



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN
EN METALURGIA Y MATERIALES

UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

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

"CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LA SOLDADURA DISÍMIL AL6XN -
AID 2205 MEDIANTE LA TÉCNICA DE DIFRACCIÓN DE ELECTRONES
RETRODISPERSADOS (EBSD)"

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

M.C. JOSÉ ANTONIO RODRÍGUEZ TORRES

Director de tesis
DR. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

Co-Director de tesis
DR. JOSÉ REYES GASGA

Morelia, Michoacán, abril de 2026



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

Of. Núm.IIMM-064-2026

Morelia Mich., 25 de marzo de 2026

M. C. JOSÉ ANTONIO RODRÍGUEZ TORRES

Presente

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Doctor en Ciencias Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada "*Caracterización microestructural de la soldadura disímil AL6XN-AID 2205 mediante la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD)*", le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

05002699	Dr. Víctor Hugo López Morelos	Director de Tesis
15010126	Dr. José Reyes Gasga	Co-director
02000334	Dr. Ariosto Medina Flores	Vocal
10003991	Dr. Francisco Fernando Curiel López	Vocal
97003948	Dr. Alberto Ruiz Marín	Vocal
24003077	Dr. Eduardo Cortés Carrillo	Suplente

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



Dr. Ariosto Medina Flores

Director

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

#HumanistaPorSiempre

Dedicatoria

A mis hijos, Axel, Danna y Liam,
quienes son la razón más profunda de cada esfuerzo y cada meta alcanzada.
Su presencia en mi vida ha sido la mayor motivación para seguir adelante, incluso en los momentos más complejos.
Este logro también les pertenece, como ejemplo de constancia, disciplina y amor por lo que uno hace.

A mis padres, M. Elena y Macedonio,
por su apoyo incondicional, por los valores que me inculcaron y por enseñarme, con su ejemplo, el significado del trabajo y la perseverancia.
Todo lo que soy tiene sus raíces en ustedes.

A mis hermanos y a mi familia,
por acompañarme a lo largo de este camino, por su respaldo y por estar siempre presentes, aun en la distancia.

Agradecimientos

A mi familia, especialmente a mis padres, M. Elena y Macedonio, y a mis hermanos, por su apoyo incondicional, confianza y por ser un pilar fundamental en este logro. Y por su puesto a mis amigos y compañeros de generación durante mi doctorado.

Al Consejo Nacional de Humanidades, Ciencias y Tecnologías (CONAHCYT), hoy Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI), por el apoyo económico brindado durante el doctorado.

A mi comité académico y mesa sinodal: mi asesor, el Dr. Víctor Hugo López Morelos, y mi co-asesor, el Dr. José Reyes Gasga; así como el Dr. Alberto Ruiz Martínez, Dr. Francisco Fernando Curiel López, Dr. Ariosto Medina Flores y Dr. Eduardo Cortés Carrillo, por su guía y aportaciones.

IIMM-UMSNH

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales por las facilidades otorgadas.

Al personal técnico: Ing. Giovanni Candelario Justo, Jorge Vázquez, M.C. Héctor Damián, M.C. Remedios Cisneros, M.C. Sayil López y Ing. Rubén Darío, por su apoyo en el trabajo experimental.

Al Ing. Francisco Solorio González, por haber sentado las bases de mi formación en MEB.

A la administración del IIMM: Dr. Ariosto Medina Flores, Dr. Jorge A. Verduzco, Lic. Indra Zoe Rodríguez. Al Dr. Arnoldo Bedolla J., Dr. Gerardo Rosas T. y Dr. Juan Zárate M., por el gran apoyo que me brindaron en cuanto a uso de equipos y compartir conocimientos sobre temas de interés y, por último, al personal y usuarios del laboratorio por su apoyo y paciencia.

IFUNAM

Al Instituto de Física de la UNAM, en especial al Dr. José Reyes Gasga; al laboratorio de Rayos-X, al Sr. Antonio Morales Espino; al Laboratorio Central de Microscopía, al Dr. Samuel Tehuacanero Cuapa y al Ing. Samuel Tehuacanero Núñez; así como al personal técnico de preparación de muestras, en particular al Sr. Pablo López Arriaga, por su valioso apoyo durante el desarrollo experimental.

ÍNDICE GENERAL

ÍNDICE GENERAL	V
ÍNDICE DE FIGURAS.	VII
ÍNDICE DE TABLAS.....	XI
RESUMEN	XIII
ABSTRACT	XIV
CAPÍTULO 1.INTRODUCCIÓN.....	1
1.1 Objetivo general.	3
1.2 Objetivos particulares.	3
1.3 Justificación.	4
1.4 Hipótesis.	4
CAPÍTULO 2.EBSD, análisis de textura y la metalurgia de los aceros inoxidables.	5
2.1 Metalurgia de los aceros inoxidables dúplex.....	5
2.2 Metalurgia de los aceros inoxidables austeníticos AIA.....	7
2.3 Acero inoxidable superaustenítico AL6XN	9
2.3.1 Precipitación de fases intermetálicas en la aleación AL6XN.	9
2.4 Microscopía electrónica de barrido (SEM).	10
2.5 Difracción de electrones retrodispersados (EBSD).	10
2.6 Formación de patrones de Kikuchi.	13
2.7 Textura cristalográfica.	14
2.7.1 Evaluación de la textura cristalográfica.	14
2.8 Orientación cristalográfica.	15
2.8.1 Figura de polos y proyección estereográfica.	15
2.8.2 Mapas de textura obtenidos por EBSD.	16
2.9 Mapas de desorientación promedio de grano GAM y de núcleo KAM.	18
2.10 Antecedentes de caracterización de EBSD en AL6XN.....	19
2.11 Soldadura disímil de aceros inoxidables dúplex y aceros inoxidables superausteníticos.	22

CAPÍTULO 3.DESARROLLO EXPERIMENTAL.	24
3.1 Caracterización de materiales base.....	25
3.2 Optimización de los parámetros de operación de MEB-EBSD.....	25
3.3 Realización de la soldadura.	26
3.4 Porcentaje de dilución.	28
3.5 Caracterización mecánica mediante ensayos de microdureza Vickers (HV).	29
3.6 Caracterización y análisis de las juntas soldadas.....	29
3.7 Caracterización macroestructural.	30
3.8 Caracterización microestructural.....	30
3.9 Caracterización mecánica.	31
CAPÍTULO 4.RESULTADOS Y DISCUSIÓN	33
4.1 Materiales base AL6XN y AID 2205.....	33
4.2 Cordón de soldadura.....	36
4.3 Análisis microestructural de las interfases de la junta soldada disímil.	37
4.4 Comportamiento del tamaño y distribución de los precipitados en el MS.....	43
4.4.1 Caracterización y análisis de fases y precipitados en MS.	47
4.4.2 Análisis por EDS de los precipitados en el MS.....	48
4.4.3 Análisis por EBSD de los precipitados en el MS.	52
4.4.4 Precipitación nanométrica en las interfases.	54
4.4.5 Precipitación nanométrica en la zona ZAT del acero 2205.....	56
4.5 Coeficiente de partición en el MS.	57
4.6 Caracterización mecánica de la junta soldada disímil.....	59
4.6.1 Microdureza Vickers HV200.....	59
4.6.2 Tensión	61
4.6.3 Análisis de superficies de fractura y esfuerzo último.....	62
4.7 Análisis del comportamiento orientacional de las probetas antes y después del ensayo de tensión y su relación con la dureza.....	65
4.8 Acoplamiento microestructura–mecánica: densidad de dislocaciones GND (probeta esfuerzo último).....	67
CONCLUSIONES.....	70

BIBLIOGRAFÍA	71
CURRICULUM VITAE	77

ÍNDICE DE FIGURAS.

Figura 2.1: Diagrama ternario Fe-Cr-Ni (% en peso) [21].	5
Figura 2.2. Diagrama de precipitación de fases secundarias en los aceros inoxidables dúplex [25].	7
Figura 2.3 Proyecciones a) liquidus y b) solidus del sistema ternario Fe-Cr-Ni [25].	8
Figura 2.4 Sección pseudobinaria de Fe-Cr-Ni 60% en peso de Fe [25].	8
Figura 2.5 Modelado en Monte Carlo 20 keV. a) Volumen de interacción carbono, b) volumen de interacción oro [29].	10
Figura 2.6 Representación de ángulos y direcciones: a) Superficie de muestra sin ángulo de inclinación, b) superficie de la muestra con ángulo de inclinación a 60 grados y un ángulo del haz incidente a 30 grados [29].	11
Figura 2.7 Componentes para la adquisición de datos en el sistema EBSD (sin escala) [30].	11
Figura 2.8 a) Mapa de figura de polos inversa (ZnO) b) Acero doble fase: zona coloreada correspondiente a la austenita FCC y zona no coloreada correspondiente a la ferrita BCC [29].	12
Figura 2.9: a) Representación del cono de difracción (EBSP), b) Patrón de Kikuchi (EBSP) [17].	13
Figura 2.10: a) Material texturizado, b) Distribución aleatoria de la orientación de los granos en un policristal. KA sistema de coordenadas asociado a la muestra [37, 38].	14
Figura 2.11: Relación del sistema de coordenadas XYZ y sistema de coordenadas del cristal [41].	15
Figura 2.12: (a, b) Intersección del plano normal sobre la superficie de la esfera de referencia formando el centro de la proyección estereográfica, c) proyección estereográfica desde la dirección [001], d) proyección estereográfica de los polos 100, 010, y 001, e) agrupación de polos proyectados de los planos (100), (010), y (001) en los diferentes granos de la muestra, f) densidad de polos mostradas como líneas de contorno [2, 4, 29].	16

Figura 2.13: a) Representación de IPF para un cristal cubico por colores RGB y su máxima intensidad (R 255, G 255, B 255), b) proyección estereográfica del cristal en el eje X $[001]$ ilustrando el dominio y distribución de 48 zonas del triángulo esférico, y c) esquema de 6 triángulos pequeños en cantidades iguales de ángulo sólido [42].	17
Figura 2.14: a) Mapas de figura de polo inverso en el eje Z por dominio de granos, y b) figura de polos inversa representada por el triángulo esférico de las direcciones $[001]$, $[101]$ y $[111]$ para los ejes X,Y,Z [43].	18
Figura 2.15 a) Mapa GAM de zona afectada térmicamente (ZAT) AL6XN de una soldadura disímil [44].	18
Figura 2.16: a) Formación de mapa KAM, y b) mapa KAM de ZAT AL6XN con un rango de ángulo de desorientación entre 0-4° [44].	19
Figura 2.17 Microestructura original de AL6XN. a) Figura de polos inversa en la dirección de laminación, donde se observan las maclas representadas por líneas blancas, y b) esquema de colores de figura de polos inversa de acuerdo a su dirección cristalográfica [27].	20
Figura 2.18 Microestructuras de deformación típicas observadas en microscopio TEM en muestras de fractura a (a) temperatura ambiente, (b) 300 °C y (c) 600 °C [45].	21
Figura 2.19: a) Mapa de fase para el material base austenita γ , ferrita α . b) Mapa de fase zona de fusión [46].	22
Figura 3.1 Diagrama general de flujo (desarrollo experimental).	24
Figura 3.2 Diseño junta disímil.	28
Figura 3.3: a) junta soldada disímil, y b) sección transversal de la junta soldada.	28
Figura 3.4: Junta soldada OTC DP400 GMAW pulsado. a) comportamiento de la corriente en modo sinérgico durante el proceso de soldadura, y b) placa soldada (regiones caracterizadas).	31
Figura 3.5: dimensiones de las probetas para ensayos de tensión.	31
Figura 3.6: Ensayo de tensión a dos tiempos (muestra E) a) sin deformación plástica, y b) con deformación plástica (esfuerzo ultimo).	32
Figura 4.1. Imagen de EBSD de granos del AISA AL6XN; a) y distribución de fases del AID 2205, y b) antes de ser soldados. En b), la fase austenita está en color rojo y la fase ferrita en color verde.	33

Figura 4.2. Difractogramas de rayos-X de los aceros AL6XN y 2205 antes de ser soldadas, y del metal de soldadura. La letra A indica la fase austenita (cursores en color rojo), F indica la fase ferrita (cursores en color azul). Nótese los cambios en altura de las reflexiones.	34
Figura 4.3. Patrones de EBSD de los aceros AL6XN (a-c) y 2205 (d-f) y del metal de soldadura (g-i). Todos los patrones son indexados con el sistema cúbico.....	35
Figura 4.4. Imagen de microscopía de luz de la sección transversal de la soldadura disímil AL6XN-2205. Se indican las áreas de dilución A1, A2 y A3 usadas en el cálculo de porcentaje de dilución y las zonas caracterizadas por MEB y EDS.....	36
Figura 4.5:a) Imagen de MEB de la junta disímil soldada donde se observa la microestructura obtenida, y b) Mapa de EBSD y la figura de polos inversa de la junta soldada. Nótese las direcciones cristalográficas de la junta.....	37
Figura 4.6: Imágenes de MEB presentando detalles de las líneas de fusión de las secciones inferior centro y superior de la soldadura disímil. a) sección superior, b) sección central, c) sección inferior, y d) imágenes de mapeo químico de EDS de la soldadura disímil correspondientes a la sección central.....	39
Figura 4.7: a) imagen de microscopía de luz de la zona de microsegregación o península en la interface con el acero AL6XN, b) mapeo químico de EDS del Fe en modo (RGB), c) mapeo químico de EDS de Mo, Nb y Ti, y d) Tamaño de grano por EBSD.	40
Figura 4.8: Imágenes por MEB con mapeo químico elemental con Fe en modo paleta (RGB) en las tres diferentes secciones de la interfase con el acero AID 2205 y con el acero AL6XN.	42
Figura 4.9: Mapeo químico de EDS en el centro del cordón de soldadura. Los carburos ricos en Nb y Mo se presentan en color amarillo, los carburos y/o nitruros ricos en Nb y Ti se presentan en color verde, y la matriz base Ni-Fe en color azul.....	43
Figura 4.10: a) -c) Precipitados formados por la segregación de Mo, Nb y Ti en la zona de dilución y línea de fusión de la interfase con el acero AL6XN, y d) -f) Precipitados formados por la segregación de Mo, Nb, Ti en la zona de dilución y línea de fusión de la interfase con el acero AID 2205.....	44
Figura 4.11. Histogramas de tamaño de precipitado en el MS. a)-c) Región superior, d)-f) región centro, y g)-i) región inferior.....	45

