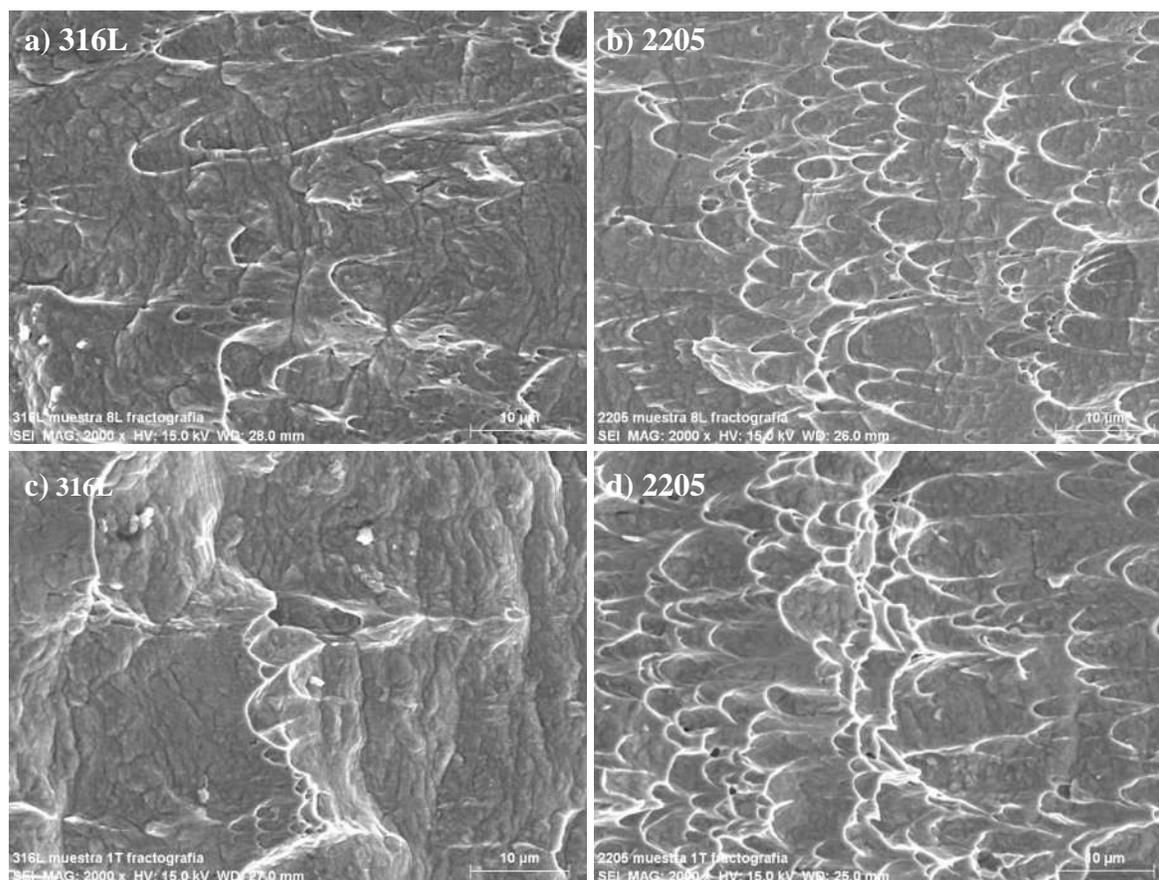


Figura 4.15 Superficies de fractura del ensayo de impacto Charpy de los MsB observadas en el MEB; (a-b) longitudinal, (c-d) transversal.

En la fractura del acero AID 2205 se nota que la deformación plástica es menor en comparación con la deformación de la fractura del AIA 316L, lo cual es un factor por el cual el acero AID 2205 tiene menor capacidad para absorber energía [149].

4.2.4 Ensayo de impacto Charpy de las juntas soldadas.

Los resultados del ensayo de impacto Charpy de las juntas soldadas realizadas a una temperatura de $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ se presentan en la tabla 4.6.

Tabla 4.6 Resultados de los ensayos de impacto Charpy de las juntas soldadas.

Probetas	3 mT	0 mT
	Energía absorbida [J]	Energía absorbida [J]
3 Corona	60	40
7 Raíz	57	59
9 ZATAT 316L	80	120
11 ZATAT 2205	47	20

Para la ZATAT 316L se obtuvo una energía absorbida mayor, seguida del MS y por último de la ZATAT 2205. Analizando los resultados, el material con mayor capacidad para absorber energía es el AIA 316L, lo cual concuerda de manera directa con el mayor porcentaje de elongación que presentó en el ensayo de tensión en condición de llegada, que se muestra en el apartado 4.2.5, por consecuente tiene mayor tenacidad.

Debido a los gradientes térmicos que hay en la soldadura, la solubilidad de elementos aleantes dentro de la fase δ decae con la disminución de la temperatura, incrementando la probabilidad de precipitación de fases intermetálicas. La ZATAT del AID 2205 es la que presenta menor tenacidad, concordando con los resultados donde la dureza aumenta.

4.2.5 Resistencia a la tensión de los MsB y análisis de las fracturas.

Los resultados para los ensayos de tensión se muestran en la tabla 4.7. En el caso del acero 316L se obtuvieron valores promedio de esfuerzo máximo de $674 \pm 9\text{ MPa}$ en sentido longitudinal y $701 \pm 0\text{ MPa}$ en sentido transversal. Estos valores concuerdan con los reportados por el proveedor y son aceptables por lo establecido en la norma ASTM A 240M 04.

Tabla 4.7 Resultados de los ensayos de resistencia a la tensión de los materiales base.

Muestras	Esfuerzo máximo σ_{max} [MPa]	Esfuerzo de cedencia σ_y [MPa]	Esfuerzo de ruptura σ [MPa]
2205 - L	811 ± 1.5	640 ± 6.4	425 ± 3.4
2205 - Tr	853 ± 2.6	723 ± 18	514 ± 8.8
316L - L	674 ± 9	384 ± 9.6	371 ± 6.5
316L - Tr	701 ± 0	427 ± 18.1	412 ± 5.6

En el caso del AID 2205 muestra valores promedio de 811 ± 1.5 MPa en sentido longitudinal y 853 ± 2.6 MPa en sentido transversal. La resistencia a la tensión del AID está influenciada por el espesor de la placa, cuando se reduce el espesor aumenta su anisotropía. La resistencia a la tensión es mayor cuando se realiza la prueba de manera transversal a la dirección de laminación [43]. De acuerdo con los resultados obtenidos el MB que presenta mayor resistencia a la tensión es el AID 2205 en comparación con el AIA 316L. Los resultados de los ensayos de resistencia a la tensión del AIA 316L son similares al compararlos con los resultados de otras investigaciones, Briones *et al.* [51] reportó valores de 675 MPa y Cortes *et al.* [122] reportó 741 MPa, esfuerzo de cedencia de 377 MPa y una deformación de 56 %.

En la figura 4.16 se observan las fracturas del ensayo de tensión en el sentido longitudinal de laminación de los MsB. En los dos casos se aprecia que la fractura es tipo dúctil característica de estos materiales y es ocasionada por la nucleación, crecimiento y coalescencia de micro huecos [149]. En ambos MsB se encontraron inclusiones como se muestra en la figura 4.16a y b, a las cuales se les realizó microanálisis químicos puntuales por EDS para corroborar qué elementos químicos están presentes como se muestra en la figura 4.17a y b, para el 2205 y 316L respectivamente. Se encontró que las inclusiones están compuestas principalmente de calcio y aluminio en el 2205, y de calcio, silicio y aluminio en el 316L. Estas inclusiones juegan un papel importante, pues son las causantes del inicio de la fractura porque actúan como sitios nucleantes de micro huecos [150-153]. Una de las etapas de refinamiento de los aceros involucra la desoxidación e inoculación, adicionando y combinando los siguientes elementos: SiCaMn, SiCaCe, Al, Ti, Mg, Nb, Zr, etc. Estas adiciones conducen a la precipitación de óxidos microscópicos que actúan como múltiples sitios de nucleación para la δ y promueven refinamiento del grano. La combinación precisa de los elementos empleados depende del contenido previo de

oxígeno y carbono, seleccionándolos para obtener las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión que se necesiten. Además de los desoxidantes, la velocidad de enfriamiento tiene un efecto significativo en el tamaño de grano [154, 155].

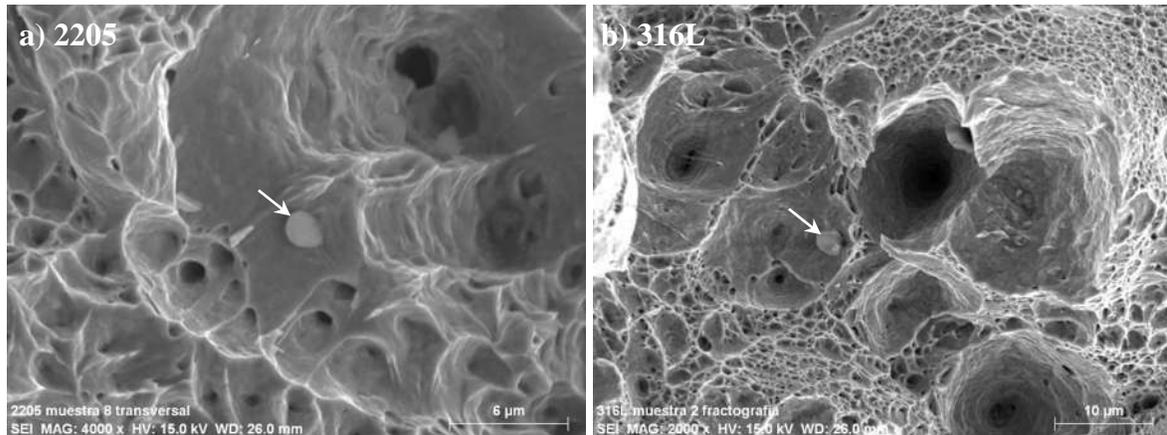


Figura 4.16 Superficie de fractura de las probetas de tensión de los MsB observadas en el MEB, las flechas indican las inclusiones en a) 2205 y b) 316L

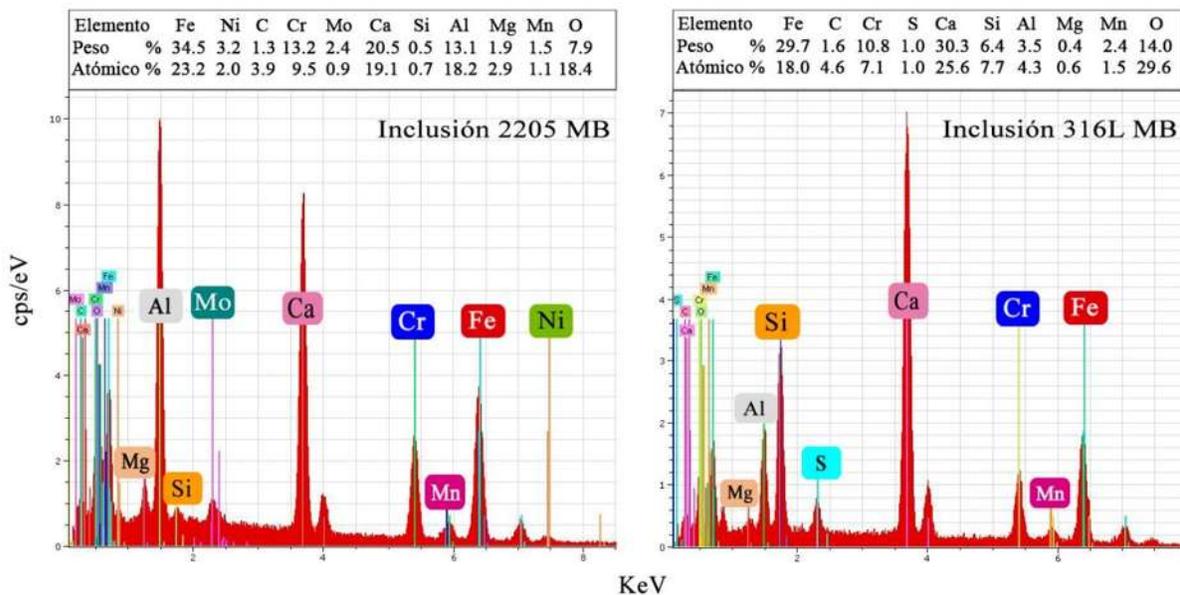


Figura 4.17 Espectro y microanálisis químico (% en peso) por EDS de las inclusiones encontrada en a) 2205 y b) 316L.