Figura 4.12: Imágenes por MEB y mapeos químicos EDS de los precipitados producidos por la segregación de Mo, Nb y Ti en el cordón de soldadura en las diferentes secciones. a) superior, b) centro, y c) inferior.....	46
Figura 4.13:.. Histograma de tamaño promedio de precipitados en las diferentes regiones del cordón de la soldadura considerando los elementos ricos en Ti, Nb y NbMo.	46
Figura 4.14: Imágenes por MEB, obtenidas mediante electrones secundarios, que muestran los precipitados en distintas regiones del MS: a)–c) Corona, d)–f) centro, y g)–i) raíz.	47
Figura 4.15. Mapeos químicos de EDS del MS correspondiente a la Figura 4.14 h. a) Imagen por MEB de electrones secundarios donde se indican los puntos de análisis con EDS (1–3), b) – k)) mapas individuales de elementos, y l) Mapeo combinado de Nb (rojo), Mo (verde) y Ti (azul).	49
Figura 4.16: Mapeo elemental de EDS de Mo (verde), Nb (rojo) y Ti (azul) en los precipitados observados en las regiones interdendríticas del MS.	50
Figura 4.17: Morfologías de precipitados en el centro del MS. a) Región dendrítica e interdendrítica, b)-d) precipitados ricos en Nb, y c)-e) coexistencia de fases Laves y nitruros.	51
Figura 4.18. Mapa de fases en el MS obtenido por EBSD.....	52
Figura 4.19. Mapa de fases obtenida por EBSD a) y los correspondientes patrones de Kikuchi. I) Austenita. II) Fase (Cr, Nb) ₂ N. III) TiC. IV) Fase Lave rica en Nb-Mo.	53
Figura 4.20. Mapa de fases obtenida por EBSD a) y los correspondientes patrones de Kikuchi. I) Matriz austenítica. II) Precipitado (Cr Nb) ₂ N rico en Nb. III) TiC. IV) Fases Laves ricas en Nb-Mo.	54
Figura 4.21. a)–b) Imágenes SEM de las interfases AL6XN/MS y MS/2205 cerca de la línea de fusión, c)–d) imágenes de MEB de electrones secundarios indicando los sitios de análisis I y II, y e)–f) espectros puntuales de EDS de los sitios I y II indicando que los precipitados contienen Nb y Mo.	55
Figura 4.22. Imágenes de MEB de electrones secundarios de la ZAT de la interfase MS-2205. a) Zona de alta temperatura, b) Zona de baja temperatura, y c) A 6mm de la línea de fusión..	56
Figura 4.23. Morfologías de austenita en la ZAT del acero dúplex 2205 tras prueba de sensibilización. a)-I) Austenita Widmanstätten creciendo desde el límite de grano, y b)-II) austenita secundaria en la región intragranular de la fase ferrita.	57

Figura 4.24 Coeficientes de partición promedio por zonas del MS en la junta soldada disímil (AL6XN / 2205). a) Región de la corona, d–f) centro, y g–i) región de la raíz.	58
Figura 4.25. Valores de microdureza Vickers (HV200) medidos en la junta soldada.	60
Figura 4.26. Curvas de esfuerzo-deformación MB's, junta soldada (fractura) y junta soldada (esfuerzo último).....	61
Figura 4.27. Imágenes macro de microscopio estereoscópico; a) superficie de fractura lado AL6XN, b) 4 vistas laterales de la fractura, c) superficie de fractura lado 2205, d) probeta E esfuerzo ultimo sección transversal, y e) probeta E esfuerzo ultimo vista raíz.....	63
Figura 4.28. Micrografías de MEB de la superficie de fractura; a) superficie frontal, b) superficie inclinada, y c) microgrietas de la superficie lateral.	64
Figura 4.29. a) y c) superficie de fractura con e- secundarios, y b) EDS mapeo elemental de la fractura.....	65
Figura 4.30: Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a lo largo de la sección transversal de las probetas esfuerzo ultimo (línea negra), probeta sin deformar (línea roja) y la probeta fracturada de la interfase con el AL6XN (línea azul).....	66
Figura 4.31. Comparativa de mapas de representación de la figura de polos inversa en las probetas sometidas a tensión y la no deformada.	67
Figura 4.32. Perfil de dislocaciones GND's de la sección transversal de la junta soldada disímil con ensayo de tensión interrumpido en el esfuerzo último.	69

ÍNDICE DE TABLAS.

Tabla 3.1 Parámetros de operación de MEB marca JEOL JSM 7600F para adquirir mapa de EBSD.	26
Tabla 3.2 Parámetros del programa Esprit 2.3 para la adquisición de EBSD.	26
Tabla 3.3 Composición química de las aleaciones AID 2205 y AL6XN, así como del electrodo ERNiCRMo-3 (% peso).	27
Tabla 3.4 Parámetros de soldadura.....	27
Tabla 4.1: Análisis puntual en peso del electrodo y de las regiones indicadas en la Figura 4.15 a).	49

Tabla 4.2: Composición elemental en % peso del análisis puntual por EDS realizado en las regiones señaladas en la Fig. 4.16 a)-d).	50
Tabla 4.3: Análisis puntual por EDS de las diferentes regiones señaladas en la Fig. 4.17 a)-c)...	51
Tabla 4.4: Resultados del ensayo de tensión de la unión disímil D y E y MB's.....	62

RESUMEN

En este trabajo se estudió la evolución microestructural, cristalográfica y química de una junta soldada disímil entre el acero inoxidable superaustenítico AL6XN y el acero inoxidable dúplex AISI 2205 obtenida mediante el proceso GMAW en modo de transferencia por rocío, utilizando el electrodo ERNiCrMo-3 y una mezcla de gas protector 95%Ar–3%N₂–2%O₂. Los parámetros de soldadura fueron ajustados para un aporte térmico de 1.6 kJ/mm.

La caracterización se llevó a cabo en el metal de soldadura (MS), zonas de fusión (ZF), zonas de dilución (ZD) y zonas afectadas térmicamente (ZAT) de ambas interfases de la soldadura, mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), espectroscopía de rayos-X por dispersión de energía (EDS), difracción de electrones retrodispersados (EBSD) y difracción de rayos-X (DRX).

El análisis del MS reveló una marcada segregación de Nb, Mo y Ti en regiones interdendríticas, producto de la solidificación fuera de equilibrio, favoreciendo la formación predominante de fases Laves tipo AB₂ de composición (Nb,Mo)(Cr,Fe,Ni)₂, así como nitruros (Cr,Nb)₂N y carburos de titanio (TiC). Se observó que los nitruros actuaron como sitios de nucleación heterogénea para las fases Laves. El análisis de los coeficientes de partición ($k = C_s/C_l$) mediante EDS permitió explicar las variaciones en el tamaño y distribución de los precipitados.

En la ZAT del acero dúplex 2205 se identificó austenita secundaria intragranular, formada por transformación difusional en estado sólido durante el proceso de ferritización, descartándose la presencia de carburos de cromo. El porcentaje de dilución fue de 12.97% en la interfase AL6XN y 13.75% en la interfase 2205.

Las mediciones de microdureza Vickers mostraron variaciones a lo largo de la junta, coherentes con la heterogeneidad microestructural. Los ensayos de tensión muestran que la falla ocurre en el centro del metal de soldadura (~694 MPa), con deformación localizada y fractura dúctil por microcavitación. La iniciación de la falla se asocia a las fases secundarias previamente identificadas en el metal de soldadura, que actúan como concentradores de esfuerzo. Los análisis por EBSD evidenciaron alineación y elongación de los granos en la dirección de deformación, indicando localización plástica, mientras que la densidad de dislocaciones (GND) mostró máximos en el centro del metal de soldadura. En conjunto, estos resultados demuestran que la microestructura y la evolución de dislocaciones controlan la localización de la deformación y la falla en la junta soldada disímil.

Palabras clave: EBSD, MEB, soldadura-disímil, AL-6XN, AISI-2205.

ABSTRACT

Microstructural, crystallographic, and chemical evolution of a dissimilar welded joint between the superaustenitic stainless steel AL6XN and the duplex stainless steel AISI 2205 is done in this work. The joint was produced by the Gas Metal Arc Welding (GMAW) process operating in spray transfer mode, using an ERNiCrMo-3 filler metal and a shielding gas mixture of 95%Ar–3%N₂–2%O₂. The welding parameters were adjusted to achieve a heat input of 1.6 kJ/mm.

Characterization was performed in the weld metal (WM), fusion zone (FZ), dilution zone (DZ), and heat-affected zones (HAZ) using scanning electron microscopy (SEM), energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS), electron backscatter diffraction (EBSD), and X-ray diffraction (XRD).

The WM analysis revealed pronounced segregation of Nb, Mo, and Ti in interdendritic regions, resulting from non-equilibrium solidification, promoting the predominant formation of Laves phases with AB₂ stoichiometry and composition (Nb,Mo)(Cr,Fe,Ni)₂, as well as (Cr,Nb)₂N nitrides and titanium carbides (TiC). It was observed that nitrides acted as heterogeneous nucleation sites for the formation of the Laves phase. The analysis of partition coefficients ($k = C_s/C_l$), obtained by EDS, allowed explaining the variations in precipitate size and distribution.

In the HAZ of the duplex 2205 steel, intragranular secondary austenite was identified, formed through solid-state diffusional transformation during the ferritization process, with no evidence of chromium carbide precipitation. The dilution percentage was 12.97% at the AL6XN interface and 13.75% at the 2205 interface.

Vickers microhardness measurements showed variations along the joint, consistent with the microstructural heterogeneity. Tensile tests showed that failure occurs at the center of the weld metal (~694 MPa), with localized deformation and ductile fracture by microvoid coalescence. Crack initiation is associated with the secondary phases previously identified in the weld metal, which act as stress concentrators. EBSD analysis revealed grain alignment and elongation along the deformation direction, indicating plastic localization, while the geometrically necessary dislocation (GND) density showed maximum values at the weld center. Overall, these results demonstrate that the microstructure and dislocation evolution control deformation localization and failure in the dissimilar welded joint.

Key words: EBSD, SEM, dissimilar-welding-joint, AL-6XN, AISI-2205.

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

La soldadura de materiales disímiles es un tema de gran interés industrial que requiere de una investigación más profunda, debido a la necesidad de unir aleaciones con diferentes propiedades específicas. Los aceros inoxidable son aleaciones de hierro, cromo y níquel que presentan alta resistencia a la corrosión gracias a la formación de una capa protectora de óxido de cromo. Además, pueden contener molibdeno, nitrógeno, cobre, manganeso, tungsteno, titanio o niobio en distintas proporciones. Estas variaciones influyen directamente en sus propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y soldabilidad, las cuales dependen de la microestructura resultante de su composición química [1, 2]. Según su estructura cristalina, los aceros inoxidable se dividen en cinco grupos principales; austeníticos, ferríticos, martensíticos, endurecidos por precipitación y dúplex [1-3].

Los aceros austeníticos se caracterizan por su estabilidad estructural, derivada del contenido de níquel, y por su notable resistencia a la corrosión. Sin embargo, bajo exposiciones prolongadas entre 500 y 900 °C, la fase austenítica puede descomponerse, favoreciendo la formación de compuestos intermetálicos y carburos ricos en cromo [4].

La aleación AL6XN pertenece al grupo de los aceros inoxidable superausteníticos y combina excelente resistencia a la corrosión con alta estabilidad microestructural. Su composición típica elemental en porcentaje en peso incluye 50% de Fe, 21% de Cr, 23% de Ni y entre 2 y 5% de Mo, presentando una estructura cúbica centrada en las caras (FCC) con grupo espacial Fm3m. A diferencia de aceros como 304L, 316L o 317L, el contenido de Cr-Ni-Mo en AL6XN es considerablemente mayor [4]. Su bajo carbono y alto contenido de níquel reducen la precipitación de carburos y fases secundarias durante la soldadura, mientras que el nitrógeno actúa como estabilizador de la fase austenítica. Por estas razones, se emplea ampliamente en la industria nuclear, así como en sistemas de bombeo, tuberías y válvulas.

A temperatura ambiente, los aceros inoxidable dúplex (AID) presentan una microestructura compuesta por ferrita (α , BCC) y austenita (γ , FCC) en proporciones cercanas a 50/50 [5]. Esta configuración confiere una combinación excepcional de resistencia mecánica, tenacidad y resistencia a la corrosión, superando el desempeño de los aceros austeníticos y ferríticos convencionales [6]. Los AID solidifican inicialmente con estructura ferrítica y posteriormente sufren transformaciones en estado sólido. En los aceros dúplex convencionales, como la aleación 2205, el contenido promedio en peso del Fe es de 70%, con 21–23% de Cr, 4.5–6% de Ni y 2.5–3.5% de Mo. La adición de hasta 0.32% de nitrógeno mejora las propiedades mecánicas y la

resistencia a la corrosión, mientras que un incremento de molibdeno puede llevar a clasificar algunas aleaciones como superdúplex, como el UNS S32750 [7]. Durante exposiciones prolongadas a altas temperaturas, debe evitarse la precipitación de fases intermetálicas que puedan deteriorar sus propiedades [8].