4.2.6 Resistencia a la tensión de las juntas soldadas.

La figura 4.18 muestra la gráfica de esfuerzo-elongación de los ensayos de tensión de los MsB 2205 y 316L en el sentido de laminación en condición de llegada y de las juntas soldadas, donde

las fases pueden elongarse más en este sentido [43, 102] . Los resultados de estas pruebas se reportan en la tabla 4.8 y se utilizaron para establecer los parámetros de las pruebas de fatiga. El comportamiento esfuerzo-elongación de las probetas soldadas fue muy constante, lo que indica una soldadura con aceptable resistencia a la tensión. La figura 4.19a y b con 3 y 0 mT, respectivamente, muestra la zona de falla de las probetas de tensión de las juntas soldadas. El modo de falla fue dúctil y ocurrió en el lado del MB 316L, lejos de la ZF y más allá de la ZAT. El AID 2205 y las juntas soldadas tuvieron mayor resistencia mecánica, mientras que el MB 316L presentó una tenacidad significativamente mayor. Los resultados de las pruebas de resistencia máxima a la tensión y del esfuerzo de cedencia de las juntas soldadas fueron más altos que los resultados obtenidos del AIA 316L en condición de llegada, mostrando un aumento de aproximadamente 61 y 59 MPa, respectivamente. Esto representa un incremento moderado de ~ 9% en la resistencia máxima a la tensión y de ~ 15% del esfuerzo de cedencia. También hubo una reducción notable en la ductilidad de las muestras soldadas, con una elongación más cercana a la del AID 2205. Como resultado del ciclo térmico del proceso de soldadura, la precipitación de las bandas de δ ocurrió en todo el espesor, pero principalmente en la altura media en la ZAT de la placa 316L, aumentando la resistencia mecánica. Este incremento se debe a que los límites de la interfase δ - γ son barreras más resistentes para el movimiento de dislocaciones en comparación con los límites de grano γ - γ [48-50]. La reducción de dureza aproximadamente de 18.5% en la ZAT del AIA 316L no tuvo una influencia significativa en la resistencia a la tensión, debido a que la falla ocurre alejada de esta zona. El CEME no afectó la resistencia a la tensión ni la ductilidad, prácticamente las seis probetas de tensión ensayadas presentan el mismo comportamiento mecánico sin algún cambio significativo.

Tabla 4.8 Resultados de los ensayos de resistencia a la tensión de los MsB y las juntas soldadas.

Probetas	CEME [mT]	Esfuerzo máximo σ_{max} [MPa]	Esfuerzo de cedencia σ_y [MPa]	Esfuerzo de ruptura σ [MPa]
MB 2205	---	811 ± 1.5	640 ± 6.4	425 ± 3.4
MB 316L	---	674 ± 9	384 ± 9.6	371 ± 6.5
Junta 1	3	713 ± 2	441 ± 2	409 ± 6.7
Junta 5	0	735 ± 3	443 ± 1	441 ± 11

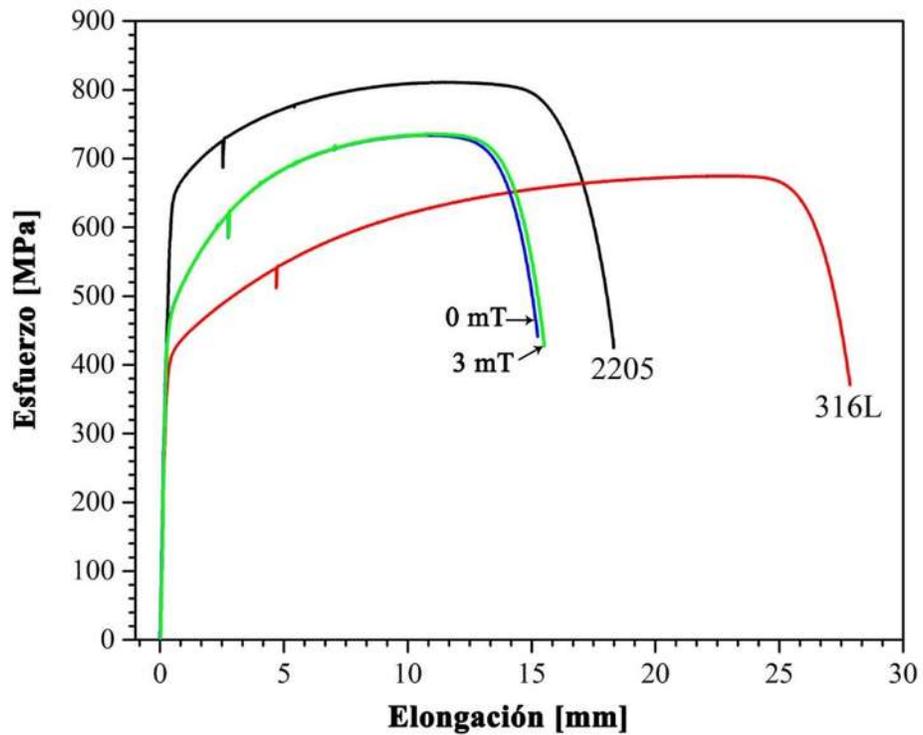


Figura 4.18 Gráfica de esfuerzo-elongación de los MsB y juntas soldadas.

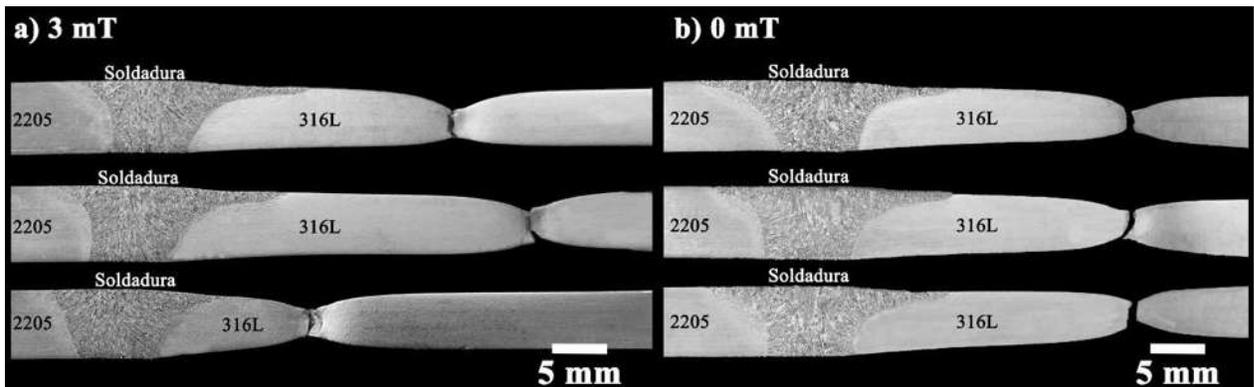


Figura 4.19 Macrografías de las juntas soldadas después de la prueba de tensión mostrando la falla en el MB 316L, a) 3 mT y b) 0 mT.

4.2.7 Ensayo de fatiga.

A partir de los resultados de las propiedades mecánicas bajo pruebas de tensión mostradas en la tabla 4.7, se calcularon los parámetros de la prueba de fatiga. Para el MB 316L se realizó una

prueba de fatiga a partir del esfuerzo de cedencia obtenido, $\sigma_y = 384$ MPa, para saber si la probeta fallaba antes de alcanzar 10^6 ciclos. Para la junta soldada disímil se tomó el valor del esfuerzo de cedencia máximo obtenido, $\sigma_y = 443$ MPa, el cual es $\sim 15\%$ mayor que el σ_y del MB 316L en condición de llegada. Los resultados de las pruebas de fatiga se muestran en la tabla 4.9 y en la figura 4.20. El rango de esfuerzos $\Delta\sigma$ debe ser al menos del 95% para que las probetas de fatiga de la junta soldada disímil fallen sin alcanzar los 10^6 ciclos. La probeta 3 no falló con el 90% del $\Delta\sigma$, alcanzando 10^6 ciclos, de igual manera, la junta soldada disímil no falló al 68% del $\Delta\sigma$, alcanzando hasta 1,884,110 ciclos.

Tabla 4.9 Resultados de la prueba de fatiga.

Probeta	CEME [mT]	$\Delta\sigma$ [%]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_f	Tiempo [h]	Inicio de falla superficie 316L.
---	---	98	489	19,581	0.36	MB 316L
1	3	98	564	5,121	0.09	ZATAT 316L
2	3	95	547	10,370	0.19	ZATAT 316L
3	0	98	564	18,246	0.33	ZATAT 316L
4	0	95	547	41,400	0.76	ZATAT 316L
5	0	90	518	1,000,320	18.5	Sin falla
6	0	69	398	1,884,110	34.9	Sin falla

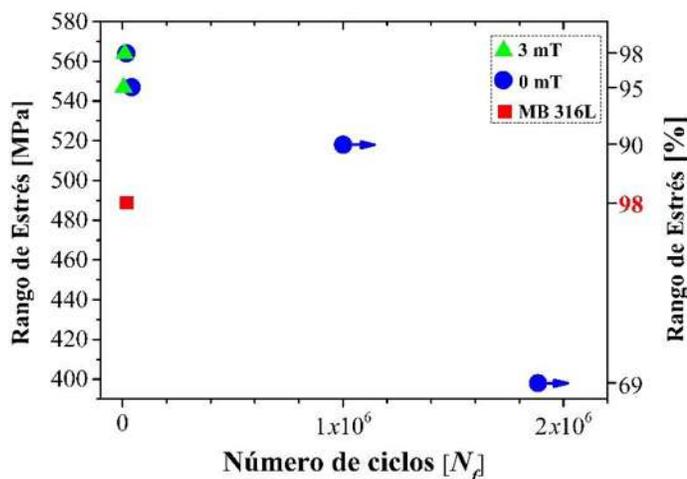


Figura 4.20 Gráfica ($S-N_f$) del MB 316L y las juntas soldadas 2205/316L; 3 mT y 0 mT.

Se sabe que los AIA pueden comenzar a deformarse a partir del 40% del esfuerzo de cedencia [36]. En general, el comportamiento mecánico de menos de la mitad del límite de cedencia se considera totalmente elástico, y la deformación plástica se considera insignificante cuando el esfuerzo

aplicado es inferior a dos tercios del límite de cedencia. Este comportamiento cuasi-elástico es una consecuencia de los 12 sistemas de deslizamiento de la γ con una estructura fcc, que es muy tenaz y dúctil incluso a baja temperatura [36]. Debido al comportamiento cuasi-elástico del AIA 316L, se necesita aplicar un $\Delta\sigma$ grande que genere sitios de nucleación de grietas que ocasionen a una ruptura rápida a un bajo número de ciclos, menos de 10^6 [156]. En las pruebas de fatiga, las grietas se iniciaron consistentemente en la superficie del MB 316L como se muestra en las macrográficas de la figura 4.21 y 4.22.

Las imágenes de la figura 4.21a y b sin CEME se obtuvieron con electropulido y revelado de la microestructura con el reactivo Beraha. En todas las juntas soldadas con y sin CEME aplicando $\Delta\sigma$ de 98% y 95%, la grieta nucleó y falló muy cerca del talón de la soldadura, como señalan las flechas en la figura 4.21a y b, después se propagó a través del espesor del 316L. La propagación de la grieta por fatiga en los ASS se favorece principalmente a lo largo de los planos $\{111\}$ hasta que llega a un grano adyacente de orientación cristalográfica distinta. La grieta se ve obligada a cambiar su dirección de propagación a un plano orientado favorablemente [157].

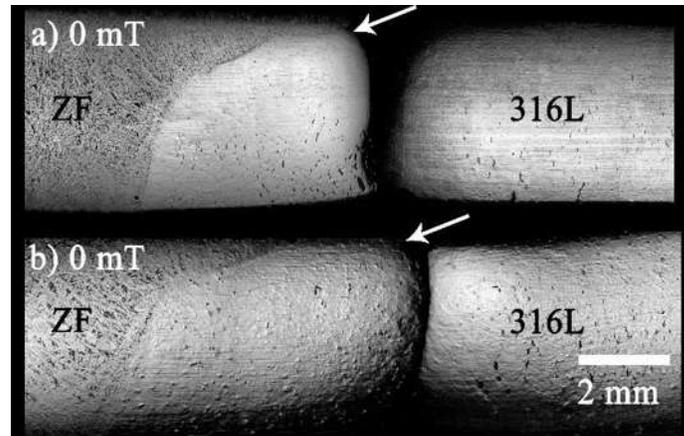


Figura 4.21 Perfiles transversales de probetas fatigadas, a) 95% y b) 98% de $\Delta\sigma$.