La soldadura de aleaciones base níquel y aceros inoxidable disímiles promueve la formación de microestructuras complejas debido a diferencias composicionales y a condiciones de solidificación fuera de equilibrio. Jeng y colaboradores [9] estudiaron uniones entre la aleación 690 y AISI 304L utilizando metales de aporte base níquel, observando mediante técnicas microanalíticas la formación de precipitados como TiN y fases ricas en Ti–Nb en regiones interdendríticas, evidenciando la influencia de la composición del electrodo en la evolución microestructural. De manera complementaria, Meng y col. [10] reportaron en el acero superaustenítico AL6XN la precipitación de fases intermetálicas ricas en Mo y Nb, principalmente fase Laves y σ , asociadas a segregación química en límites de grano y regiones interdendríticas. Por su parte, Mithilesh y col [11] analizaron juntas disímiles entre Inconel 625 y AISI 304, donde identificaron una microestructura dendrítica con segregación de Nb y Mo que favorece la formación de fase Laves y carburos tipo MC. En conjunto, estos estudios destacan que el calor de aporte y la segregación controlan la formación de fases secundarias durante la solidificación del metal de soldadura.

Durante el proceso GMAW, los ciclos térmicos influyen directamente en la microestructura final. El calor de aporte regula la dilución entre los metales base y el material de aporte, afectando principalmente la ZAT, donde el tamaño de grano y la distribución de precipitados dependen de la energía térmica aplicada. Diversos autores [11, 12] han analizado cómo los parámetros de soldadura, el diseño de la junta, los materiales base y el material de aporte determinan la respuesta microestructural y mecánica de las juntas soldadas, observando mediante mapeos EDS regiones con distinta composición y propiedades.

Las soldaduras del AID 2205 realizadas por arco metálico con electrodo de tungsteno (GTAW) se caracterizan mediante un análisis por EBSD, lo que permite identificar el comportamiento de las fases austenita y ferrita en las diferentes regiones de la soldadura. Logrando observar el comportamiento microestructural entre las fases ferrita y austenita [13].

Análisis térmicos diferenciales (DTA) en la aleación INCONEL 625 demostraron que la adición de Nb, C y Si amplía el rango de temperaturas de solidificación, promoviendo la formación de

carburos y fases eutécticas dentro de la matriz austenítica, lo que puede originar agrietamiento durante el proceso de soldadura [14, 15]. La caracterización microestructural por medio de EBSD permite analizar la microtextura y la orientación cristalográfica de los granos, así como identificar las fases presentes en una muestra [16, 17]. Esta técnica ofrece un gran potencial para estudiar juntas soldadas disímiles, como el sistema AL6XN–AID 2205, donde la distribución de fases y la orientación de los granos pueden influir notablemente en el desempeño de las juntas soldadas.

Ming y colaboradores [18] utilizaron EBSD para analizar el comportamiento microestructural de una soldadura disímil, observando granos columnares en el metal de soldadura con una orientación preferencial cercana a $\langle 001 \rangle$, asociada al crecimiento dendrítico durante la solidificación del cordón. Asimismo, se identificaron variaciones microestructurales en función de la distancia a la línea de fusión. Por otro lado, Sayyar y col. [19] estudiaron la evolución microestructural y el comportamiento mecánico de una soldadura disímil entre acero inoxidable AISI 321 e INCOLOY 825 utilizando alambre ERNiCrMo-3 (Inconel 625). El análisis EBSD mostró una matriz austenítica en el metal de soldadura, la presencia de precipitados cúbicos de titanio y fases secundarias ricas en Mo y Nb en los espacios interdendríticos.

1.1 Objetivo general.

Estudiar el comportamiento microestructural de la soldadura disímil AL6XN–AISI 2205 obtenida por el proceso GMAW con modo de transferencia por rocío, con un aporte térmico alto de 1.6 kJ/mm, mediante la caracterización cristalográfica y química con EBSD y EDS en el MEB, con el fin de interpretar los mecanismos de solidificación, segregación y transformación de fases que determinan el comportamiento microestructural y mecánico de la junta soldada.

1.2 Objetivos particulares.

- Obtener la soldadura disímil AL6XN - AID 2205 determinando los parámetros de soldadura.
- Optimizar los parámetros ópticos y de EBSD para lograr una correcta indexación.
- Caracterización microestructural de los materiales base.
- Caracterizar la microestructura y textura cristalográfica de la soldadura disímil AL6XN–AISI 2205 mediante EBSD.
- Establecer los mecanismos de formación y distribución de fases y precipitados.

- Relacionar la respuesta a tensión con la localización de la deformación, la densidad de dislocaciones y las fases secundarias en el metal de soldadura.

1.3 Justificación.

La caracterización microestructural de las juntas soldadas disímiles entre aceros inoxidables superausteníticos y dúplex es compleja debido a los gradientes térmicos y químicos durante la soldadura, que generan solidificación fuera de equilibrio y microestructuras heterogéneas. En la unión AL6XN–AISI 2205, soldada mediante GMAW con transferencia por rocío con material de aporte ERNiCrMo-3, la segregación de Nb y Mo promueve la formación de fases secundarias, que afectan la respuesta mecánica de la junta.

Aunque la literatura ha identificado estas fases en soldaduras disímiles similares, los estudios se concentran principalmente en la descripción microestructural, sin vincular de manera explícita la presencia de fases con la dureza o el comportamiento bajo carga. Esta limitación impide comprender cómo la heterogeneidad inicial influye en la localización de la deformación y en los mecanismos de falla.

Este trabajo busca establecer el uso combinado de EBSD y FESEM para identificar fases y caracterizar la orientación de granos desde el estado inicial de la junta soldada. De esta manera, la caracterización permite vincular la microestructura con microdureza y ensayos de tensión, revelando cómo la heterogeneidad inicial y los precipitados influyen en los mecanismos de deformación que conducen a la falla, proporcionando bases sólidas para optimizar el desempeño de la soldadura.

1.4 Hipótesis.

Dado un aporte térmico de 1.6 kJ/mm, se plantea que la solidificación fuera del equilibrio en la soldadura disímil AL6XN–AISI 2205 promueve a través de un enfriamiento lento la segregación de elementos como Nb, Mo y Si, favoreciendo la formación de fases y precipitados en el metal de soldadura.

2.1 Metalurgia de los aceros inoxidables dúplex.

El desarrollo de esta microestructura depende tanto de la composición química como de la historia termomecánica del material. Durante su procesamiento, que incluye etapas de fundición, colada, laminación y tratamientos térmicos, se establecen las condiciones que determinan el balance de fases y, en consecuencia, sus propiedades finales [20].

Desde el punto de vista metalúrgico, es fundamental mantener una proporción cercana al 50 % de ferrita y austenita, ya que desviaciones significativas pueden afectar negativamente el desempeño del material. Elementos como Cr, Ni, Mo y N desempeñan un papel clave en la estabilidad de fases, mientras que los ciclos térmicos particularmente durante procesos de soldadura pueden modificar este equilibrio y promover la formación de fases secundarias [8, 22].

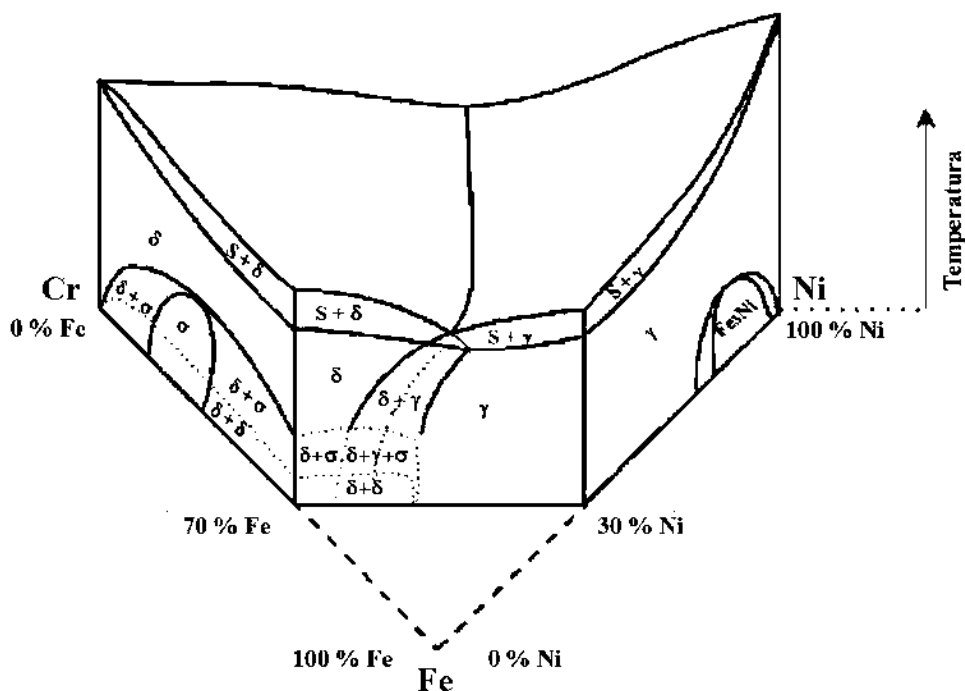


Figura 2.1: Diagrama ternario Fe-Cr-Ni (% en peso) [21].

Termodinámicamente, el comportamiento de los AID puede describirse mediante el sistema ternario Fe-Cr-Ni, en el cual la solidificación ocurre predominantemente en fase ferrítica, seguida de transformaciones en estado sólido hacia austenita. Este comportamiento es característico de aleaciones como el AID 2205 ($\approx 22\%$ Cr, 5% Ni, 3% Mo), donde la evolución microestructural está directamente relacionada con sus propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión [5, 6, 21]. Este equilibrio de fases puede analizarse a partir del diagrama ternario correspondiente como se observa en la Figura 2.1.

En función de su composición, los AID pueden clasificarse en diferentes categorías, como los aceros superdúplex, con mayor contenido de molibdeno y nitrógeno, y los lean dúplex, diseñados para reducir costos mediante la disminución de elementos aleantes. Estas variaciones composicionales influyen directamente en la resistencia a la corrosión localizada y en la estabilidad microestructural [7].

Los elementos de aleación tienen efectos específicos: el cromo favorece la pasivación, el níquel estabiliza la austenita, el molibdeno mejora la resistencia en ambientes agresivos y el nitrógeno incrementa tanto la resistencia mecánica como la estabilidad de fase. No obstante, un desbalance en estos elementos puede favorecer la formación de compuestos intermetálicos o fases secundarias indeseables [23].

Durante exposiciones térmicas entre 300 y $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, los AID pueden presentar la precipitación de fases secundarias como sigma (σ), chi (χ), fase R, carburos y nitruros de cromo, las cuales afectan negativamente la tenacidad y la resistencia a la corrosión [24]. La Figura 2.2 muestra un diagrama de precipitación, el cual permite identificar los rangos térmicos en los que se favorece la formación de fases secundarias en aceros inoxidable dúplex. Este tipo de diagramas proporciona una descripción cualitativa de la cinética de transformación, indicando las condiciones bajo las cuales fases como σ , χ , R y carburos pueden nuclear y crecer, así como la influencia de elementos aleantes en dichos procesos [25].

Se ha observado que la morfología de la austenita depende de la velocidad de enfriamiento, presentando estructuras equiaxiales o tipo Widmanstätten, y que existen relaciones de orientación bien definidas, como Kurdjumov-Sachs y Nishiyama-Wassermann, que influyen en la evolución microestructural y en la distribución de precipitados [26, 27].

elevadas, conforme la temperatura descende cuando la ferrita está en estado sólido y con contenidos de cromo mayores al 20% en peso. Esta ferrita transformará parcialmente en austenita en el rango de contenido de cromo de 20 a 25% en peso. En el diagrama pseudónimo a 60% en peso de Fe y 20% en peso de Cr de la Figura 2.4 [25].

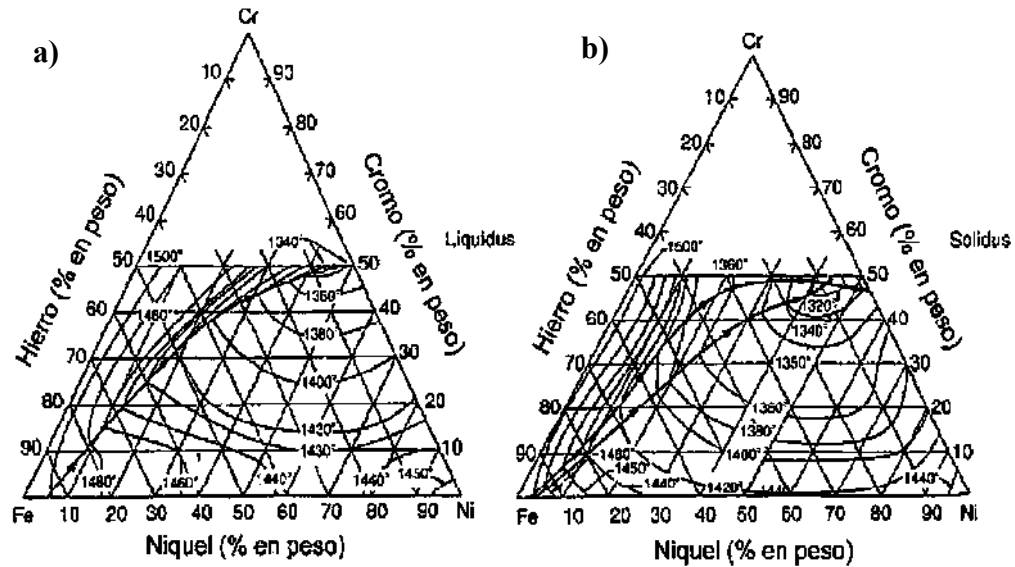


Figura 2.3 Proyecciones a) liquidus y b) solidus del sistema ternario Fe-Cr-Ni [25].

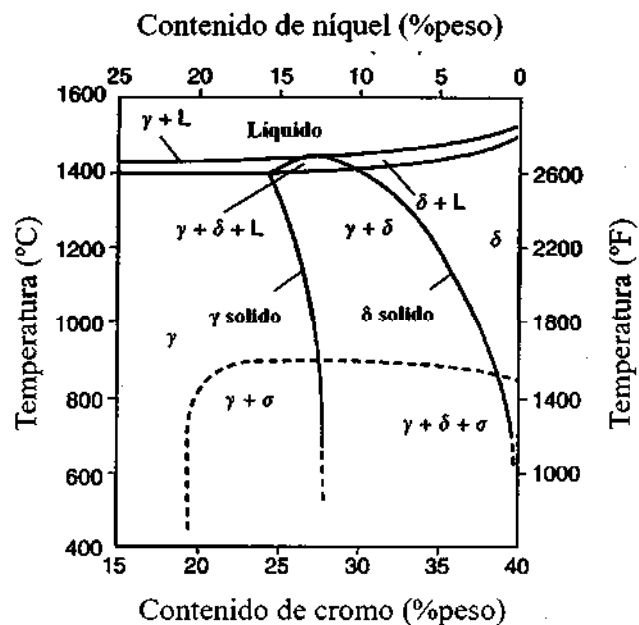


Figura 2.4 Sección pseudobinaria de Fe-Cr-Ni 60% en peso de Fe [25].