En el lado izquierdo de las macrográficas de la figura 4.21a y b se observa el daño sufrido en la superficie de las muestras durante las pruebas de fatiga. La acumulación de daño observada en las muestras falladas sugiere que el ciclo térmico de soldadura indujo cierto nivel de resistencia en la ZAT del AIA 316L, debido a que el lado derecho de las muestras fatigadas muestra el daño en la superficie, pero un poco alejado de la fractura. Además, es evidente el refuerzo proporcionado por

el talón del cordón de soldadura, debido a que se observa un aumento de los signos de daño desde arriba hasta abajo a un lado de la raíz de la soldadura.

En la figura 4.22(a, b) 95% y (c, d) 98% de $\Delta\sigma$ las muestras fueron montadas en resina epoxi, lijadas, pulidas y finalmente revelado de la microestructura con el reactivo Beraha. Las grietas por fatiga en las uniones soldadas suelen ocurrir en el talón de la soldadura, donde la afectación térmica da lugar a crecimiento de los granos y a esfuerzos residuales causados por la expansión térmica de los materiales durante el proceso de soldadura, y su posterior contracción durante la solidificación [158-162], junto con transformaciones de fase a alta temperatura. En este caso, es probable que la ZPF del 316L predisponga sitios favorables para la nucleación de grietas. Las grietas por fatiga se pueden producir fácilmente en esta zona donde la tensión residual transversal en el talón de soldadura es típicamente positiva y podría estar cerca del límite de cedencia [158]. Dado que el tamaño del grano gobierna la longitud de deslizamiento, los granos gruesos desarrollan pasos de deslizamiento más grandes en la superficie, lo que facilitaría la formación de intrusiones y extrusiones. Las intrusiones actúan como muescas de las que se originan las grietas. En las aleaciones que se deforman por deslizamiento plano, se ha observado que con la disminución del tamaño de grano mejora su resistencia a la propagación de grietas. Esto se debe a que los límites de los granos sirven como barreras naturales para la propagación de grietas transgranulares, lo que hace que el frente de la grieta se detenga y requiera que ocurra un evento de reinicio de la grieta en cada nuevo grano [163].

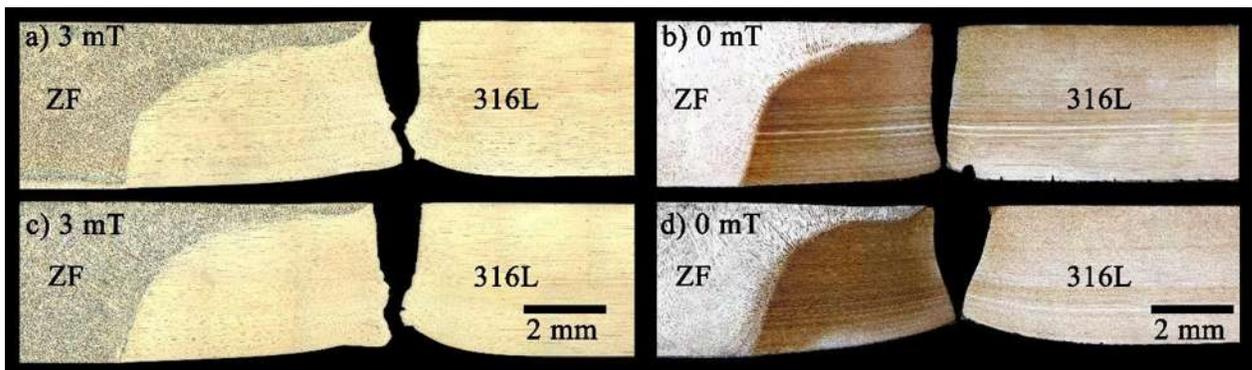


Figura 4.22 Perfiles transversales de probetas fatigadas para (a, b) 95% y (c, d) 98% de $\Delta\sigma$.

4.2.7.1 Etapas de la fractura por fatiga.

Las figuras 4.23a y c muestran la vista general de las muestras fracturadas bajo fatiga sin CEME. En estas imágenes, las superficies fracturadas exhiben el característico modo mixto de fractura para muestras fatigadas con relieves planos e inclinados. Las figuras 4.23 b y d muestran los bordes de las fracturas y las superficies pulidas de las probetas ensayadas. Las marcas de ríos de la superficie fracturada muestran la ubicación donde las grietas se nuclearon en sitios de alta concentración de esfuerzos. Las flechas negras indican el sitio de nucleación, propagación y dirección de la grieta, se caracterizó por tres etapas distintas de la fractura I, II, III. En la etapa I, la iniciación de la falla comienza con la nucleación de la grieta en la superficie de la muestra en sitios de alta concentración de esfuerzos, caracterizada por fractura frágil transgranular a lo largo de planos cristalográficos, los cuales puede ocurrir en metales fcc cuando están sujetos a condiciones severas tales como velocidades de deformación extremadamente altas o temperaturas muy bajas [149].

En la figura 4.23 d se puede observar el efecto que provoca un 3% más en el $\Delta\sigma$, porque aumenta la cantidad de microfisuras paralelas en los granos individuales de la aleación 316L en la muestra con $\Delta\sigma$ del 98% en comparación con el 95% (figura 4.23b). El nivel daño significativo observado en las figuras 4.21a, b y 4.23b, d se correlaciona muy bien con la cantidad de ciclos N_f hasta la falla registrados durante las pruebas de fatiga de las probetas soldadas.

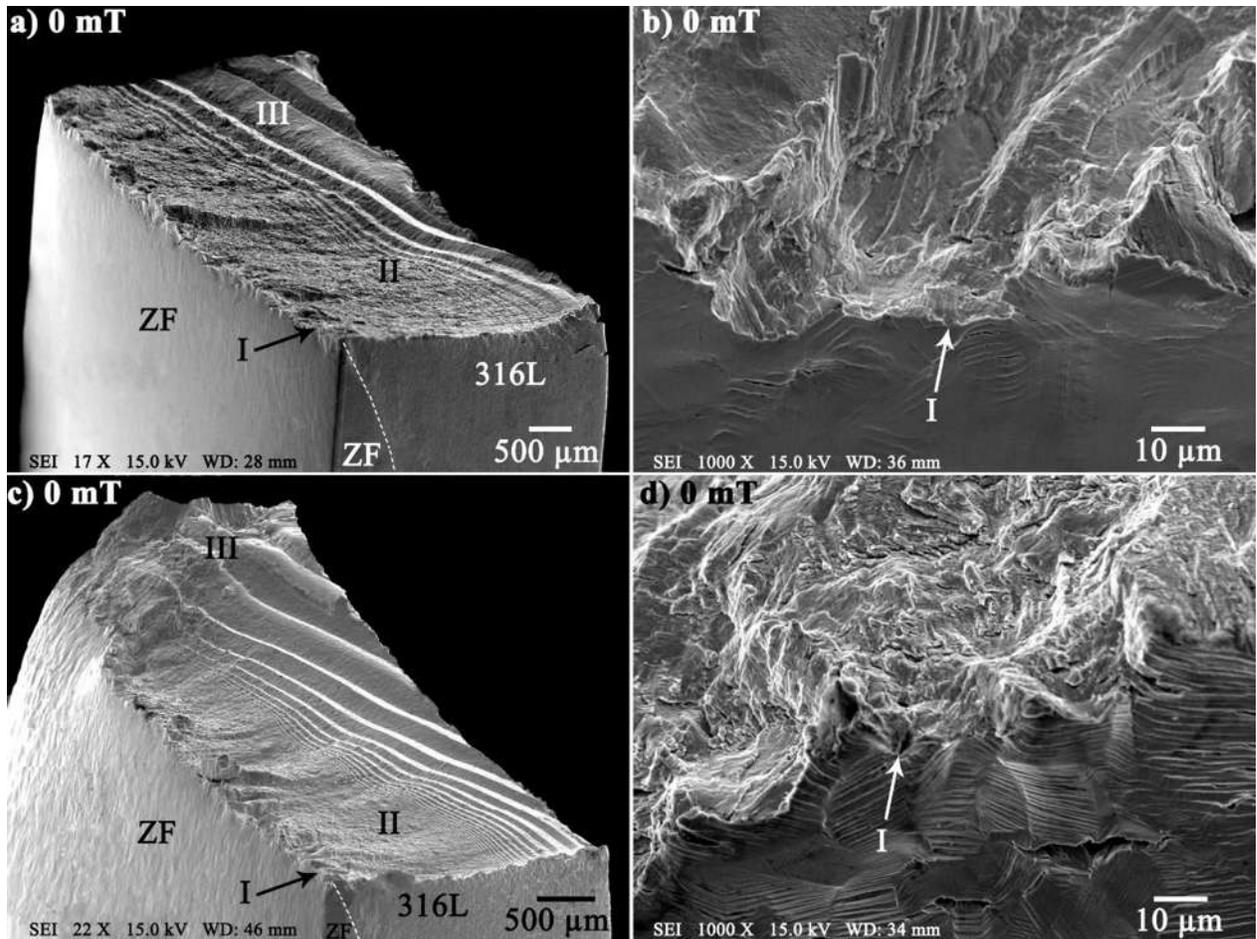


Figura 4.23 Vista general de la fractura de las muestras de fatiga y el sitio de inicio de la fractura; (a, b) 547MPa (95%) y (c, d) 564MPa (98%) de $\Delta\sigma$.

La figura 4.24 muestra detalles de la superficie de fractura de la con $\Delta\sigma = 547$ MPa. En la figura 4.24a se distinguen claramente las microfisuras secundarias mientras que la figura 4.24b muestra una inclusión señalada por la flecha. La figura 4.24c muestra el espectro EDS y la composición química de la inclusión, que está compuesta principalmente por Ca, Si, S y Al. Es obvio que este tipo de inclusiones actúan como concentradores de esfuerzos favoreciendo la iniciación y propagación de las grietas durante el ciclo de fatiga. El contenido, el tamaño e incluso la interconectividad de estas inclusiones en los aceros inoxidable, podrían reducir significativamente la resistencia a la fatiga de alto número de ciclos mediante la nucleación de microgrietas y su eventual coalescencia [55, 149]. En este estudio, sin embargo, la evidencia experimental muestra que estas partículas no jugaron un papel importante en el comportamiento de la vida a la fatiga de la junta soldada disímil de 2205/316L.