2.3 Acero inoxidable superaustenítico AL6XN

Las propiedades y composición que presenta AL6XN favorecen la soldabilidad. Su bajo contenido de carbono y alto contenido de níquel minimizan la precipitación de carburos y fases secundarias que puedan ocurrir durante el proceso de soldadura. El nitrógeno que es agregado a la aleación funciona como un estabilizador de la fase austenita por lo cual es considerado como superaustenítico. La existencia de este tipo de aleaciones simplemente exhibe una gran resistencia a la corrosión. Numerosas aplicaciones en la industria nuclear, así como tuberías, bombas, válvulas, etc., son fabricadas por este material debido a las excelentes propiedades que esta aporta. El acero inoxidable superaustenítico (AISA) fue desarrollado por Allegheny Ludlum, este acero tiene un alto contenido de molibdeno y níquel, dándole buenas propiedades mecánicas a elevadas temperaturas. Este material se emplea en plantas de energía nuclear que reciben servicio en ambientes de alta temperatura y alta presión [28].

Con la adición del molibdeno al acero AL6XN, se dice que aumenta la resistencia a picaduras, de tal manera que se ha observado una reducción en la resistencia a la corrosión en las uniones soldadas con este material debido a que durante la solidificación la soldadura, el molibdeno segrega hacia los límites de grano como consecuencia de su baja solubilidad en la matriz austenítica. Resultado de un empobrecimiento de molibdeno en el núcleo de las dendritas del metal de soldadura. aunando a la baja difusividad del molibdeno en la austenita, el rápido enfriamiento inherente a un proceso de soldadura no permite al molibdeno difundir en estado sólido hacia el núcleo de las dendritas, para eliminar el gradiente de concentración. Esto puede llegar a producir una baja resistencia a la corrosión del material soldado, con respecto al material base [28].

2.3.1 *Precipitación de fases intermetálicas en la aleación AL6XN.*

Los aceros inoxidables austeníticos están compuestos de una fase austenítica (fcc), sin embargo, al ser expuestos por largo tiempo a elevadas temperaturas entre 500 °C y 900 °C pueden causar la descomposición de la matriz austenítica generando la precipitación de varios tipos de compuestos intermetálicas como la fase σ , χ , o Laves η , así también como lo son algunos carburos ricos en Cr. La precipitación de carburos depende de su composición química, la temperatura de exposición y los sitios y/o lugares de precipitación. Los carburos de cromo del tipo $M_{23}C_6$ pueden ocurrir cuando los aceros inoxidables austeníticos presentan contenidos de hasta 0.15% de carbono. La

precipitación ocurre rápidamente en la interfaz ferrita-austenita, continuando la precipitación en otros límites incluyendo inclusiones, maclas y sobre todo dislocaciones [22].

2.4 Microscopía electrónica de barrido (SEM).

En microscopía electrónica de barrido, un haz de electrones que proviene de un filamento (cátodo) es finamente enfocado por un sistema de lentes electromagnéticas, estos electrones primarios viajan a lo largo de la columna del microscopio a una velocidad dada por un voltaje de aceleración, hasta llegar a la cámara del microscopio donde se encuentra alojada la muestra. Cuando los electrones primarios colisionan con la superficie de la muestra a cierta velocidad, generan un volumen de interacción, como se muestra en la Figura 2.5. El producto de esta interacción haz-muestra hace que los electrones sean dispersados a diferentes niveles de energía [29]. Dependiendo del tipo de energía que se desprenda de la superficie, se requiere un detector específico.

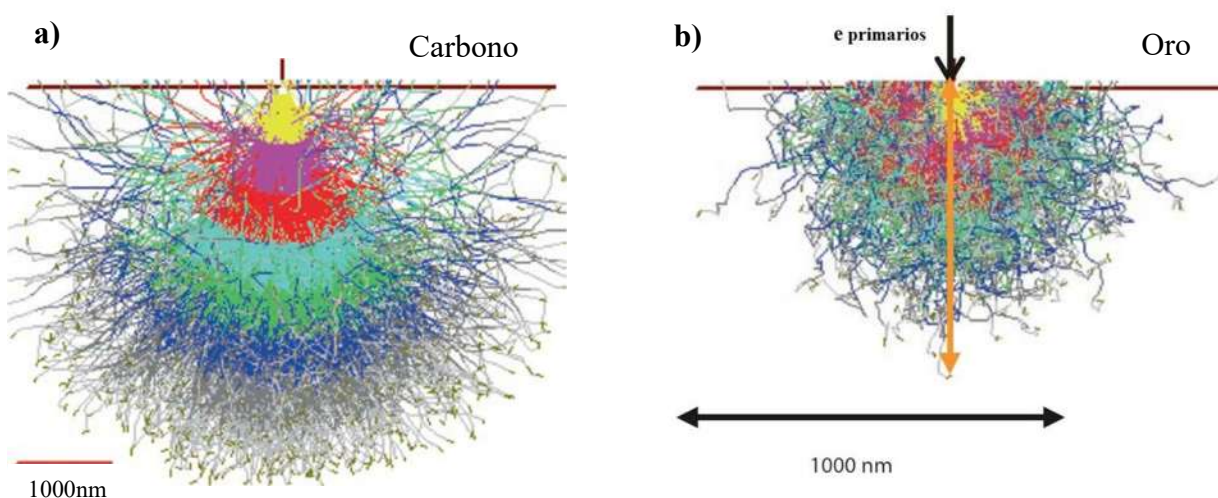


Figura 2.5 Modelado en Monte Carlo 20 keV. a) Volumen de interacción carbono, b) volumen de interacción oro [29].

2.5 Difracción de electrones retrodispersados (EBSD).

Los electrones retrodispersados son electrones que tienen una energía mayor a 50 eV y tienen un componente de dirección opuesta al haz de electrones primario, como se muestra en la Figura 2.6.

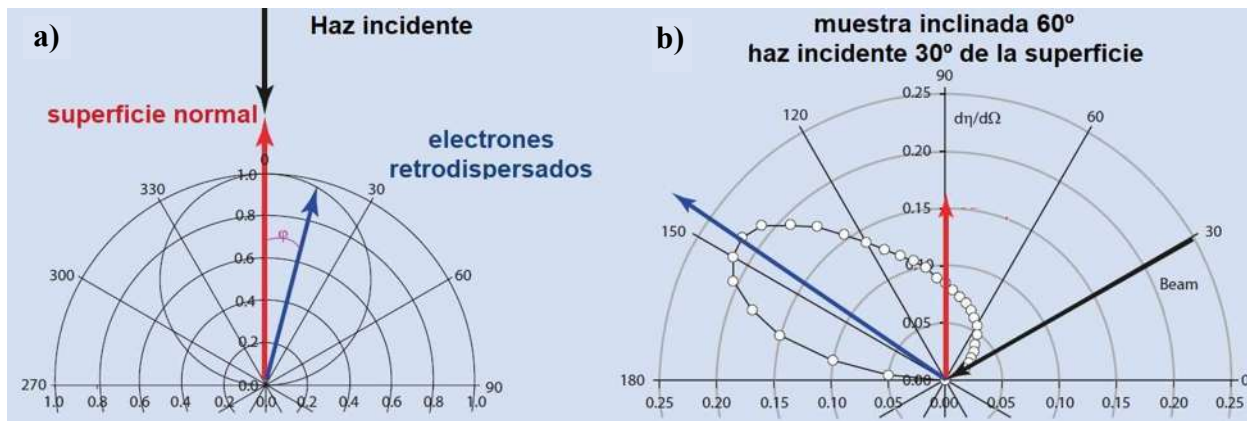


Figura 2.6 Representación de ángulos y direcciones: a) Superficie de muestra sin ángulo de inclinación, b) superficie de la muestra con ángulo de inclinación a 60 grados y un ángulo del haz incidente a 30 grados [29].

Los procesos por efecto de la dispersión de electrones retrodispersados son: i) inelásticamente dispersados y ii) electrones primarios elásticamente dispersados con una pérdida de energía relativamente despreciable. La eficiencia de los electrones retrodispersados va de acuerdo al número atómico. Además, entregan una señal tanto topográfica como composicional, debido a que dependen del número atómico y de la orientación de la muestra respecto del haz primario. Por lo tanto, los electrones retrodispersados son la base de la técnica de EBSD.

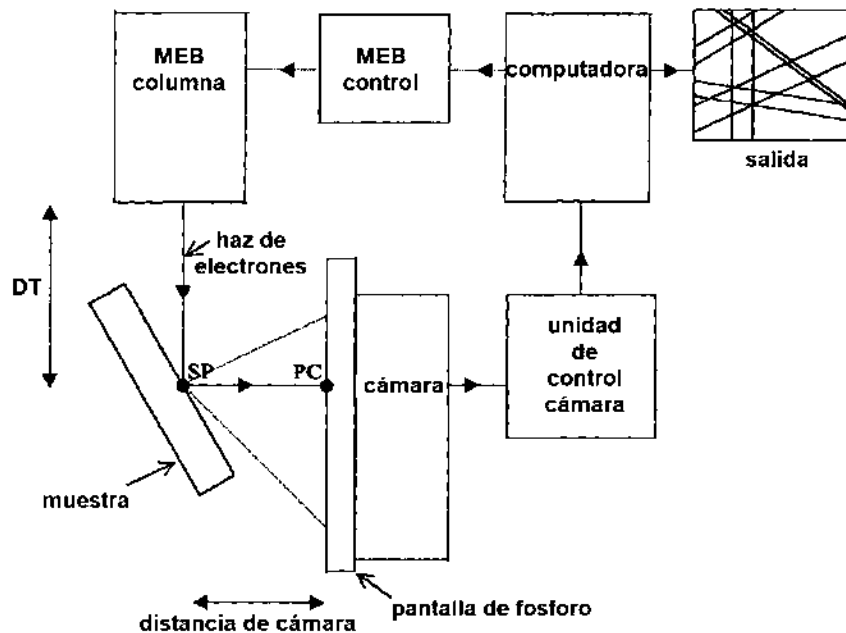


Figura 2.7 Componentes para la adquisición de datos en el sistema EBSD (sin escala) [30].

La técnica de EBSD comenzó a desarrollarse a principios de la década de 1950 a partir de los trabajos de Alam y colaboradores [31], quienes observaron patrones de difracción denominados Wide-Angle Back-Scattering Diffraction. Posteriormente, estos patrones se relacionaron con la teoría de difracción propuesta por Kikuchi en 1928 a partir de experimentos realizados en cristales de calcita [32]. El desarrollo posterior de la técnica se fortaleció con la interpretación de los patrones de canalización de electrones (Electron Channeling Pattern, ECP) y con los estudios cristalográficos realizados por Venables y Harland, quienes contribuyeron a establecer los fundamentos de la técnica hacia 1973 [33]. Un avance significativo ocurrió en 1980, cuando Dingley y colaboradores desarrollaron métodos para automatizar el análisis de los patrones EBSD, lo que permitió determinar la orientación cristalina de los granos presentes en un material policristalino. Sin embargo, fue hasta principios de la década de 1990 cuando la técnica comenzó a utilizarse ampliamente, observándose un crecimiento exponencial en el número de publicaciones científicas. En este contexto, algunos autores como Wright y colaboradores [34] introdujeron el concepto de microscopía de orientación de imagen (Orientation Imaging Microscopy, OIM), el cual permitió analizar de forma sistemática la orientación cristalográfica de los granos en materiales policristalinos. El diseño del sistema para la adquisición de datos en EBSD (Figura 2.7), compuesto por el microscopio electrónico de barrido, el detector con pantalla de fósforo y la cámara de registro de los patrones de difracción, ha sido descrito por Randle y colaboradores [30] y constituye, en esencia, la configuración que continúa empleándose en los sistemas EBSD actuales. Actualmente, el desarrollo de equipos y software para EBSD ha sido impulsado principalmente por empresas como TSL (EDAX), HKL, Oxford Instruments, Noran y Bruker. Gracias a estos avances, la técnica EBSD permite analizar tanto la orientación cristalográfica de los granos como la identificación de fases presentes a escala micrométrica, como se ilustra en la Figura 2.8 [29].

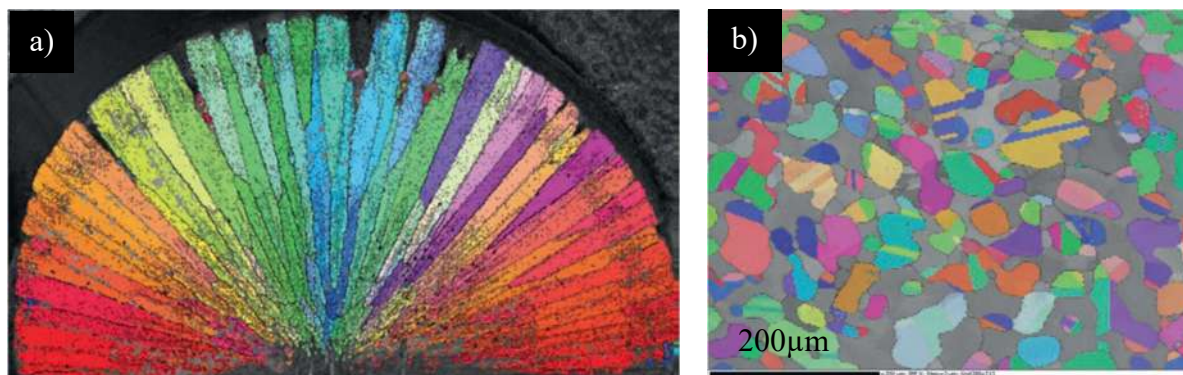


Figura 2.8 a) Mapa de figura de polos inversa (ZnO) b) Acero doble fase: zona coloreada correspondiente a la austenita FCC y zona no coloreada correspondiente a la ferrita BCC [29].