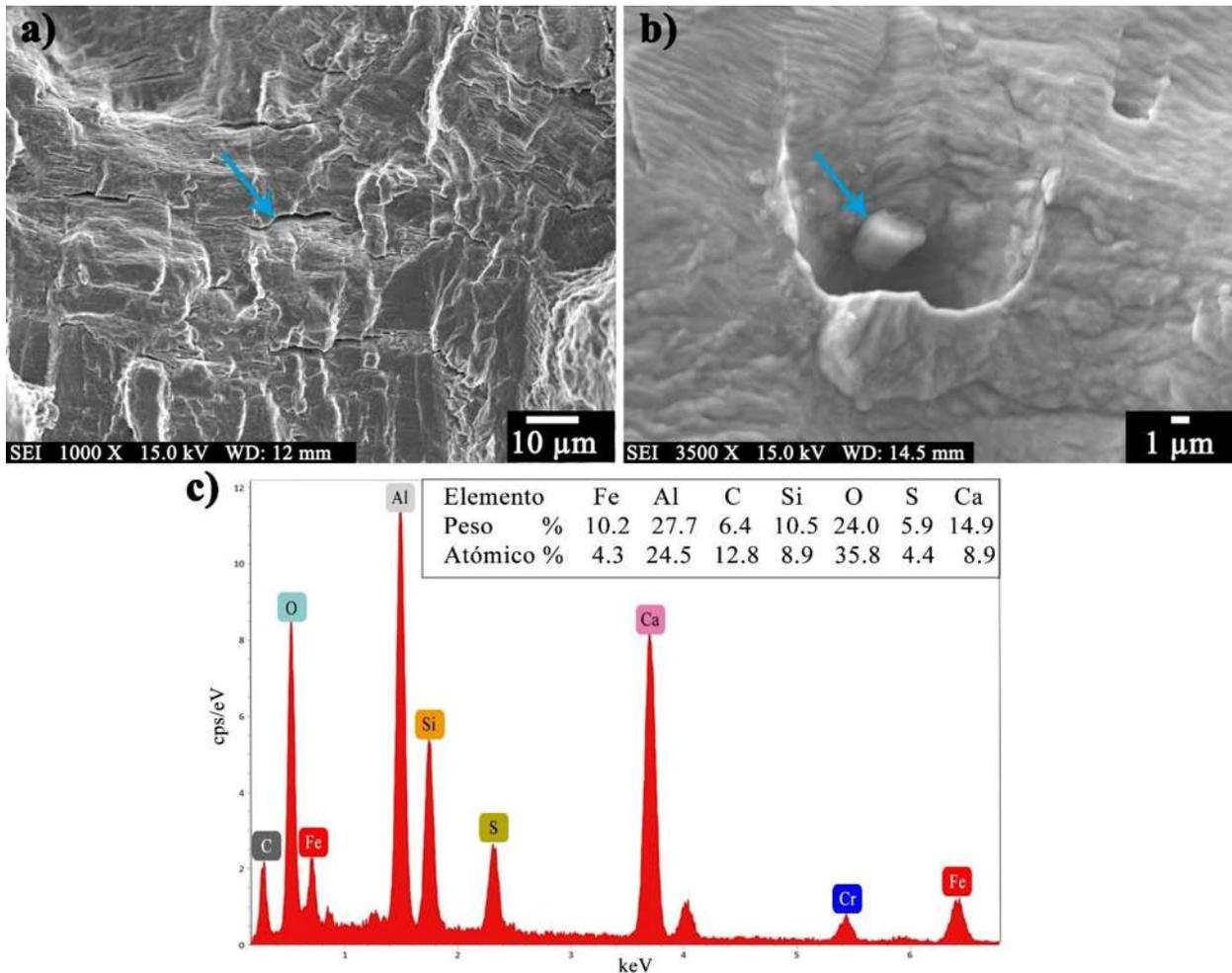


Figura 4.24 Detalles de la fractura en la superficie de la muestra con $\Delta\sigma$ de 547 MPa. a) Microfisuras secundarias, b) Microhuecos y c) Espectros y composición EDS correspondientes a la inclusión indicada por la flecha en b).

En la etapa II, el frente de propagación de la grieta en modo frágil varía con el rango de esfuerzos, como resultado de cada ciclo de carga. Por ejemplo, en la figura 4.25a, los espacios entre las estrías tomados a una distancia aproximadamente de 566 μm desde el inicio de la grieta son 2.39 ± 0.44 μm, que comúnmente corresponden a ciclos de carga individuales. Las figuras 4.25b y c muestran la propagación de grietas en un patrón de marcas de playa en diferentes períodos, característico del crecimiento de grietas debido a fractura por fatiga. El espacio entre la propagación de cada marca de la propagación de la grieta en la figura 4.25b es de ~ 12 μm, mientras que en la figura 4.25c a una distancia de 2.8 mm del inicio de la grieta, el espacio es significativamente mayor, del orden de ~ 140 μm.

La etapa III, es la falla final caracterizada por regiones de modo de fractura rápida con evidencia de deformación plástica oblicua. En la figura 4.25d se puede observar un labio cortante formado en la superficie lateral aproximadamente a 45° de la dirección de carga, como una indicación de fractura parcialmente dúctil.

La tenacidad a la fractura (K_{Ic}) es una propiedad, la cual es una medida de la resistencia del material a la fractura frágil cuando una grieta está presente. Para probetas relativamente delgadas, el valor K_{Ic} dependerá del espesor de las probetas, y disminuirá al aumentar éste. Si la placa es delgada comparada con las dimensiones de la grieta, se dice que existen condiciones de **esfuerzo plano** donde tiende a ser biaxial y las fracturas del material son de una manera dúctil, con labios de corte o fractura oblicua a 45° que se forma en cada superficie libre. En el caso en que la placa sea relativamente gruesa, el estado se denomina **deformación plana**, donde los materiales se comportan esencialmente elásticos hasta que se alcanza la tensión de fractura y luego se produce una fractura rápida, donde se observa poca o ninguna deformación plástica, a este modo de fractura se le considera fractura frágil [120, 149, 152, 164-167]. En el caso de las probetas ensayadas el modo de fractura es mixto, lo que implica fracturas oblicuas y planas, es decir, de esfuerzo plano y deformación plana.

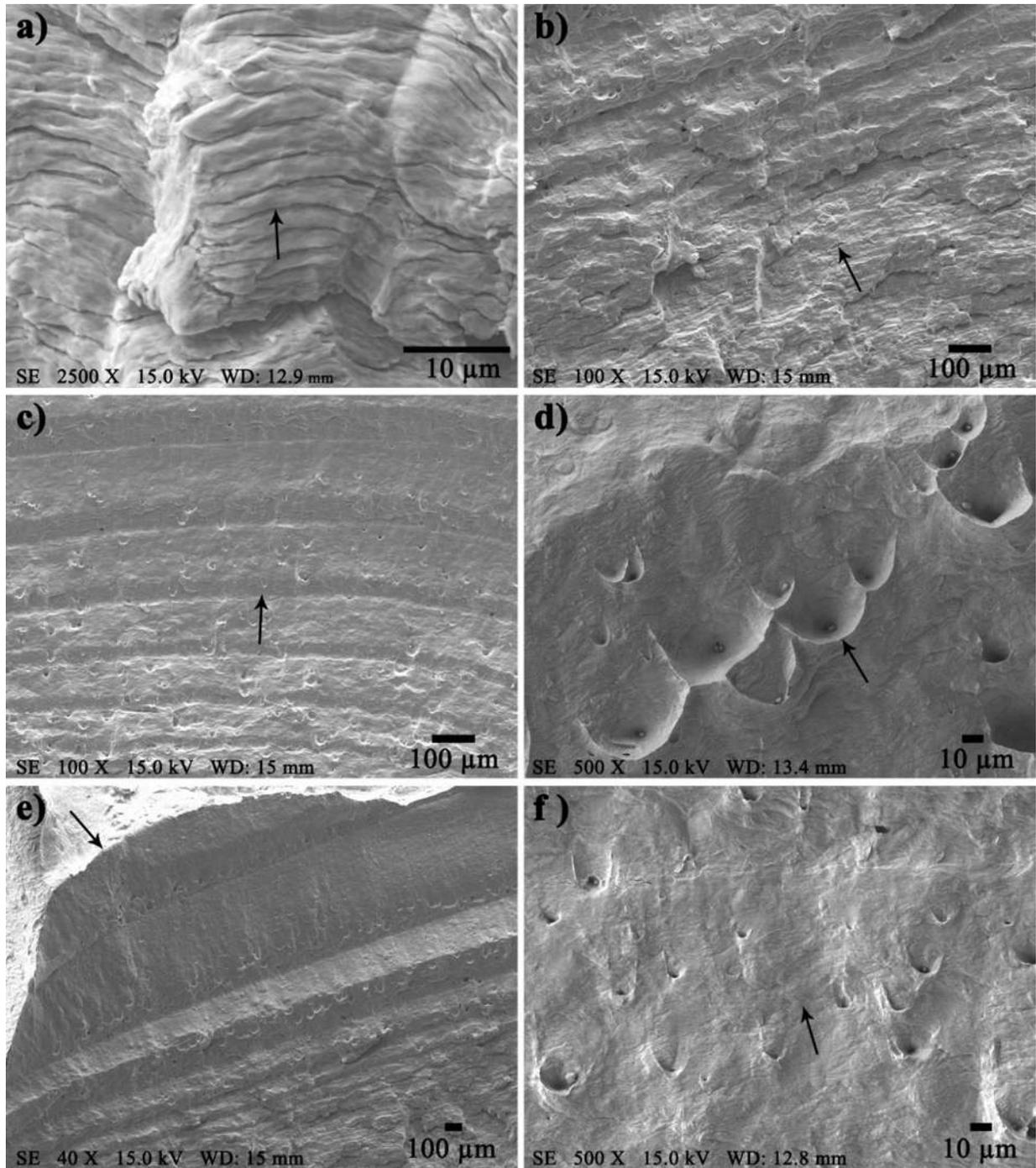


Figura 4.25 Detalles de la fractura de la muestra con $\Delta\sigma$ de 547 MPa: (a) estrías de fatiga, (b, c) patrones de playa, (d – f) hoyuelos de forma parabólica y (e) fractura oblicua.

Aunque la tenacidad a la fractura depende del espesor del material, las características de las superficies de fractura son tanto de esfuerzo plano como de deformación plana. En las figuras 4.25d-f, se puede observar que las estrías no aparecen porque prevalece la falla rápida, pero son

evidentes hoyuelos de forma parabólica en la superficie de la fractura oblicua como resultado de falla cortante.

Las grietas por fatiga se inician en sitios heterogéneos de nucleación, debido a diferentes causas como defectos preexistentes dentro del material, bandas densas de dislocaciones generadas durante ciclos de deformación o imperfecciones de la soldadura como fusión incompleta, porosidad e inclusiones de escoria. Además, los esfuerzos residuales causadas por la expansión térmica durante el proceso de soldadura y su posterior contracción durante la solidificación, pueden contribuir a un rendimiento deficiente a la fatiga de las uniones soldadas.

Las figuras 4.26 y 4.27 presentan detalles de las características de la superficie de la muestra 4 que no falló en la prueba de fatiga, donde el rango de esfuerzos fue relativamente bajo, siendo estas las condiciones para que se generaran bandas de dislocaciones y se produjera una deformación, pero que no nucleara alguna grieta que pudiera inducir la falla. En la macrografía de la figura 4.26a, se señala un relieve a lo largo de la superficie en la parte superior de la junta soldada, entre el talón de soldadura y el MB 316L. La aparición de esta deformación fue típica durante los ensayos de fatiga, apareció casi inmediatamente a partir de los 148 ciclos con 98% de $\Delta\sigma$.

Las imágenes obtenidas en el MEB de la figura 4.26b y c muestran en detalle las características topográficas del relieve, revelando elevaciones y depresiones locales, como extrusiones e intrusiones en la superficie del ZATAT del 316L. Estas características representan el primer signo de daño por fatiga que podría conducir a la nucleación de grietas en probetas sometidas a carga de fatiga [59]. En metales policristalinos y aleaciones, las bandas persistentes de deslizamiento generadas durante el proceso de deformación cíclica sirven como sitios de nucleación de grietas por fatiga. Las intrusiones son defectos donde nuclean las grietas por fatiga [54,60]. Un relieve pronunciado de deformación plástica formado en la superficie de la ZATAT del 316L con $\sim 300 \mu\text{m}$ de ancho, $12.88 \mu\text{m}$ de profundidad y un volumen de 0.05 mm^3 , puede apreciarse en detalle en la figura 4.27.

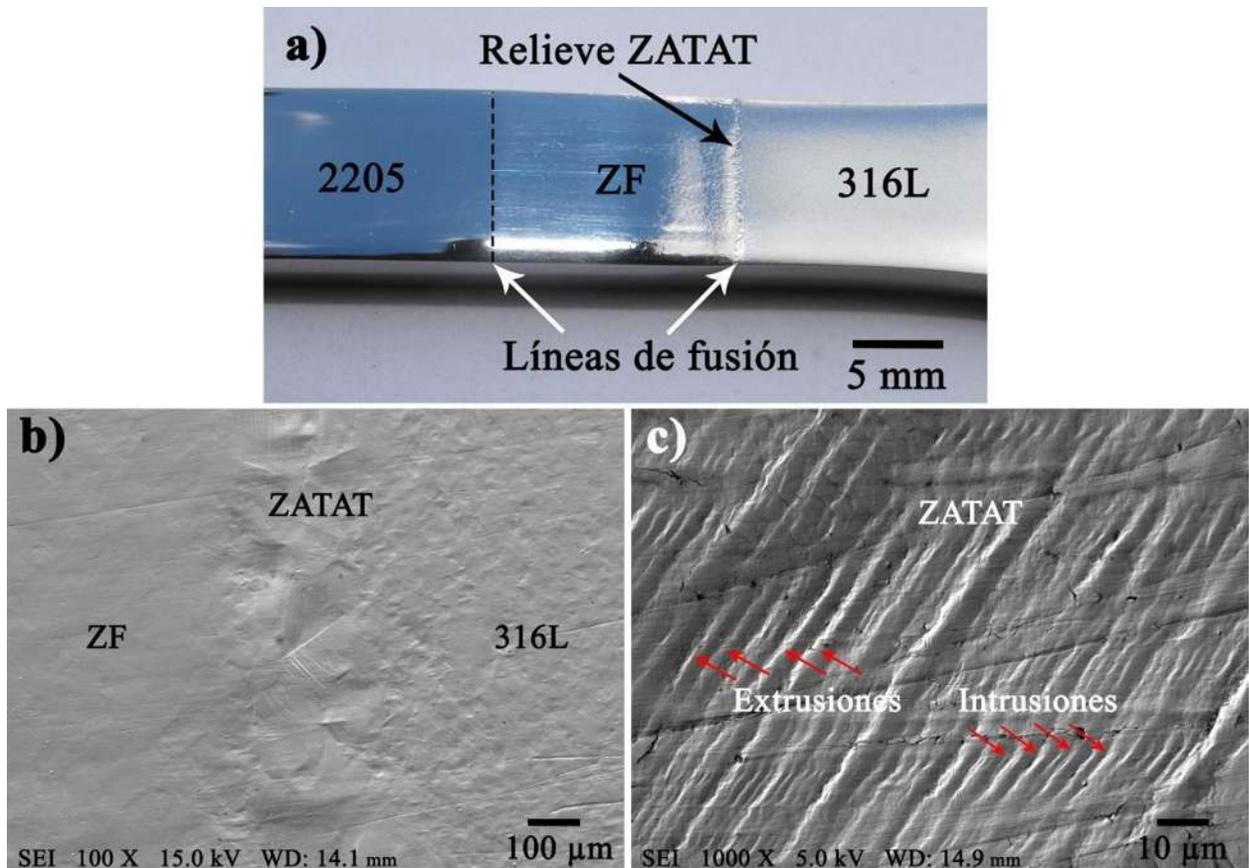


Figura 4.26 Características superficiales de la muestra fatigada sin fallar; a) Macrografía de la muestra de fatiga, b) Vista MEB de la línea de fusión en el lado del AIA 316L y c) Detalle de la superficie en la ZATAT del 316L.

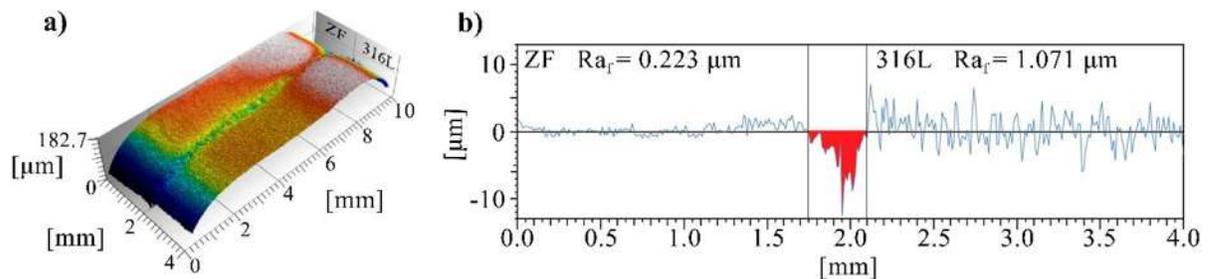


Figura 4.27 Características de la superficie de la línea de fusión en el lado del AIA 316L de un espécimen fatigado sin fallar, a) vista tridimensional y b) perfil de rugosidad después de la prueba de fatiga (R_{af}).

La evidencia experimental revela que hay aumento en la rugosidad promedio (R_a) de la superficie 316L, después de la prueba de fatiga (R_{af}). La figura 4.28 muestra los perfiles de rugosidad de un espécimen de fatiga antes y después de la prueba. En particular, el AIA 316L exhibe el mayor aumento en la rugosidad, de $R_a = 0.155$ a $R_{af} = 1.071 \mu\text{m}$ mientras que la ZF y el MB 2205 no

cambió de manera tan significativa la Ra en su superficie. Las grietas nuclean en la superficie de la ZATAT del 316L y se propagan con respecto a la normal del sentido de laminación, hacia el interior de las muestras.

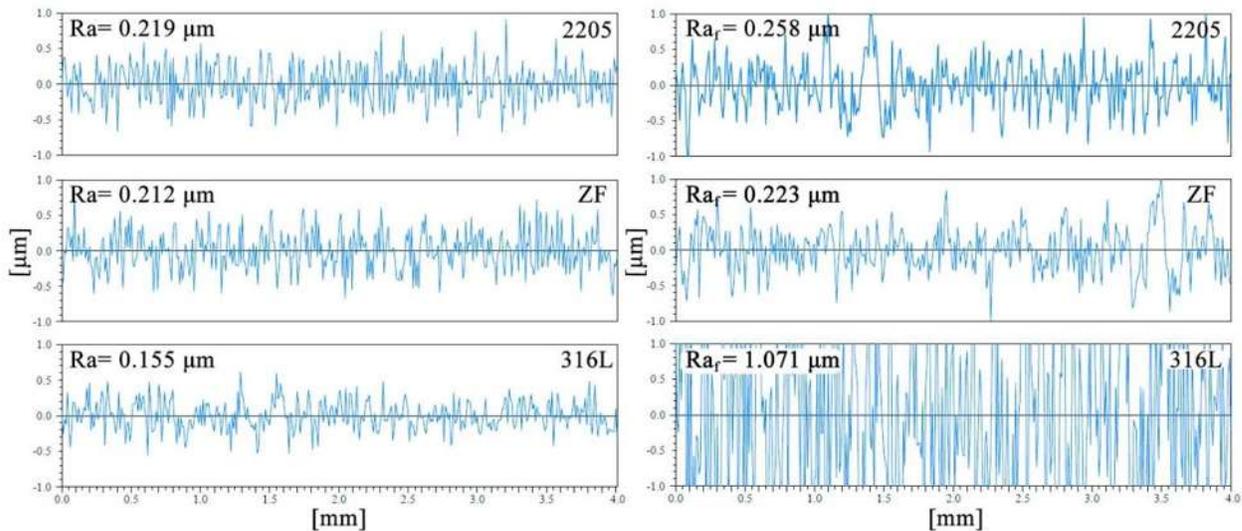


Figura 4.28 Perfil de rugosidad de un espécimen fatigado sin fallar antes y después de la prueba de fatiga, rugosidad superficial promedio Ra y Ra_r, respectivamente.

4.3 Medición de temperatura en la ZAT.

En la figura 4.29 se muestra los ciclos térmicos adquiridos durante el proceso de soldadura con la tarjeta DAQ NI-9213 con 12 termopares. La temperatura máxima se incrementa en función de la distancia que se encuentra los termopares con respecto a la línea de fusión, además de las diferentes propiedades físicas de los MsB, desalineamiento de la junta con respecto a la antorcha y la estabilidad del arco eléctrico. Debido a la diferencia de las propiedades termofísicas ocasionó que se tenga una mayor cantidad de masa fundida en el MB 316L [168]. El AIA 316L tiene menor conductividad térmica y menor punto de fusión comparado con el AID 2205. El AIA 316L se fundió más y la localización del termopar T1 con 1039 °C quedó más próximo a la ZF comparado con el T7 con 825 °C en el AID 2205, como se puede observar en la figura 4.30a y b.

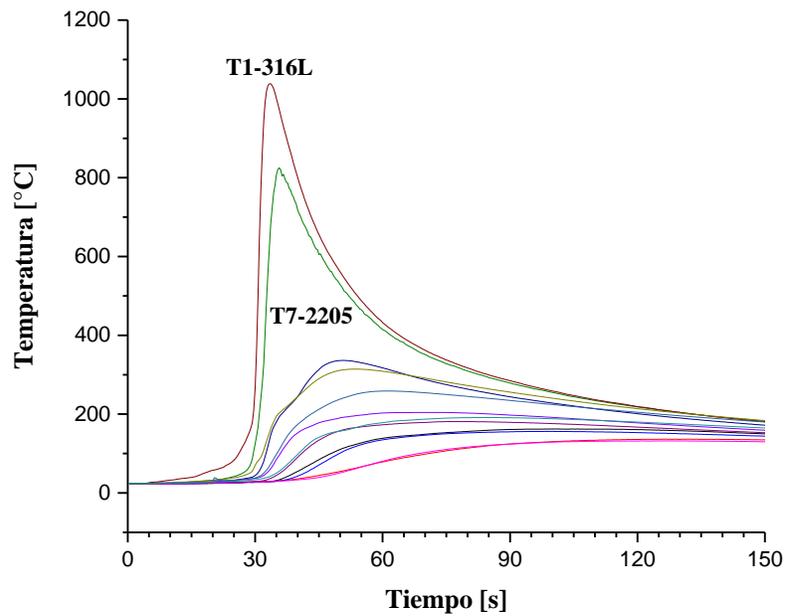


Figura 4.29 Ciclos térmicos durante el proceso de soldadura señalando los termopares más cercanos a la línea de fusión; T7 en 2205 y T1 en 316L.

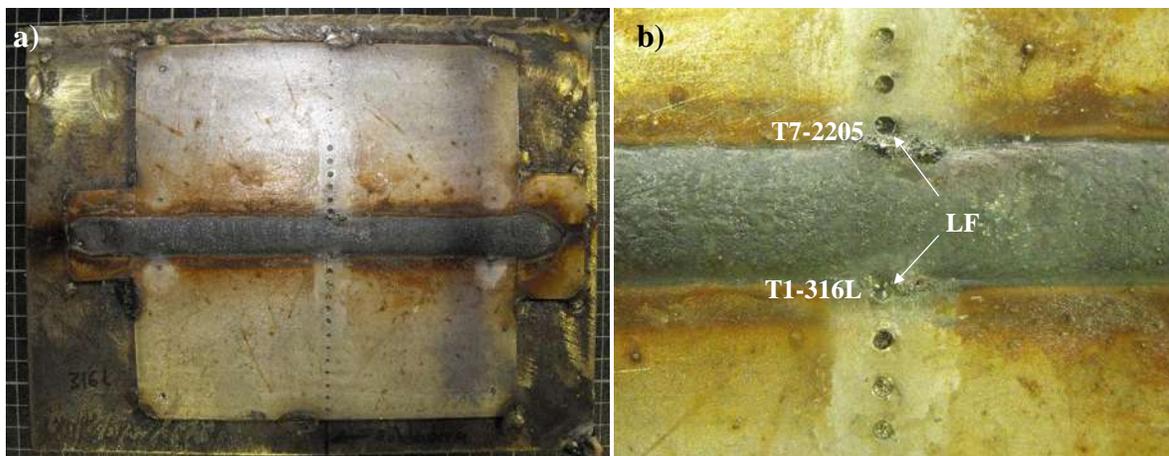


Figura 4.30 a) Junta soldada, b) distancia a la cual quedaron ubicados los termopares T1 y T7 con respecto a la LF del cordón de soldadura.

La tabla 4.10 muestra las temperaturas máximas que se obtuvieron durante el proceso de soldadura con los 12 termopares ubicados en los MsB para registrar los ciclos térmicos.

Tabla 4.10 Temperaturas máximas alcanzadas durante el proceso de soldadura en los 12 termopares.

Termopares 316L	Temperatura 316L [°C]	Termopares 2205	Temperatura 2205 [°C]
T1	1038	T7	825
T2	314	T8	336
T3	258	T9	204
T4	191	T10	181
T5	162	T11	156
T6	136	T12	132

4.4 Ciclos térmicos y su relación con los diagramas de TTP para la predicción de precipitados.

En los AIA y AID dependiendo de la temperatura y el tiempo de permanencia que pueden ser pocos minutos, pueden precipitar fases perjudiciales como sigma, chi, Laves, alfa prima y $M_{23}C_6$. En los AIA a temperaturas entre 900 - 540 °C y en los AID entre 950 - 475 °C. En la figura 4.31 y 4.32 se graficaron los ciclos térmicos del proceso de soldadura junto con los datos de los diagramas TTP de los MsB, simulados con JMatPro®. Se observa que el tiempo aproximado de permanencia en el intervalo de temperaturas donde existe la probabilidad de que precipite el 0.1% de fases perjudiciales en el AID 2205 es de 30 s y en el AIA 316L de 18 s. En los AIA con bajos contenidos de carbono el tiempo de permanencia debe ser mucho mayor para comenzar la precipitación de carburo de cromo [58, 59, 61, 62, 68]. Los AID con mayor contenido de elementos aleantes como el cromo, molibdeno y níquel tendrán una cinética de precipitación más rápida [25].