2.6 Formación de patrones de Kikuchi.

Los patrones de Kikuchi, también llamados Electron Backscattered Diffraction Patterns (EBSP), se generan cuando electrones retrodispersados interactúan con la red cristalina de un material. El fenómeno consiste en la proyección de la geometría de la red cristalina desde el volumen de la muestra, como se muestra en la Figura 2.9. Los electrones retrodispersados que llegan a dispersarse inelásticamente son difractados siguiendo las trazas de las líneas de Bragg de acuerdo con el grupo de plano de reflexión apropiado. Las líneas se forman en pares, contrastando al fondo de pantalla. Dos condiciones deben cumplirse para la formación de las líneas de alta calidad de indexación; i) la red cristalina tiene que ser suficientemente gruesa para que el proceso de dispersión inelástica ocurra ampliamente, ii) la red cristalina debe ser perfecta, y no presentar deformación, ya que la deformación afecta la calidad del patrón de difracción.

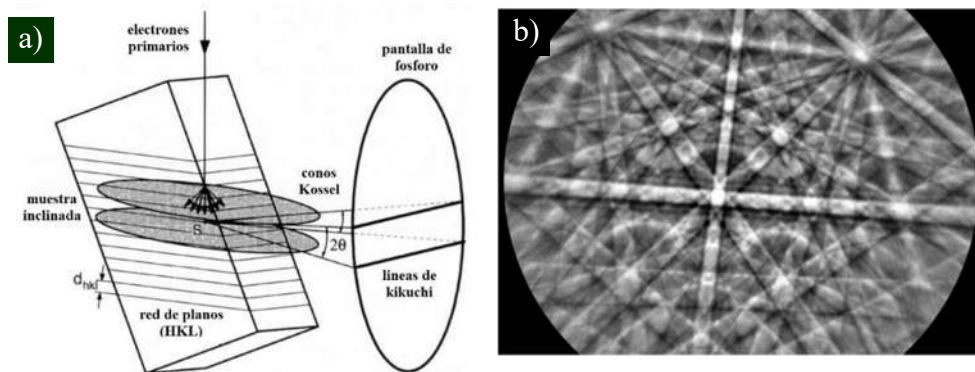


Figura 2.9: a) Representación del cono de difracción (EBSP), b) Patrón de Kikuchi (EBSP) [17].

Los patrones de Kikuchi en MEB deben satisfacer la ley de Bragg ($n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta$) para un plano (hkl) son canalizados por dos hipérbolas Kossel (difracción), conos (líneas de Kikuchi) correspondientes a varios planos difractados. Estos patrones pueden obtenerse mediante dos técnicas principales: el ECP, utilizado principalmente en monocristales con la muestra sin inclinación [35], y el EBSP, empleado en materiales policristalinos mediante detectores acoplados a dispositivos CCD [36]. El ancho de cada banda corresponde aproximadamente al doble del ángulo de Bragg, mientras que la intersección de varias bandas define polos cristalográficos.

2.7 Textura cristalográfica.

La textura cristalográfica describe la distribución de orientaciones de los granos que conforman un material policristalino. Esta orientación se origina principalmente durante procesos de conformado y tratamiento termomecánico, que generan orientaciones preferenciales en los granos, como se muestra en la Figura 2.10 [37].

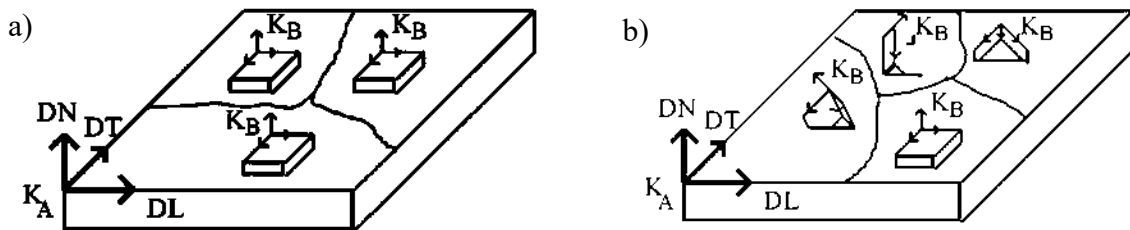


Figura 2.10: a) Material texturizado, b) Distribución aleatoria de la orientación de los granos en un policristal. K_A sistema de coordenadas asociado a la muestra [37, 38].

Cuando existe una orientación preferencial, el material presenta anisotropía en sus propiedades físicas y mecánicas. Por el contrario, una distribución cercana a la aleatoria conduce a un comportamiento aproximadamente isotrópico [38]. La textura influye en propiedades como el módulo de Young, magnetismo, conductividad eléctrica, plasticidad y difusión [30, 39, 40].

2.7.1 Evaluación de la textura cristalográfica.

Los métodos para analizar la textura se clasifican en globales y locales.

- Métodos globales.

Permiten determinar la textura promedio del material mediante figuras de polos obtenidas por difracción de rayos-X o EBSD. A partir de estas mediciones también se puede calcular la función de distribución de orientaciones (ODF), que describe cuantitativamente la distribución de orientaciones cristalográficas en el espacio de Euler [30].

- Métodos locales.

Permiten analizar la microtextura y las relaciones entre granos vecinos. La técnica EBSD destaca en este tipo de análisis al generar mapas de orientación cristalográfica que representan la microestructura punto por punto mediante microscopía de imagen orientacional.

2.8 Orientación cristalográfica.

La orientación cristalográfica se expresa comúnmente mediante la notación $\{hkl\}\langle uvw\rangle$, que relaciona los planos cristalográficos con las direcciones preferenciales. Esta orientación se define respecto a dos sistemas de coordenadas: el del cristal y el de la muestra. En materiales laminados, las direcciones principales se describen como RD (dirección de laminación), ND (dirección normal) y TD (dirección transversal) [41] como se muestra en la Figura 2.11.

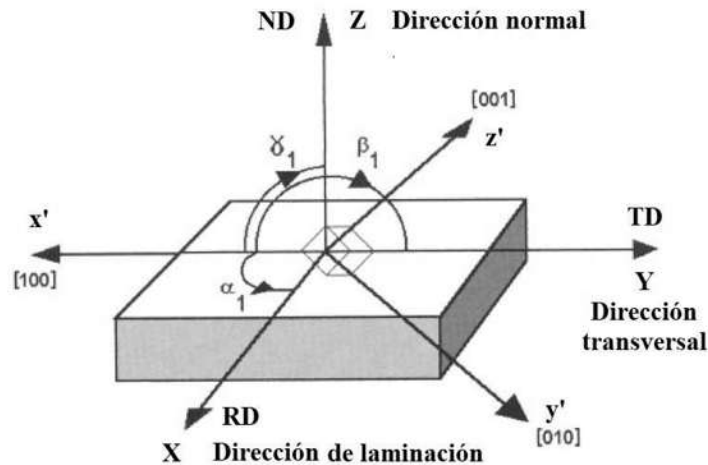


Figura 2.11: Relación del sistema de coordenadas XYZ y sistema de coordenadas del cristal [41].

La relación entre ambos sistemas puede representarse mediante una matriz de orientación, obtenida a partir de tres rotaciones descritas por los ángulos de Euler (ϕ_1 , Φ , ϕ_2), que definen la orientación del cristal dentro del sistema de referencia de la muestra [17, 30].

2.8.1 Figura de polos y proyección estereográfica.

Las figuras de polos se utilizan para representar gráficamente la distribución de orientaciones cristalográficas en un material policristalino. Estas se construyen mediante proyecciones estereográficas, que permiten representar en dos dimensiones las relaciones angulares entre planos y direcciones cristalográficas. En estas representaciones, la concentración de polos indica la presencia de textura. Valores elevados de densidad de polos reflejan orientaciones preferenciales en el material, mientras que una distribución uniforme indica ausencia de textura significativa como se observa en la Figura 2.12.

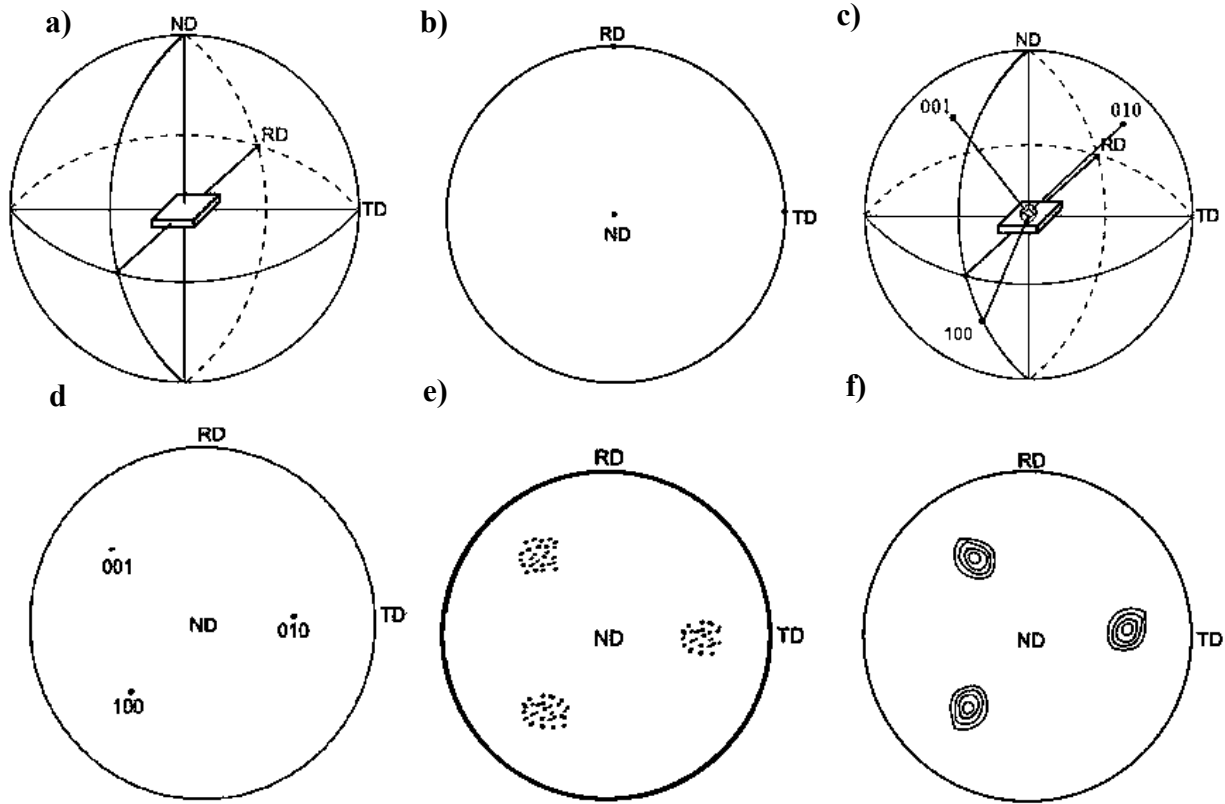


Figura 2.12: (a, b) Intersección del plano normal sobre la superficie de la esfera de referencia formando el centro de la proyección estereográfica, c) proyección estereográfica desde la dirección $[001]$, d) proyección estereográfica de los polos 100, 010, y 001, e) agrupación de polos proyectados de los planos (100), (010), y (001) en los diferentes granos de la muestra, f) densidad de polos mostradas como líneas de contorno [2, 4, 29].

2.8.2 Mapas de textura obtenidos por EBSD.

El desarrollo tecnológico de la técnica automatizada EBSD ha logrado un avance muy notorio en las últimas décadas, con respecto a la velocidad de adquisición, resolución y calidad de mapas. Entre los más utilizados se encuentran:

- Mapas de figuras de polos directos (Figura 2.13 f) e indirectos (Figura 2.14).
- Mapa de figura de polos indirectos.

La figura de polos inversa puede ser representada por un diagrama RGB (rojo-verde-azul) (Figura 2.13 a), a través de una operación geométrica (interpolación), donde el triángulo esférico

representa la inversa de la figura polar (figura 2.13 b), tomando en cuenta una celda unitaria como la de la Figura 2.13 a.

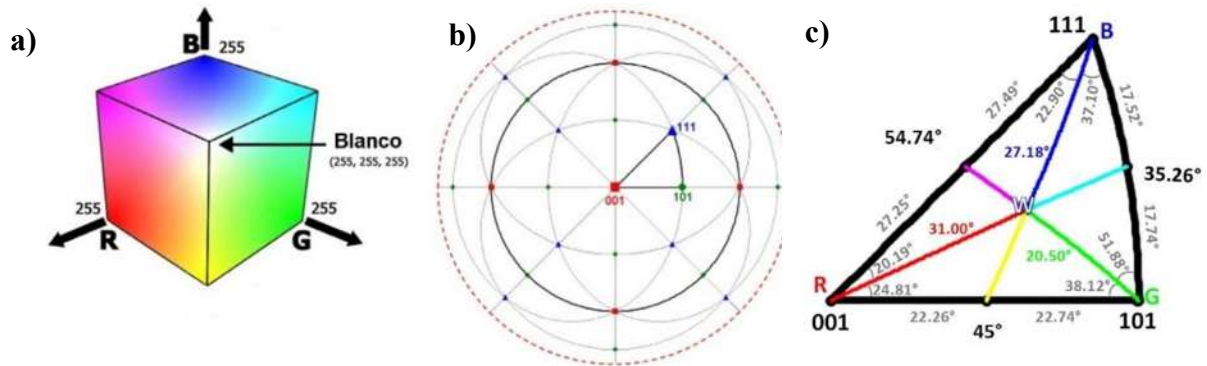


Figura 2.13: a) Representación de IPF para un cristal cubico por colores RGB y su máxima intensidad (R 255, G 255, B 255), b) proyección estereográfica del cristal en el eje X $[001]$ ilustrando el dominio y distribución de 48 zonas del triángulo esférico, y c) esquema de 6 triángulos pequeños en cantidades iguales de ángulo sólido [42].