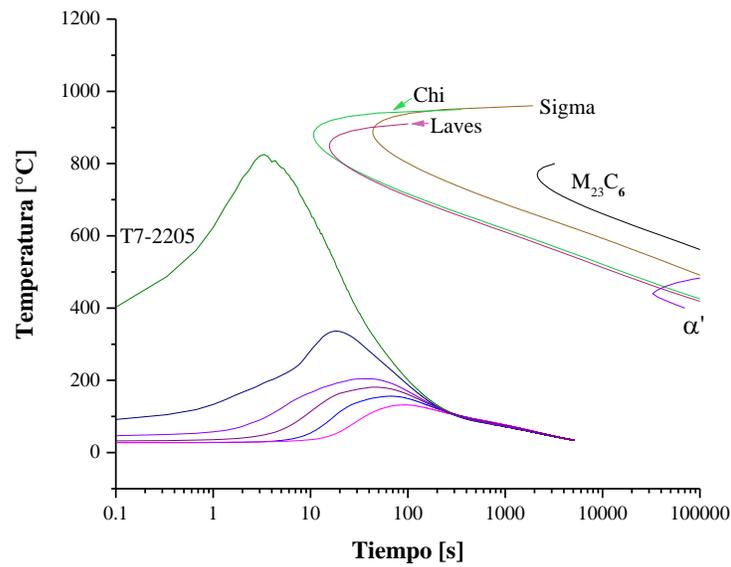


Figura 4.31 Ciclo térmico del proceso de soldadura y diagrama TTP para el AID 2205.

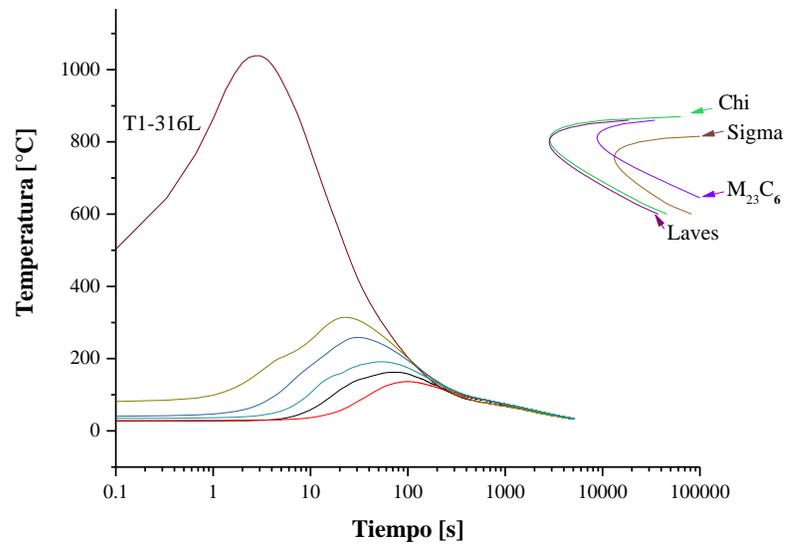


Figura 4.32 Ciclo térmico del proceso de soldadura y diagrama TTP para el AIA 316L.

5. CONCLUSIONES

En este estudio se investigó la microestructura y propiedades mecánicas de la junta soldada disímil de acero inoxidable 2205/316L, con y sin la aplicación de un campo electromagnético axial externo y en base a los resultados experimentales, se realizaron las siguientes conclusiones:

OBJETIVOS

- I. Se establecieron adecuadamente los parámetros de operación del proceso GMAW para obtener soldaduras sin defectos en un solo paso, con y sin la aplicación de un campo electromagnético externo de 3 mT.
- II. En términos de microestructura, el uso del campo magnético durante la soldadura redujo en 6.4% el tamaño de la ZATAT del AID. Esta zona presentó la mayor dureza de las uniones soldadas, independientemente de la condición de soldadura, pero en la ZAT del 316L hubo una reducción moderada de 18.6%, esto ocasionado por el calor de aporte en el proceso de soldadura, resultando en una recuperación, recristalización y crecimiento del grano austenítico.
- III. Con la aplicación del CEME durante el proceso de soldadura se pudo observar una dilución más homogénea en la ZF del lado del AID 2205, debido a la agitación electromagnética que ocasiona en la pileta líquida, mejorando la mezcla del MBF con el MS promoviendo la nucleación heterogénea, causando un cierto grado de refinamiento del tamaño de grano de la matriz δ en la ZF.
- IV. La aplicación del CEME de 3 mT no tuvo un efecto relevante en los resultados de las pruebas de tensión y de fatiga, sin embargo, en las pruebas de impacto se obtuvo un aumento en la energía absorbida en la ZF, probablemente por el refinamiento del tamaño de grano, mientras que en la ZATAT del 2205 también hubo una mejora ocasionada por la reducción de esta zona con la aplicación del CEME.

- V. La junta soldada disímil experimentó un comportamiento diferente de dilución en cada MB debido a las diferencias en las propiedades termofísicas entre AID y AIA. La placa 316L contribuyó con $2/3$ de la dilución total de la junta soldada. La ZF en el lado del AID obedeció al modo típico de solidificación de δ para este tipo de aleaciones, seguido de precipitación de γ durante el enfriamiento; mientras que en el lado del AIA, la tasa de dilución entre el metal de aporte ER2209 y el AIA 316L dio lugar a una microestructura notablemente diferente. Existe un crecimiento competitivo entre la δ y γ a lo largo de la línea de fusión, ambos nucleándose a partir de granos parcialmente fundidos del MB 316L. La tasa de dilución y este modo de solidificación aumentaron significativamente el contenido de austenita a valores entre 78 y 88% en este lado de la ZF, como se corroboró con las mediciones del ferritoscopio.
- VI. Como consecuencia del ciclo térmico de soldadura, la ZAT del 316L se caracterizó por granos parcialmente fundidos y δ vermicular localizada en sus límites. El contenido de δ aumentó en el MB debido a la precipitación de estas bandas de δ . La difusión de Mo en esta fase contribuyó a esta alteración microestructural.
- VII. La falla de las uniones soldadas en la prueba de tensión ocurrió consistentemente en el MB 316L lejos del ZF y ZAT con una resistencia moderadamente superior ($\sim 9\%$) del AIA 316L en condición de llegada. Esto se debe al endurecimiento inducido por la precipitación de δ vermicular en la ZAT del 316L, como se muestra en la figura 4.12 c y d. Las interfases δ - γ son más resistentes al movimiento de dislocaciones en comparación con las interfases γ - γ , aumentando así su resistencia y evitando que falle en esta zona.
- VIII. De acuerdo con el diagrama $S-N_f$ para la junta soldada disímil de acero inoxidable 2205/316L, las pruebas de fatiga por tensión-compresión deben ser al menos de $\Delta\sigma = 547$ MPa para fallar sin alcanzar 10^6 de ciclos. La falla por fatiga de la junta soldada se produjo en la ZAT del MB 316L y se inició muy cerca del talón de soldadura.
- IX. La fractografía obtenida en el MEB reveló superficies típicas de fractura planas y oblicuas, con fallas que ocurren en tres etapas. La caracterización de la superficie por MEB y

perfilometría de la muestra antes y después de la prueba de fatiga, con un rango de esfuerzos de 398 MPa, reveló un aumento significativo en la rugosidad promedio de la superficie del MB 316L y la presencia de múltiples microfisuras. El cambio en la textura de la superficie se debió a la formación de intrusiones y extrusiones. De modo inesperado, a pesar de las múltiples microfisuras observadas, esta muestra no falló después de 1,884,110 ciclos de fatiga.

- X. Con respecto a los hallazgos de este estudio, aunque se obtiene una unión soldada disímil sólida de acero inoxidable 2205/316L, se debe tener cuidado de no exigir más del 90% del rango de esfuerzos bajo carga cíclica. Si se va a aumentar la vida útil a la fatiga de la junta soldada disímil, la entrada de calor debe reducirse modificando el diseño de la junta o utilizando un modo de transferencia diferente durante el proceso de soldadura. Esto cambiaría la geometría del cordón de soldadura y disminuiría los esfuerzos residuales.

- XI. La temperatura más alta registrada en el ciclo térmico del proceso de soldadura fue de 1039°C en el termopar más cercano a la línea de fusión del AIA 316L. Es muy poco el tiempo en que los MsB permanecen en el intervalo de temperaturas donde puedan precipitar el 0.1% de fases perjudiciales según los diagramas simulados de TTP de los MsB.

6. RECOMENDACIONES

Para profundizar más en esta investigación se recomienda:

- a) Obtener los patrones de difracción con la técnica de electrones retrodispersados (EBSD) para estudiar la evolución de la micro-textura (conjunto de orientaciones cristalográficas) en las diferentes zonas de la soldadura.
- b) Desarrollar el modelado térmico de una unión soldada mediante el método de Elemento Finito.
- c) Evaluar las diferentes zonas de la soldadura (ZAT y ZF) mediante técnicas electroquímicas para determinar la resistencia a la corrosión localizada.

7. BIBLIOGRAFÍA

1. Santos, T., H. Idagawa, and A. Ramirez, *Thermal history in UNS S32205 duplex stainless steel friction stir welds*. Science and Technology of Welding and Joining, 2014. **19**(2): p. 150-156.
2. Karlsson, L. and J. Börjesson, *Orientation relationships of intragranular austenite in duplex stainless steel weld metals*. Science and Technology of Welding and Joining, 2014. **19**(4): p. 318-323.
3. Xu, L., et al., *Fatigue strength improvement of stainless steel using weld toes dressing with low transformation temperature welding wire*. Science and Technology of Welding and Joining, 2014. **19**(8): p. 664-672.
4. Menezes, A.J., et al., *Crystallography of Widmanstätten austenite in duplex stainless steel weld metal*. Science and Technology of Welding & Joining, 2013. **14**: p. 4-10.
5. Berthier, A., P. Paillard, and F. Christien, *Structural and chemical evolution of super duplex stainless steel on activated tungsten inert gas welding process*. Science and Technology of Welding & Joining, 2013. **14**: p. 681-690.
6. Pillai, S.R. and H.S. Khatak, *10 - Corrosion of Austenitic Stainless Steel in Liquid Sodium*. Corrosion of Austenitic Stainless Steels, 2002: p. 241-264.
7. Christo Augustine, B.P.G., 3 Sudhish R., *Parametric Optimization of GMAW of Dissimilar Steels: Duplex Stainless Steel 2205 and Stainless Steel 316L*. International Journal on Theoretical and Applied Research in Mechanical Engineering (IJTARME), 2014.
8. Curiel, F.F., et al., *Effect of magnetic field applied during gas metal arc welding on the resistance to localised corrosion of the heat affected zone in AISI 304 stainless steel*. Corrosion Science, 2011. **53**(7): p. 2393-2399.
9. García Rentería, M., V. López Morelos, and R. García Hernández, *Efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en la microestructura y propiedades mecánicas de soldaduras de acero inoxidable dúplex*. 2014.
10. Verma, J., et al., *A Comparative Study on the Effect of Electrode on Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Welds of 2205 Austeno-Ferritic and 316L Austenitic Stainless Steel*. Materials Transactions, 2016. **57**(4): p. 494-500.
11. Verma, J. and R.V. Taiwade, *Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review*. Journal of Manufacturing Processes, 2017. **25**: p. 134-152.
12. Jebaraj, A.V., T.S. Kumar, and M. Manikandan, *Investigation of Structure Property Relationship of the Dissimilar Weld Between Austenitic Stainless Steel 316L and Duplex Stainless Steel 2205*. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2018. **71**(10): p. 2593-2604.
13. Kumar, R., A. Bhattacharya, and T.K. Bera, *Mechanical and metallurgical studies in double shielded GMAW of dissimilar stainless steels*. Materials and Manufacturing Processes, 2015. **30**(9): p. 1146-1153.
14. Sherry, A. and M. Wilkes, *Numerical simulation of tearing–fatigue interactions in 316l (N) austenitic stainless steel*. International journal of pressure vessels and piping, 2005. **82**(12): p. 905-916.
15. Mohammad, K.A., et al. *Fatigue life for type 316L stainless steel under cyclic loading*. in *Advanced Materials Research*. 2013. Trans Tech Publ.

16. Man, J., et al. *Early Stages of Fatigue Damage in 316L Steel*. in *Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures*. 2006. Dordrecht: Springer Netherlands.
17. Chiu, P., et al., *The effect of strain ratio on morphology of dislocation in low cycle fatigued SAF 2205 DSS*. Materials chemistry and physics, 2006. **98**(1): p. 103-110.
18. Man, J., K. Obrtlík, and J. Polák, *Extrusions and intrusions in fatigued metals. Part I. State of the art and history*. Philosophical Magazine, 2009. **89**(16): p. 1295-1336.
19. Puchi-Cabrera, E., et al., *Fatigue life of AISI 316L stainless steel welded joints, obtained by GMAW*. Welding International, 2009. **23**(10): p. 778-788.
20. Huang, H., et al., *Fatigue behaviors of AISI 316L stainless steel with a gradient nanostructured surface layer*. Acta Materialia, 2015. **87**: p. 150-160.
21. Llewellyn, D.T. and R.C. Hudd, *4 - Stainless steels*. Steels (3), 1998: p. 291-379.
22. Rosso, M., I. Peter, and D. Suani, *About heat treatment and properties of Duplex Stainless Steels*. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2013. **59**(1): p. 26--36.
23. Villafuerte, J. and H. Kerr, *Phase transformations in stainless steel weld metal and heat-affected zones*. Key Engineering Materials, 1992. **69**: p. 129-148.
24. Nilsson, J.-O., *Super duplex stainless steels*. Materials science and technology, 1992. **8**(8): p. 685-700.
25. Association, I.M. and T. Stainless, *Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels*. 2014: International Molybdenum Association.
26. Hättestrand, M., et al., *Study of decomposition of ferrite in a duplex stainless steel cold worked and aged at 450–500 C*. Materials Science and Engineering: A, 2009. **499**(1-2): p. 489-492.
27. Alhegagi, F.A., *475 C embrittlement in stainless steels*. Int. J. of Sci. & Eng. Research, 2015. **6**(9): p. 145-154.
28. Gunn, R.N., *3 - Microstructure*. Duplex Stainless Steels, 1997: p. 24-49.
29. Liao, J., *Nitride Precipitation in Weld HAZs of a Duplex Stainless Steel*. ISIJ International, 2001. **41**(5): p. 460-467.
30. DeBold, T., *Duplex stainless steel—Microstructure and properties*. JOM, 1989. **41**(3): p. 12-15.
31. Chan, K.W. and S.C. Tjong, *Effect of Secondary Phase Precipitation on the Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steels*. Materials, 2014. **7**(7): p. 5268-5304.
32. Varol, I., J.C. Lippold, and W. Baeslack, *Welding of duplex stainless steels*. Key Engineering Materials, 1992. **69**: p. 217-252.
33. Luo, J., et al., *Microstructure of 2205 duplex stainless steel joint in submerged arc welding by post weld heat treatment*. Journal of Manufacturing Processes, 2014. **16**(1): p. 144-148.
34. Association, I.M., *Practical guidelines for the fabrication of high performance austenitic stainless steels*. 2010.
35. Gunn, R., *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications*. 1997: Elsevier.
36. McGuire, M.F., *Stainless steels for design engineers*. 2008: Asm International.
37. Llewellyn, D. and R. Hudd, *Steels: metallurgy and applications*. 1998: Butterworth-Heinemann.
38. Association, I.M., *Directrices prácticas para la Fabricación de los Aceros Inoxidables Duplex*. Londres: IMO, 2012.

39. Tucker, J.D., M.K. Miller, and G.A. Young, *Assessment of thermal embrittlement in duplex stainless steels 2003 and 2205 for nuclear power applications*. Acta Materialia, 2015. **87**(0): p. 15-24.
40. Reick, W., M. Pohl, and A. Padilha, *Steel heat treatment, metallurgy and technologies*. Metalurgia International, 1990. **3**: p. 46-50.
41. Lo, K.H., C.H. Shek, and J. Lai, *Recent developments in stainless steels*. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2009. **65**(4): p. 39-104.
42. Davis, J.R., *Stainless steels*. 1994: ASM international.
43. Gunn, R.N., *5 - Physical and mechanical properties*. Duplex Stainless Steels, 1997: p. 56-72.
44. Ulbrinox, *Los aceros inoxidable son magnéticos o deben ser no magnéticos*. 2020(Fichas técnicas).
45. Mortezaie, A. and M. Shamanian, *An assessment of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welds between Inconel 718 and 310S austenitic stainless steel*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2014. **116**(0): p. 37-46.
46. Rahmani, M., A. Eghlimi, and M. Shamanian, *Evaluation of Microstructure and Mechanical Properties in Dissimilar Austenitic/Super Duplex Stainless Steel Joint*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014. **23**(10): p. 3745-3753.
47. Devendranath Ramkumar, K., et al., *Metallurgical and mechanical characterization of dissimilar welds of austenitic stainless steel and super-duplex stainless steel – A comparative study*. Journal of Manufacturing Processes, (0).
48. Kumar, R., A. Bhattacharya, and T.K. Bera, *Mechanical and Metallurgical Studies in Double Shielded GMAW of Dissimilar Stainless Steels*. Materials and Manufacturing Processes, 2015(ahead-of-print): p. 1-8.
49. Múnez, C., et al., *Influencia del material de aporte en la resistencia a corrosión por picadura en uniones soldadas de un acero inoxidable dúplex 2205*. Revista de metalurgia, 2007. **43**(4): p. 245-251.
50. Ibrahim, O.H., I.S. Ibrahim, and T.A.F. Khalifa, *Effect of Aging on the Toughness of Austenitic and Duplex Stainless Steel Weldments*. Journal of Materials Science & Technology, 2010. **26**(9): p. 810-816.
51. Briones, R., et al., *Caracterización Microestructural y Mecánica de una Soldadura Disímil de Aceros Inoxidables 316L/AL-6XN*. Rev. LatinAm. Metal. Mat. 34(2), 306-315, 2014.
52. AWS, *A5.9 Specification for Bare Stainless Steel Welding Electrodes and Rods*. 2006.
53. Ares, A., et al., *Solidificación y microestructura de un acero inoxidable austenítico*. ANALES AFA, 2005. **17**(1).
54. Lippold, J.C. and D.J. Kotecki, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. 2005.
55. Marshall, P., *Austenitic stainless steels: microstructure and mechanical properties*. 1984: Springer Science & Business Media.
56. Sindo, K., *Welding metallurgy*. Willey-Interscience, A John Willey and Sons inc. Publication, 2003. **111**.
57. Lippold, J.C. and D.J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 2011: Wiley India Pvt. Limited.
58. Eghlimi, A., et al., *Characterization of microstructure and texture across dissimilar super duplex/austenitic stainless steel weldment joint by austenitic filler metal*. Materials Characterization, 2015. **106**: p. 208-217.

59. Plaut, R.L., et al., *A short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance*. Materials Research, 2007. **10**(4): p. 453-460.
60. Wasnik, D.N., et al., *Precipitation stages in a 316L austenitic stainless steel*. Scripta Materialia, 2003. **49**(2): p. 135-141.
61. Lewis, M.H. and B. Hattersley, *Precipitation of M₂₃C₆ in austenitic steels*. Acta Metallurgica, 1965. **13**(11): p. 1159-1168.
62. Terao, N. and B. Sasmal, *Precipitation of M₂₃C₆ type carbide on twin boundaries in austenitic stainless steels*. Metallography, 1980. **13**(2): p. 117-133.
63. *Metal prices in the United States through 2010*, in *Scientific Investigations Report*. 2013: Reston, VA. p. 214.
64. *8 - Winemaking equipment maintenance and troubleshooting*, in *Winemaking Problems Solved*, C.E. Butzke, Editor. 2010, Woodhead Publishing. p. 199-256.
65. Al-Haidary, J., A. Wahab, and E.A. Salam, *Fatigue crack propagation in austenitic stainless steel weldments*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006. **37**(11): p. 3205-3214.
66. Puchi-Cabrera, E., et al., *Vida a la fatiga de juntas soldadas del acero inoxidable AISI 316L obtenidas mediante el proceso GMAW*. Revista de metalurgia, 2007. **43**(3): p. 215-227.
67. Zhao, X. *Fatigue Properties of 316L Stainless Steel*. in *Applied Mechanics and Materials*. 2012. Trans Tech Publ.
68. Wasnik, D., et al., *Precipitation stages in a 316L austenitic stainless steel*. Scripta Materialia, 2003. **49**(2): p. 135-141.
69. Vander Voort, G.F., *Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels*. 1991: ASM international.
70. Padilha, A.F. and P. Rios, *Decomposition of austenite in austenitic stainless steels*. ISIJ international, 2002. **42**(4): p. 325-327.
71. Malinowski-Brodnicka, M., G. Den Ouden, and W. Vink, *Effect of electromagnetic stirring on GTA welds in austenitic stainless steel*. Welding J, 1990. **69**(2): p. 52s-59s.
72. Willgoss, R., *Practical future for em stirring of the weldpool*. Welding and Metal fabrication, 1981. **49**: p. 189.
73. Curiel, F.F., et al., *Transmission electron microscopy in the heat affected zone of an AISI 304 austenitic stainless steel welded with the application of a magnetic field of low intensity*. Materials Transactions, 2013. **54**(1): p. 122-125.
74. Dehmolaei, R., M. Shamanian, and A. Kermanpur, *Effect of electromagnetic vibration on the unmixed zone formation in 25Cr–35Ni heat resistant steel/Alloy 800 dissimilar welds*. Materials characterization, 2008. **59**(12): p. 1814-1817.
75. García Rentería, M.A., et al., *Effect on the microstructure and mechanical properties of the electromagnetic stirring during GMA welding of 2205 DSS plates*. Materials Science Forum, 2013. **755**: p. 61-68.
76. Radaj, D., C. Sonsino, and D. Flade, *Prediction of service fatigue strength of a welded tubular joint on the basis of the notch strain approach*. International journal of fatigue, 1998. **20**(6): p. 471-480.
77. Teng, T.-L., C.-P. Fung, and P.-H. Chang, *Effect of residual stresses on the fatigue of butt joints using thermal elasto-plastic and multiaxial fatigue theory*. Engineering Failure Analysis, 2003. **10**(2): p. 131-151.

78. Rudolph, J. and E. Weiss, *Concept-conforming Modeling and Analysis of Welded Pressure Vessel Components in the Context of Structural, Notch Stress and Local Strain Approaches to Design against Fatigue*. Chemie Ingenieur Technik, 2002. **74**(1-2): p. 33-40.
79. Mohammad, K., et al. *Fatigue behavior of austenitic type 316L stainless steel*. in *IOP conference series: materials science and engineering*. 2012. IOP Publishing.
80. Mughrabi, H. and C. Wüthrich, *Asymmetry of slip and shape changes during cyclic deformation of α -iron single crystals*. Philosophical Magazine, 1976. **33**(6): p. 963-984.
81. Krupp, U., et al., *The significance of microstructural barriers during fatigue of a duplex steel in the high-and very-high-cycle-fatigue (HCF/VHCF) regime*. International Journal of Fatigue, 2010. **32**(6): p. 914-920.
82. Krupp, U. and I. Alvarez-Armas, *Short fatigue crack propagation during low-cycle, high cycle and very-high-cycle fatigue of duplex steel—An unified approach*. International journal of fatigue, 2014. **65**: p. 78-85.
83. Waurischk, T., et al., *Slip band formation and crack initiation during very high cycle fatigue of duplex stainless steel—Part 1: Mechanical testing and microstructural investigations*, in *Fatigue of Materials at Very High Numbers of Loading Cycles*. 2018, Springer. p. 95-110.
84. Verma, J. and R.V. Taiwade, *Effect of Austenitic and Austeno-Ferritic Electrodes on 2205 Duplex and 316L Austenitic Stainless Steel Dissimilar Welds*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016. **25**(11): p. 4706-4717.
85. Ibrahim, T., D.S. Yawas, and S.Y. Aku, *Effects of gas metal arc welding techniques on the mechanical properties of duplex stainless steel*. Journal of minerals and materials Characterization and Engineering, 2013. **1**(05): p. 222.
86. Kah, P. and J. Martikainen, *Influence of shielding gases in the welding of metals*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013. **64**(9-12): p. 1411-1421.
87. Olson, D.L., *ASM handbook: welding, brazing, and soldering*. Vol. 6. 1993: Asm Intl.
88. Tusek, J. and M. Suban, *Experimental research of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas in arc welding of high-alloy stainless steel*. International journal of hydrogen energy, 2000. **25**(4): p. 369-376.
89. Huang, H.-Y., *Effects of shielding gas composition and activating flux on GTAW weldments*. Materials & Design, 2009. **30**(7): p. 2404-2409.
90. Tseng, K. and C. Chou, *Effect of nitrogen addition to shielding gas on residual stress of stainless steel weldments*. Science and technology of welding and joining, 2002. **7**(1): p. 57-62.
91. Chern, T.-S., K.-H. Tseng, and H.-L. Tsai, *Study of the characteristics of duplex stainless steel activated tungsten inert gas welds*. Materials & Design, 2011. **32**(1): p. 255-263.
92. Sathiya, P., et al., *Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless-steel welds*. Journal of materials science, 2009. **44**(1): p. 114-121.
93. ASTM, *A 240/A 240M Steel, Stainless*. Type, 2004. **304**(3): p. 4.
94. Quintino, L., et al., *Heat input in full penetration welds in gas metal arc welding (GMAW)*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013. **68**(9-12): p. 2833-2840.
95. DuPont, J. and A. Marder, *Thermal efficiency of arc welding processes*. Welding Journal-Including Welding Research Supplement, 1995. **74**(12): p. 406s.
96. Kim, I. and A. Basu, *A mathematical model of heat transfer and fluid flow in the gas metal arc welding process*. Journal of Materials Processing Technology, 1998. **77**(1): p. 17-24.