Trost y colaboradores [43] caracterizaron dos láminas de cobre electrodepositadas de manera diferente. Se estudiaron en base al módulo elástico obtenido con un procedimiento de tracción monotónica, que fue comparado con los valores obtenidos de múltiples ciclos de carga-descarga en régimen elástico. Para habilitar la interpretación de los valores del módulo, utilizaron la técnica de difracción de electrones retrodispersados para enfatizar los efectos de textura y la microestructura.

En la Figura 2.14 a), se aprecia un mapa de dominio de granos que va tomando una coloración diferente en función de la preferencia de las direcciones normales a los planos atómicos de los granos, es decir, si la dirección de la normal a un plano atómico se ajusta a la dirección cristalográfica $[001]$, su color será rojo en el mapa, si por el contrario esa dirección se ajusta a $[101]$, se tornará verde y si la dirección es $[111]$, su coloración será azul.

Los barridos de EBSD fueron en la sección transversal de las láminas de cobre. Al analizar los límites de grano en una de las láminas, se observaron algunos granos relativamente grandes (Figura 2.14 a), especialmente en el medio de la sección transversal. Las figuras 2.14 b) indican que no se observó una textura fuerte para cualquier tipo de lámina [43].

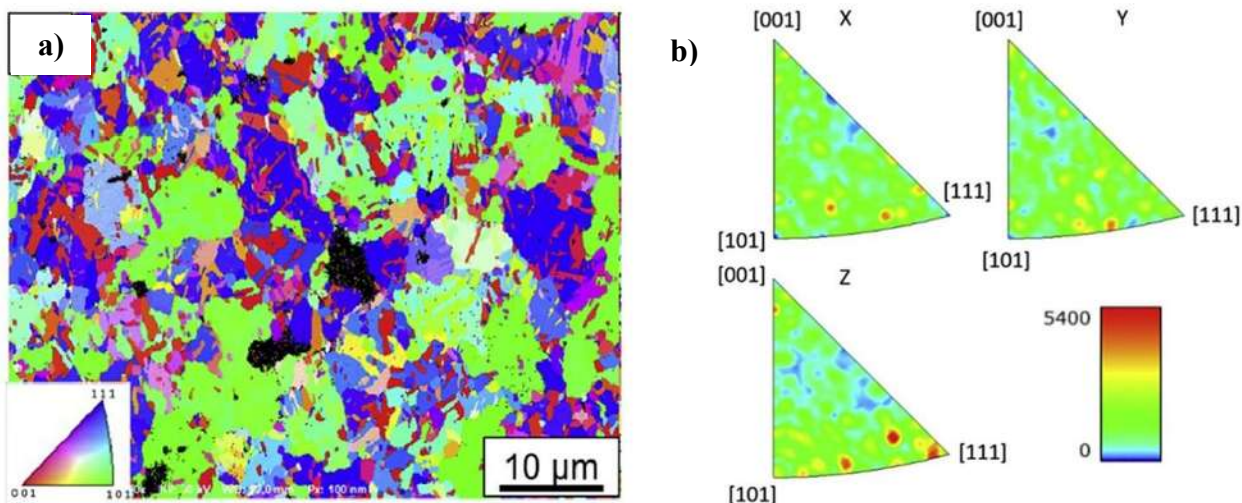


Figura 2.14: a) Mapas de figura de polo inverso en el eje Z por dominio de granos, y b) figura de polos inversa representada por el triángulo esférico de las direcciones $[001]$, $[101]$ y $[111]$ para los ejes X,Y,Z [43].

2.9 Mapas de desorientación promedio de grano GAM y de núcleo KAM.

La técnica EBSD también permite evaluar las variaciones locales de orientación mediante mapas de desorientación.

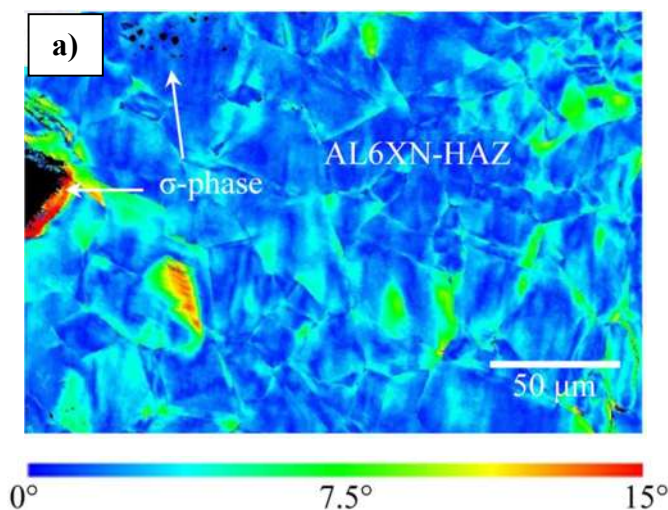


Figura 2.15 a) Mapa GAM de zona afectada térmicamente (ZAT) AL6XN de una soldadura disímil [44].

La Figura 2.15 muestra los mapas GAM (Grain Average Misorientation) y muestran la desorientación promedio dentro de cada grano (Figura 2.15), mientras que los mapas KAM (Kernel Average Misorientation) de la Figura 2.16 representan variaciones locales de orientación entre

píxeles vecinos. Estos mapas son útiles para identificar gradientes de deformación, concentraciones de dislocaciones y límites de bajo ángulo dentro de la microestructura [17, 29].

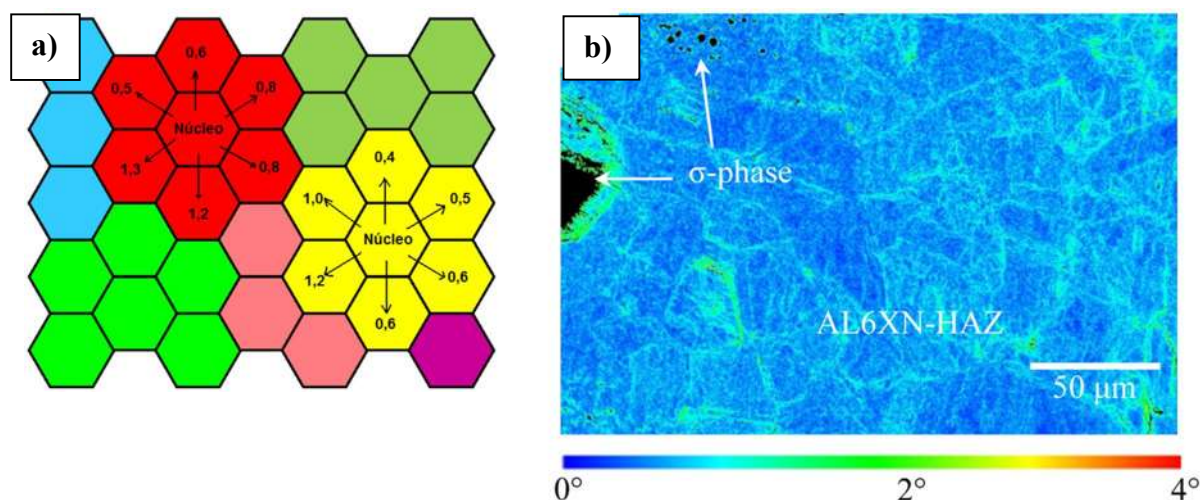


Figura 2.16: a) Formación de mapa KAM, y b) mapa KAM de ZAT AL6XN con un rango de ángulo de desorientación entre 0-4° [44].

2.10 Antecedentes de caracterización de EBSD en AL6XN.

Un estudio reciente se elaboró utilizando nuevos componentes bidimensionales y tridimensionales para realizar técnicas de análisis y caracterización. La matriz austenítica, los precipitados de segunda fase y el carácter de límite de grano, así como las morfologías de grano fueron estudiadas mediante el método de EBSD. Lewis y colaboradores [26] encontraron que en el conjunto completo de datos tanto de la austenita (granos de matriz) como (precipitados) proporcionan una gran cantidad de información para modelar tanto a nivel atómico como a nivel de mesoescala. Por ejemplo, poblaciones límite y partículas. Las composiciones se utilizan para centrar los esfuerzos de modelado atómico, y en modelos de elementos finitos de mesoescala, parámetros como la movilidad de granos, tamaño de grano, distribución, interconectividad y orientación son siendo utilizado como entrada para determinar el efecto de las tensiones aplicadas y tensiones en microestructuras 3D reales.

Guan y colaboradores [27] realizaron un estudio de ingeniería de límite de grano (GBE) del acero inoxidable súper austenítico AL6XN, mediante la técnica de EBSD lograron obtener datos de los efectos distintivos de dislocaciones de los planos de deslizamiento y maclas de deformación por medio de muestras laminadas en frío mostrada en la Figura 2.17 a). En la microestructura de

deformación, los resultados muestran que, las bandas de deslizamiento planas y las maclas de deformación (DT), desempeñan un papel distintivo en el tratamiento GBE. Las bandas de deslizamiento planares están a favor del tratamiento GBE, ya que los límites migratorios de los dominios de maclas relacionados pueden generar "fallas de apilamiento" en una secuencia de planos atómicos estrechamente empaquetados a través de la absorción de las dislocaciones de deslizamiento planar, y así derivar la formación de maclas de recocido. Por el contrario, los DT son perjudiciales para GBE porque dificultan el crecimiento de dominios de maclado relacionados. Por lo tanto, para reducir la deformación previa óptima (en laminación en frío) de procesos termomecánicos y para el tratamiento GBE de AISI AL6XN se sugiere que sea ligeramente inferior al umbral para disminuir la aparición de DTs. Los parámetros de cuantificación de GBE los mejoraron en gran medida mediante el laminado en frío con un 7% reducción y posterior al recocido con 1323 K durante 12 h, y se aumenta la fracción de límites especiales hasta 74.5%, interrumpiendo así efectivamente la conectividad de la red de límite de grano de ángulo alto aleatorio.

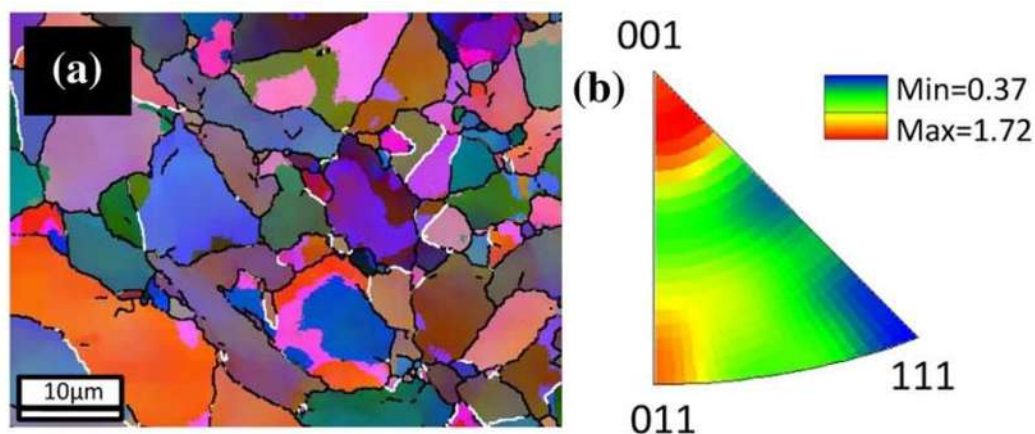


Figura 2.17 Microestructura original de AL6XN. a) Figura de polos inversa en la dirección de laminación, donde se observan las maclas representadas por líneas blancas, y b) esquema de colores de figura de polos inversa de acuerdo a su dirección cristalográfica [27].

Por otro lado, Hong y colaboradores [45] desarrollaron un estudio de tensiones residuales intergranulares y su implicación en comportamientos mecánicos a temperaturas elevadas en acero inoxidable austenítico AL6XN mediante la técnica de EBSD y microscopía de transmisión. El estudio del enfoque que realizaron fue en las variaciones de deformaciones reticulares modeladas en función de la dirección de la muestra con respecto al eje de carga de acuerdo a los valores experimentales, lo que indica que el deslizamiento de las dislocaciones, es el principal modo de

deformación plástica. A 300 °C, el flujo aserrado en la curva tensión-deformación y la gran cantidad de bandas deslizantes indican la aparición de envejecimiento por deformación dinámica. Promoviendo la concentración de tensión local, el campo de tensión de largo alcance causado por las bandas de deslizamiento cerca de los límites de grano también se atribuye a la disminución de la cepa experimental intergranular. Como consecuencia, un aumento en las deformaciones de la red localizada. Las orientaciones de las maclas de la Figura 2.18 c a 600 °C pueden explicarse por la segregación de los átomos de soluto (Cr y Mo) en las bandas deslizamiento de dislocaciones. La evolución del ancho completo a la mitad del máximo, demuestra que la recuperación dinámica juega un papel importante en el alivio de la tensión local de las concentraciones durante la carga de tracción a 600 °C.

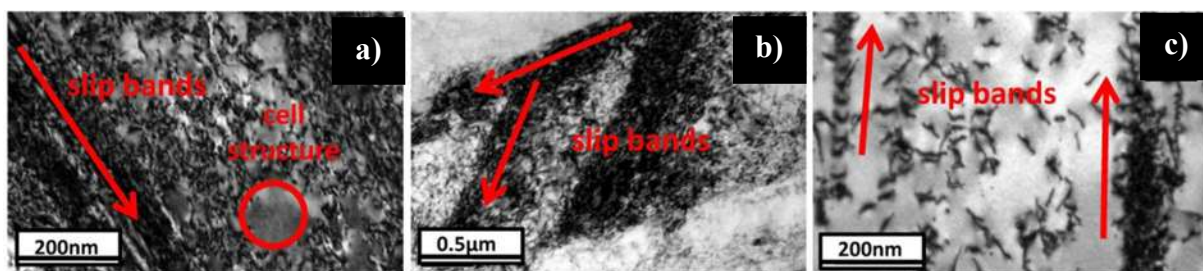


Figura 2.18 Microestructuras de deformación típicas observadas en microscopio TEM en muestras de fractura a (a) temperatura ambiente, (b) 300 °C y (c) 600 °C [45].

La Figura 2.18 muestra una deformación típica de microestructuras para muestras de fractura a diferentes temperaturas: a) temperatura ambiente, donde se observa una alta densidad de dislocaciones después de una gran deformación plástica, además de las bandas de deslizamiento, la pequeña cantidad de estructuras celulares de dislocación también se forman localmente en la muestra, lo que indica un sistema multideslizamiento que surge durante la deformación. A 300 °C Figura 2.18 b), observaron las bandas de deslizamiento con alta densidad de dislocaciones que prevalecen en la muestra. La segregación de átomos de soluto restringe el deslizamiento cruzado de la dislocación y promueve la dislocación deslizándose en un plano particular. Una vez que el deslizamiento plano se forman bandas, actuarían como obstáculos para deslizamiento de la dislocación y restringir la deformación en la banda. Esta tendencia resulta en severidad en la deformación localizada, y la incompatibilidad de tensiones entre la matriz y la banda deslizante proporciona un sitio preferido para la grieta inicial y es responsable de la menor plasticidad. En la

Figura 2.18 c), se observan las bandas de deslizamiento en una dirección indicando que la recuperación dinámica ocurre a 600 °C, que juega un papel importante en el alivio de la tensión local concentrada, y es responsable de la plasticidad a la tracción mejorada. Un aumento en las deformaciones reticulares localizadas en algún punto específico de la muestra es para orientaciones {311}. Con reflexión a 600 °C, puede ser explicado por la segregación de átomos de soluto (Cr y Mo) en la banda de deslizamiento de la dislocación [45].

2.11 Soldadura disímil de aceros inoxidable dúplex y aceros inoxidable superausteníticos.

Estudios realizados en una soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205, unido por un arco metálico y electrodo de tungsteno (GTAW), mediante microscopía y EBSD, lograron obtener un mapa de fases donde se observaron las fases austenita y ferrita, en el material base y en el cordón de soldadura. Además, corroboraron el balance microestructural de estos materiales, tal como se observa en los resultados de la figura 2.19 a), a un nivel de 51,2 % de ferrita y 48,8 % de austenita. Mientras que en la figura 2.19 b), en la zona de fusión, se observó la cuantificación de fases por medio correspondiente al 49,9% de ferrita y 50,1% de austenita [46].

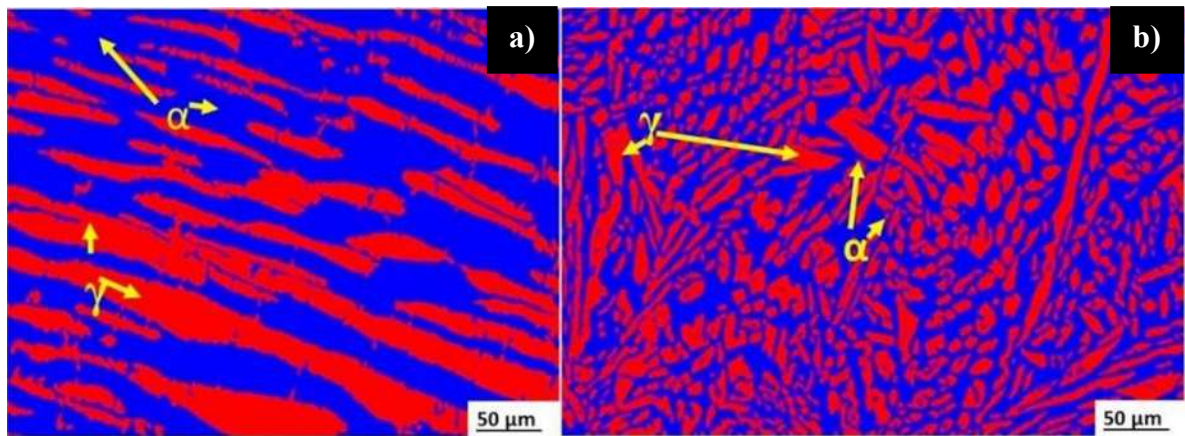


Figura 2.19: a) Mapa de fase para el material base austenita γ , ferrita α . b) Mapa de fase zona de fusión [46].

Zhang y colaboradores [47] realizaron un análisis microestructural sobre una unión soldada disímil (SA508-52M-309L-CF8A) por la técnica de EBSD en MEB. Observaron mediante tres ejemplos y distancias diferentes de la unión de soldadura a través de mapas de figuras de polos y mapas de desorientación promedio de Kernel, que el tamaño de grano cambió en la zona de fusión

(ZF) para cada condición. En el cordón de soldadura se observó una estructura columnar característica que mediante el mapa de figura de polos lograron ver que estaban ordenados en la dirección $\langle 001 \rangle$ y que a una distancia más lejana del cordón de soldadura (ZAT) el grano crecía, generando fases y precipitados no deseables en la soldadura.

Desde el punto de vista microestructural, Abdulaziz y colaboradores [48] emplearon EBSD para analizar detalladamente la evolución microestructural de una soldadura disímil entre una aleación de alta entropía y un AID obtenida por un haz de Los mapas EBSD de orientación inversa (IPF) y de fases revelan una clara diferenciación entre el metal base, la zona afectada por el calor y la zona fundida, observándose en esta última una microestructura dominada por granos columnares y celulares con crecimiento epitaxial desde la línea de fusión. Asimismo, el análisis de fases confirma la coexistencia de fases FCC y BCC en la zona fundida, sin evidencia de compuestos intermetálicos perjudiciales, lo que se atribuye a las altas tasas de enfriamiento y a los elevados gradientes térmicos característicos del proceso de soldadura por rayo láser. Además, los resultados que obtuvieron por EBSD mostraron diferencias en la textura cristalográfica entre el lado acero dúplex y el lado de la aleación de alta entropía dentro de la zona fundida, asociadas a variaciones en la composición química y a los mecanismos de solidificación fuera de equilibrio inducidos por la soldadura laser.

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

En este capítulo se describen la metodología y los detalles experimentales utilizados para la obtención y caracterización microestructural de la junta soldada disímil AL6XN–AISI 2205.

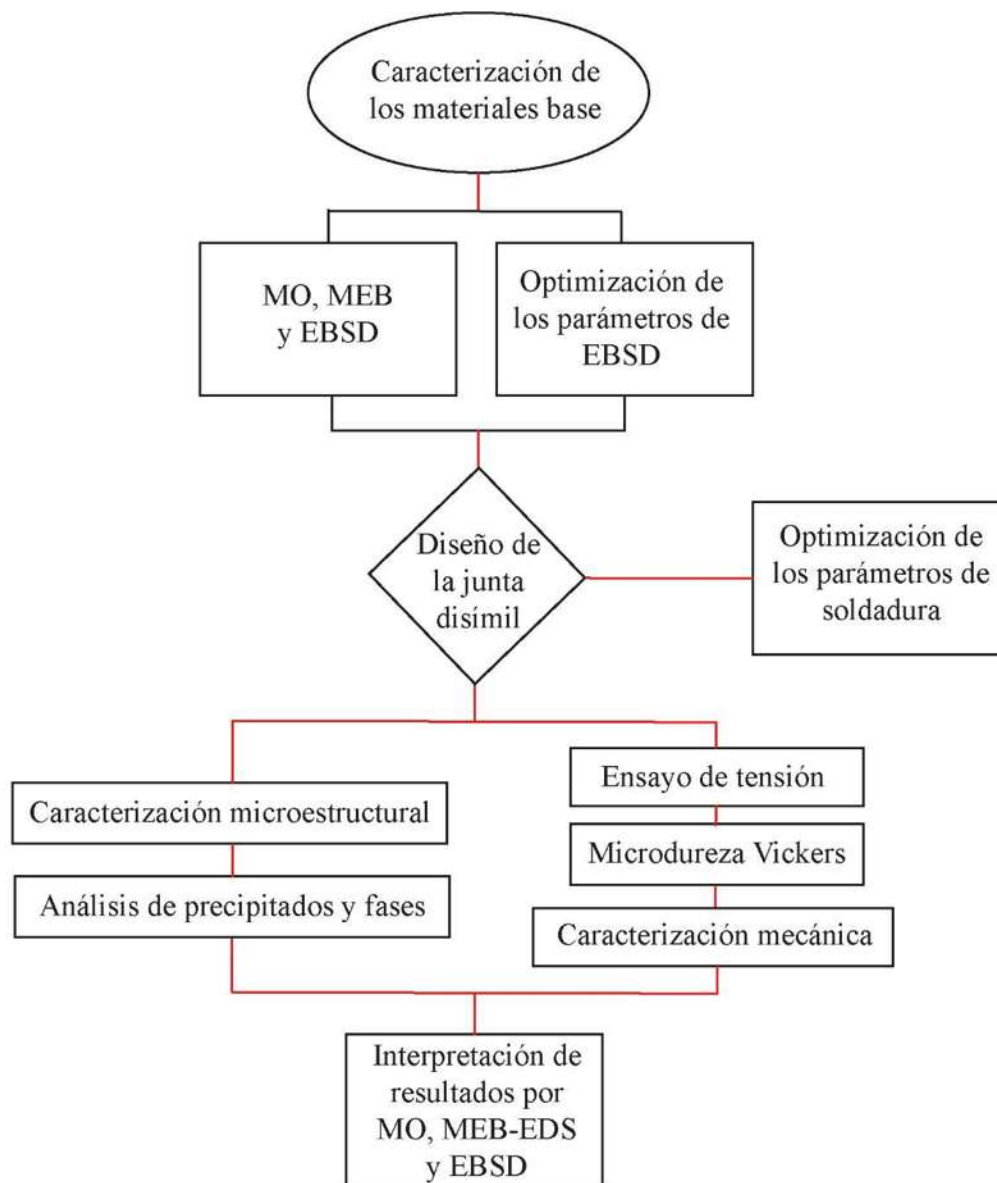


Figura 3.1 Diagrama general de flujo (desarrollo experimental).

El diagrama de la Figura 3.1 muestra de forma esquemática la secuencia metodológica del trabajo experimental, incluyendo la preparación de la junta soldada, su procesamiento y las técnicas de caracterización empleadas.

3.1 Caracterización de materiales base.

Se prepararon muestras con dimensiones de 1x1x1 cm para ambos materiales base. En cada muestra se realizó un desbaste con lijas de SiC y granulometría de 180, 280, 350, 500, 800, 1000, 1500, 2000 y 2500. Posteriormente, se realizó un pulido fino con una pulidora marca Struers a 180 rpm en disco con paño y alúmina de 0.3 y 0.03 micrómetros por 15 minutos, respectivamente. Finalmente, se realizaron dos métodos de preparación de muestras por separado para caracterizar por MEB y EBSD que a continuación se dan a conocer:

MEB

- Se llevó a cabo un ataque electroquímico a temperatura ambiente con 20% de NaOH a 6V por 15s y con 10% de ácido crómico a 5V por 15 segundos. Con la finalidad de revelar las estructuras, fases y precipitados de los materiales base.

EBSD

- Se realizó un electropulido a temperatura ambiente con 15 mL de ácido acético y 3 mL de ácido perclórico con 11 V por 30 segundos para el material dúplex 2205, y una solución de HClO_4 : CH_3COOH = 1:9 (vol.) con un voltaje de 20 V por 30 segundos para el AL6XN.

El microscopio utilizado para la caracterización fue un JEOL JSM-7600F, equipado con dos detectores de electrones secundarios: uno del tipo Everhart-Thornley y otro con sistema in-lens, ubicado dentro de la columna del MEB. Además, el MEB cuenta con dos detectores de electrones retrodispersados, diseñados para recolectar electrones dispersados en ángulos alto y bajo.

Para el análisis químico elemental se empleó un detector de rayos-X característicos marca Bruker modelo 6/30. Finalmente, el equipo también está provisto de un sistema EBSD Bruker Nano HR+, que permite la caracterización cristalográfica de alta resolución.

3.2 Optimización de los parámetros de operación de MEB-EBSD.

A continuación, en las Tablas 3.1 y 3.2 se presentan los parámetros operativos empleados en la técnica de EBSD. Es importante señalar que dichos parámetros pueden variar en función de la magnificación utilizada durante el análisis de la muestra.

Tabla 3.1 Parámetros de operación de MEB marca JEOL JSM 7600F para adquirir mapa de EBSD.

Parámetros para el MEB	Valor
Voltaje (V)	20 keV
Distancia de trabajo (WD)	21.9 mm
Inclinación de la muestra	70°
Portamuestra	12.5 mm modificado con inclinación (25°)
Apertura objetiva	30 μ m
Unidad de diámetro del haz	10

Una vez que se ajustan estos parámetros, se realizó una alineación del haz de electrones con el centro de la apertura objetiva, manipulando el eje Z de la platina para mantener la distancia de trabajo fija, y se procede a corregir los defectos ópticos como astigmatismo y enfoque en el área de interés.

Los parámetros utilizados, bajo las condiciones en las que la señal resultó más óptima para la obtención del EBSD y que complementan los parámetros de operación presentados en la tabla anterior, se muestran en la Tabla 3.2.

Tabla 3.2 Parámetros del programa Esprit 2.3 para la adquisición de EBSD.

Parámetros para el EBSD	Valor
Tamaño de paso (Px)	20-490 nm (depende de la magnificación)
Resolución del mapa total	1200 $\times$ 900
Mínimo número de bandas indexadas	5
Máximo desajuste de banda	2.5°
Distancia del detector	~13.7 mm

Una vez que los parámetros están establecidos, se procedió a realizar la calibración. La fase predominante en el caso del AL6XN es la austenita, mientras que para el dúplex la calibración se llevó a cabo con austenita y ferrita. La respuesta de calibración para estos materiales fue por arriba del 98% de indexación, lo que permitió obtener una gran cantidad y calidad de patrones de Kikuchi debidamente indexados y una excelente calidad de mapas.