97. Joseph, A., et al., *Measurement and calculation of arc power and heat transfer efficiency in pulsed gas metal arc welding*. Science and Technology of Welding and Joining, 2003. **8**(6): p. 400-406.
98. Pépe, N., et al., *Measuring the process efficiency of controlled gas metal arc welding processes*. Science and Technology of Welding and Joining, 2011. **16**(5): p. 412-417.
99. Bosworth, M., *Effective heat input in pulsed current gas metal arc welding with solid wire electrodes*. Welding journal, 1991. **70**(5): p. 111. s-117. s.
100. Stroud Systems, I., *OPERATING INSTRUCTIONS MODEL DA-1500 MAGNETIC INSPECTION UNIT*. Julio 2015.
101. Jimenez, J.A., et al., *Characterization of a δ/γ duplex stainless steel*. Journal of Materials Science, 2000. **35**(4): p. 907-915.
102. Alvarez-Armas, I. and S. Degallaix-Moreuil, *Duplex stainless steels*. 2013.
103. Forgas Júnior, A., J. Otubo, and R. Magnabosco, *Ferrite Quantification Methodologies for Duplex Stainless Steel*. Journal of Aerospace Technology and Management, 2016. **8**(3): p. 357-362.
104. Palmer, T.A., J.W. Elmer, and S.S. Babu, *Observations of ferrite/austenite transformations in the heat affected zone of 2205 duplex stainless steel spot welds using time resolved X-ray diffraction*. Materials Science and Engineering: A, 2004. **374**(1): p. 307-321.
105. Pfoertsch, D., *USA ICDD Grant-in-Aid*. Penn State University, University Park, Pennsylvania, 1983.
106. Small, K.B., D.A. Englehart, and T.A. Christman, *Etching specialty alloys*. Advanced materials & processes, 2008: p. 33.
107. Vander Voort, G.F., *Applied metallography: The metallography of stainless steels*. JOM, 1989. **41**(3): p. 6-11.
108. Vander Voort, G.F., *Color metallography*. Microscopy Today, 2005. **13**(6): p. 22-27.
109. Fosca, C., et al., *Metalografía en color de los aceros inoxidable mediante la técnica de ataque coloreado*. Revista de Metalurgia, 1996. **32**(4): p. 223-230.
110. Vander Voort, G.F., *Metallography, principles and practice*. 1984: ASM International.
111. Vander Voort, G.F., G.M. Lucas, and E.P. Manilova, *Metallography and microstructures of stainless steels and maraging steels*. 2004.
112. Astm, E., *384." Standard test method for microhardness of materials*. American Society for Testing and Materials ASTM, Annual Book of Standards, 1999. **3**.
113. ASTM, *E8-04, ". Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials,"* Annual Book of ASTM Standards, 2004. **3**.
114. Standard, A., *E23-09: Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. Annual Book of ASTM Standards, ASTM, West Conshohocken, PA, 2009.
115. ASTM, *A923-06. Standard Test Methods for detecting Detrimental Intermetallic Phases in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steel*. [Links].
116. Topolska, S. and J. Łabanowski, *Effect of microstructure on impact toughness of duplex and superduplex stainless steels*. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2009. **36**(2): p. 142-149.
117. Karlsson, L., *Welding duplex and super duplex stainless steels*. Anti-Corrosion Methods and Materials, 1995. **42**(6): p. 30-35.
118. Designation, A., *E466-07, Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials*. ASTM International, 2007.
119. Fischer, *Feritscope FMP30 Measurement of the Ferrite Content in Austenitic and Duplex Steel*. 2015.

120. Callister, W., *Materials Science and Engineering: An Introduction*.
121. Song, R.-b., J.-y. Xiang, and D.-p. Hou, *Characteristics of Mechanical Properties and Microstructure for 316L Austenitic Stainless Steel*. Journal of Iron and Steel Research, International, 2011. **18**(11): p. 53-59.
122. Cortés, C.I.S., *Caracterización mecánica y microestructural de una soldadura disímil AL6XN/316l obtenida por el proceso GMAW*. Tesis M. C. Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH. Morelia Mich., 2012.
123. Arroyo, E.M.d.l.A., *Efecto de la aplicación de campos magnéticos sobre la microestructura y propiedades mecánicas de una unión disímil AL-6XN/316L*. Tesis M. C. Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH. Morelia Mich. 2015.
124. Van Nassau, L., J. Hilkes, and H. Meelker, *Welding Duplex and Super-duplex Stainless Steels: A Guide for Industry*. 1992: International Institute of Welding.
125. Kotecki, D. and T. Siewert, *WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram*.
126. Elmer, J., S. Allen, and T. Eagar, *Microstructural development during solidification of stainless steel alloys*. Metallurgical transactions A, 1989. **20**(10): p. 2117-2131.
127. Saluja, R. and K. Moeed, *The emphasis of phase transformations and alloying constituents on hot cracking susceptibility of type 304L and 316L stainless steel welds*. International journal of engineering science and technology, 2012. **4**(5): p. 2206-2216.
128. Bermejo, M.V., et al., *Effect of shielding gas on welding performance and properties of duplex and superduplex stainless steel welds*. Welding in the World, 2015. **59**(2): p. 239-249.
129. MATSUDA, F., K. NAKATA, and N. SANO, *Effect of Electromagnetic Stirring on Weld Solidification Structure of Austenitic Stainless Steels (Materials, Metallurgy & Weldability)*. Transactions of JWRI, 1986. **15**(2): p. 327-338.
130. Villafuerte, J. and H. Kerr, *Electromagnetic Stirring and Grain-Refinement in Stainless-Steel GTA Welds*. Welding journal, 1990. **69**(1): p. S1-S13.
131. Xavier, C.R., H.G. Delgado Junior, and J.A.d. Castro, *An Experimental and Numerical Approach for the Welding Effects on the Duplex Stainless Steel Microstructure*. Materials Research, 2015. **18**: p. 489-502.
132. Badji, R., et al., *Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds*. Materials Characterization, 2008. **59**(4): p. 447-453.
133. Callister Jr, W.D. and D.G. Rethwisch, *Fundamentals of materials science and engineering: an integrated approach*. 2012: John Wiley & Sons.
134. Li, L.C., et al. *Effect of welding heat input on grain size and microstructure of 316L stainless steel welded Joint*. in *Applied mechanics and Materials*. 2013. Trans Tech Publ.
135. German, R.M., *Grain growth in austenitic stainless steels*. Metallography, 1978. **11**(2): p. 235-239.
136. Baeslack, W., J. Lippold, and W. Savage, *Unmixed zone formation in austenitic stainless steel weldments*. Welding Journal, 1979. **58**(6): p. 168.
137. Lippold, J., W. Baeslack, and I. Varol, *Heat-affected zone liquation cracking in austenitic and duplex stainless steels*. Welding Journal(USA), 1988. **71**(1): p. 1.
138. Kožuh, S., et al., *Corrosion failure and microstructure analysis of AISI 316L stainless steels for ship pipeline before and after welding*. Kovove Mater, 2013. **51**(1): p. 53-61.
139. Mohammed, R., K.S. Rao, and G.M. Reddy. *Studies on microstructure, mechanical and pitting corrosion behaviour of similar and dissimilar stainless steel gas tungsten arc welds*. in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2018. IOP Publishing.

140. Dadfar, M., et al., *Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316L stainless steel*. Materials Letters, 2007. **61**(11-12): p. 2343-2346.
141. Matsuda, F., et al., *Effect of electromagnetic stirring on weld solidification structure of aluminum alloys (Report I): Investigation on GTA weld metal of thin sheet*. Transactions of JWRI, 1978. **7**(1): p. 111-127.
142. Potgieter, J., et al., *Influence of nickel additions on the corrosion behaviour of low nitrogen 22% Cr series duplex stainless steels*. Corrosion Science, 2008. **50**(9): p. 2572-2579.
143. Hao, Y., et al., *Influences of cooling rates on solidification and segregation characteristics of Fe-Cr-Ni-Mo-N super austenitic stainless steel*. Journal of Materials Processing Technology, 2020. **275**: p. 116326.
144. Martínez, M., et al., *Influencia del tamaño del grano en las propiedades mecánicas de los aceros inoxidables austeníticos*. Revista de metalurgia, 2005. **41**(Extra): p. 64-68.
145. Li, S.-X., et al., *Evaluation of the effect of grain size on chromium carbide precipitation and intergranular corrosion of 316L stainless steel*. Corrosion Science, 2013. **66**: p. 211-216.
146. Zhang, Z., et al., *Effects of nitrogen in shielding gas on microstructure evolution and localized corrosion behavior of duplex stainless steel welding joint*. Applied Surface Science, 2017. **404**: p. 110-128.
147. Zhang, Z., et al., *Influence of microstructure and elemental partitioning on pitting corrosion resistance of duplex stainless steel welding joints*. Applied Surface Science, 2017. **394**: p. 297-314.
148. Zhang, Z., et al., *Investigation on microstructure evolution and properties of duplex stainless steel joint multi-pass welded by using different methods*. Materials & Design, 2016. **109**: p. 670-685.
149. Hertzberg, R.W., *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 1989.
150. Lippold, J., M. Juhas, and E. Dalder, *The relationship between microstructure and fracture behavior of fully austenitic type 316L weldments at 4.2 K*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1985. **16**(10): p. 1835-1848.
151. Dieter, G.E., *Mechanical metallurgy / George E. Dieter*. McGraw-Hill series in materials science and engineering, 1976: p. 211.
152. Anderson, T., *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. 2005: CRC press.
153. Muller, C. and L.S. Chumbley, *Fracture toughness of heat-treated superaustenitic stainless steels*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2010. **19**(5): p. 714-720.
154. Gunn, R.N., *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications*. 1997: Woodhead Publishing.
155. Abraham, S., R. Bodnar, and J. Raines, *Inclusion Engineering and the Metallurgy of Calcium Treatment*. Iron & Steel Technology, 2014: p. 57-68.
156. Huang, J.-Y., et al., *High-cycle fatigue behavior of type 316L stainless steel*. Materials transactions, 2006. **47**(2): p. 409-417.
157. Kusko, C., J. Dupont, and A. Marder, *The influence of microstructure on fatigue crack propagation behavior of stainless steel welds*. Welding Journal, 2004. **83**(1): p. 6-14.
158. Campbell, F.C., *Fatigue and fracture: understanding the basics*. 2012: ASM International.
159. Maddox, S.J., *Fatigue strength of welded structures*. 2014: Woodhead publishing.
160. Macdonald, K., *Fracture and fatigue of welded joints and structures*. 2011: Elsevier.
161. Zhao, X.H. and Y. Liu. *Modification of Plasma Spurt Spraying on Improving Fatigue Property of Welded Joint*. in *Applied Mechanics and Materials*. 2014. Trans Tech Publ.

162. Lefebvre, F., et al., *Understanding of Fatigue Strength Improvement of Steel Structures by Hammer Peening Treatment*. Procedia Engineering, 2015. **133**: p. 454-464.
163. Singh, R., *Weld cracking in ferrous alloys*. 2008: Elsevier.
164. Stephens, R.I., et al., *Metal fatigue in engineering*. 2000: John Wiley & Sons.
165. Dowling, N.E., *Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue*. 2012: Pearson.
166. Suresh, S., *Fatigue of materials*. 1998: Cambridge university press.
167. Lai, M.O. and W.G. Ferguson, *Effect of specimen thickness on fracture toughness*. Engineering Fracture Mechanics, 1986. **23**(4): p. 649-659.
168. Ambriz, R.R., et al., *Efecto de los ciclos térmicos de soldadura por arco eléctrico indirecto modificado (AEIM) en las propiedades mecánicas de la aleación AA6061-T6*. Revista de metalurgia, 2009. **45**(1): p. 42-51.