3.3 Realización de la soldadura.

En primer lugar, se cortaron placas de acero inoxidable 304 con dimensiones de 70 $\times$ 150 mm y un espesor de 6.35 mm. El diseño de las placas de prueba consistió en una separación de 2.5 mm

en configuración en simple V, utilizando dos extensiones sobre una placa de respaldo, tal como se muestra en la Figura 3.2.

Posteriormente, para la preparación de la junta soldada de la unión disímil, se cortaron placas de los materiales base AL6XN y AID 2205, manteniendo el mismo diseño y dimensiones que las placas de prueba. El espesor de ambas placas fue de 6.35 mm.

La Tabla 3.3 resume la composición química del electrodo y de los materiales base empleados en la unión disímil.

Tabla 3.3 Composición química de las aleaciones AID 2205 y AL6XN, así como del electrodo ERNiCrMo-3 (% peso).

Material	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	N	Nb	Ti	W	Fe
ERNiCrMo3	0.02	0.15	0.1	22.06	8.92	64.38	0.013	0.4	-	3.6	0.4	-	Bal.
AL6XN	0.023	0.446	0.59	20.81	6.5	23.02	0.268	0.020	0.23	0.021	0.017	0.022	Bal.
2205	0.013	0.526	1.783	22.72	2.913	5.657	0.215	0.022	0.396	0.030	0.007	0.32	Bal.

El proceso de soldadura que se utilizó fue por arco eléctrico metálico y gas de protección con modo de transferencia por roció semiautomatizado mediante la máquina OTC Dahien Well Bee DP400, con una mezcla de gases ternario (95 Ar + 3% N₂ + 2% O₂). Los parámetros empleados en la junta soldada disímil se presentaron en la Tabla 3.4.

Tabla 3.4 Parámetros de soldadura.

Voltaje (V)	Corriente (A)	Flujo de gas (L/min)	Saliente del electrodo (mm)	Velocidad de avance (mm/s)	Vel. Alim. del alambre (mm/s)	Gas de protección	Aporte térmico (kJ/mm)
24.5	239	14.16	10	3.64	152.4	95Ar - 3%N ₂ - 2%O ₂	1.6

El método de soldadura se ajustó para obtener un aporte térmico relativamente alto de 1.6 kJ/mm. El diseño de la junta se realizó conforme a las especificaciones estándar de la norma AWS D1.1 de la American Welding Society (AWS). Las placas estuvieron soportadas sobre una placa de respaldo y dos extensiones durante el proceso de soldadura.

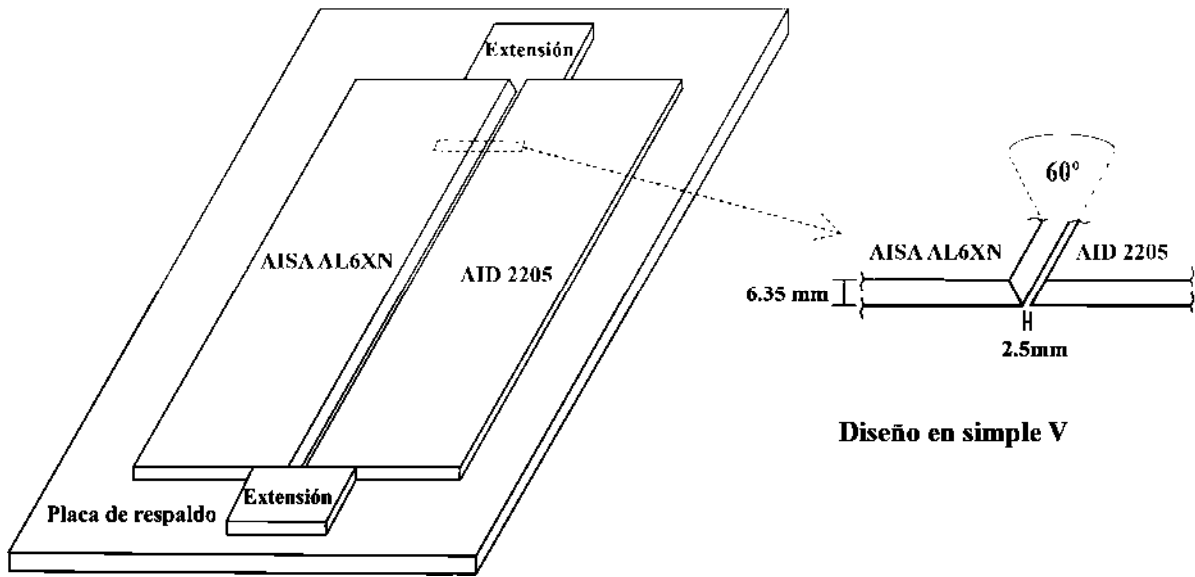


Figura 3.2 Diseño junta disímil.

3.4 Porcentaje de dilución.

Para calcular el porcentaje de dilución, se preparó una probeta con corte transversal de la soldadura como el de la Figura 3.3 a). El método convencional de desbaste y pulido a espejo anteriormente mencionado, también fue usado para la junta soldada disímil. Además de un ataque electroquímico con ácido oxálico al 10% con 5 V por 20 s. Se delimitaron las áreas del cordón de soldadura mediante el programa AutoCAD. Se dividieron en 3 áreas, debido a que son dos materiales base distintos. El área A3 corresponde al metal de soldadura con respecto al bisel de cada material base, el A2 corresponde a la zona de dilución entre el material base AL6XN con el metal de soldadura, y el A1 corresponde a la zona de dilución entre el material base 2205 con el metal de soldadura, tal como se indica en la Figura 3.3 b).

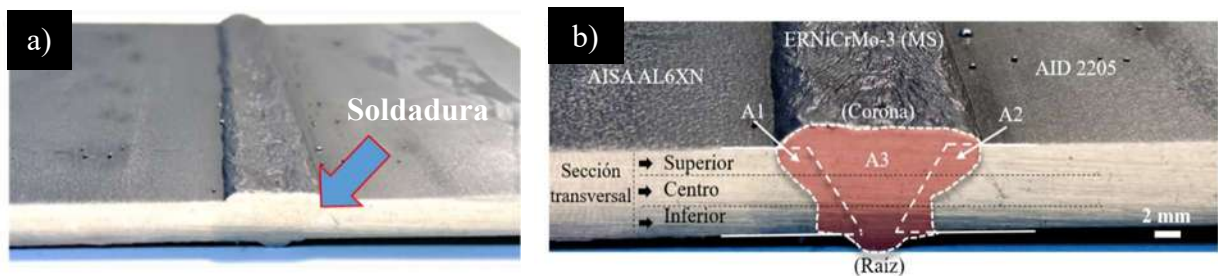


Figura 3.3: a) junta soldada disímil, y b) sección transversal de la junta soldada.

Posteriormente, se calculó el porcentaje de dilución mediante las siguientes relaciones [25].

$$\%D_{A1} = \frac{A1}{A_{total}} \times 100, \quad \%D_{A2} = \frac{A2}{A_{total}} \times 100, \quad \%D_{total} = \frac{A1+A2}{A_{total}} \times 100 \quad \text{Ec. (1)}$$

donde:

D = coeficiente de dilución

A1, A2 = Áreas de dilución entre los materiales base y metal de aporte depositado.

A3 = Área del metal de aporte.

A_{total} = Sumatoria de áreas (A1 + A2+ A3).

Con estas fórmulas se calcularon los porcentajes de dilución por área para un calor de aporte de 1.6 kJ/mm: $\%D_{A1}(\text{AL6XN}) = 12.97$, $\%D_{A2}(\text{AID 2205}) = 13.75$ y $\%D_{total} = 26.72$.

3.5 Caracterización mecánica mediante ensayos de microdureza Vickers (HV).

Para la realización de los barridos de microdureza, se cortó transversalmente una muestra de la soldadura con dimensiones de $50 \times 10 \times 6.35$ mm. Se usó un microdurometro de carga automática AUTOVICK con indentador con punta de diamante piramidal. Las mediciones se realizaron de acuerdo a la norma ASTM E-384. Los perfiles de microdureza se hicieron de manera transversal con una carga aplicada de 200 g durante 15 segundos. La distancia entre indentaciones las zonas de materiales base y centro del cordón de soldadura fue de $200 \mu\text{m}$.

Para la zona afectada térmicamente y zona cercana a la línea de fusión, se redujo la distancia entre indentaciones para una mejor valoración en zonas de transición microestructural. Los perfiles de microdureza se realizaron en la zona superior (corona), centro e inferior (raíz) de la probeta, abarcando desde el AISA AL6XN pasando por el metal de soldadura hasta llegar a la parte final del AID 2205.

3.6 Caracterización y análisis de las juntas soldadas.

Una vez preparadas las muestras de forma independiente, se realizaron dos tipos de preparación superficial en función de la técnica de caracterización. Para los análisis mediante microscopía electrónica de barrido y espectroscopía por dispersión de energía, las muestras fueron sometidas a un ataque electroquímico, mientras que para los estudios por difracción de electrones retrodispersados se llevó a cabo un pulido fino hasta obtener una superficie tipo espejo, tal como se describió en la sección 3.1.

A pesar de las diferencias en el enfoque de preparación asociadas a cada técnica (MEB, EDS o EBSD), la caracterización de la unión disímil se realizó de manera general sobre la superficie de la sección transversal de la junta soldada, como se muestra en la Figura 3.3. Dado que la unión corresponde a una soldadura disímil, en la cual se unen dos materiales con distinta composición y microestructura, fue necesario aplicar una metodología específica, la cual se dividió en dos etapas:

3.7 Caracterización macroestructural.

La caracterización macroestructural se llevó a cabo mediante microscopía óptica utilizando un microscopio marca ZEISS, con el cual se adquirió un conjunto de imágenes que posteriormente fueron ensambladas mediante el software del equipo. Adicionalmente, se empleó difracción de rayos-X (DRX) para la identificación de las fases presentes tanto en el metal de soldadura como en los materiales base empleando un difractómetro marca Bruker modelo D8 Advance Eco, utilizando radiación Cu K α con una longitud de onda de 1.5406 Å. Los difractogramas comienzan después de los 10° porque el rango de lectura del difractograma fue de 2 θ entre 10° y 120°, empleando un tamaño de paso de 0.02° y un tiempo de conteo de 0.5 s por paso.

Posteriormente, la unión disímil fue analizada mediante MEB y EBSD. Esto permitió examinar el comportamiento macroestructural de la junta soldada en términos de diferencias en la composición química, tamaño de grano y verificación de una soldadura sana libre de defectos. Asimismo, se analizó de manera global el comportamiento de textura orientacional de los granos, proporcionando información relevante sobre la microestructura de la unión.

3.8 Caracterización microestructural

En este apartado se realizó un análisis detallado de las fases y precipitados mediante la aplicación conjunta de las técnicas de MEB-EDS-EBSD. Las regiones de análisis fueron divididas en superior, centro e inferior. Para cada una de las tres regiones de la sección transversal de la unión soldada, se analizaron puntos específicos como la ZAT-AL6XN, ZD-AL6XN, centro del metal de soldadura, ZD-2205 y ZAT-2205.

Los resultados obtenidos por EDS y MEB sirvieron como punto de partida para tener una idea de las fases y precipitados presentes, mientras que EBSD se utilizó para confirmar su identificación mediante el análisis de los patrones de Kikuchi y su correspondencia con patrones simulados.

3.9 Caracterización mecánica.

La metodología experimental consistió en cortar probetas de la placa de la soldadura. Los cortes se pueden observar mediante líneas punteadas en la Figura 3.4, considerando la estabilidad de la corriente observada a esa distancia, tal como se muestra en la Figura 3.4 a).

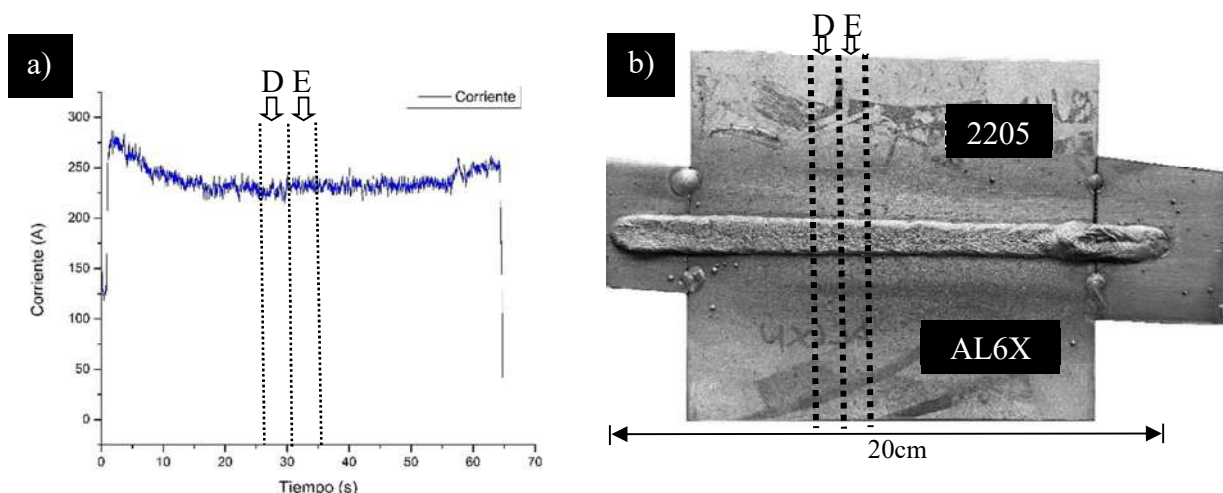


Figura 3.4: Junta soldada OTC DP400 GMAW pulsado. a) comportamiento de la corriente en modo sinérgico durante el proceso de soldadura, y b) placa soldada (regiones caracterizadas).

Los cortes de las probetas D, y E fueron adaptadas a un tamaño proporcional en base a las dimensiones que establece la norma ASTM-E8 (Figura 3.5), que especifica las dimensiones de las probetas de tracción estándar.

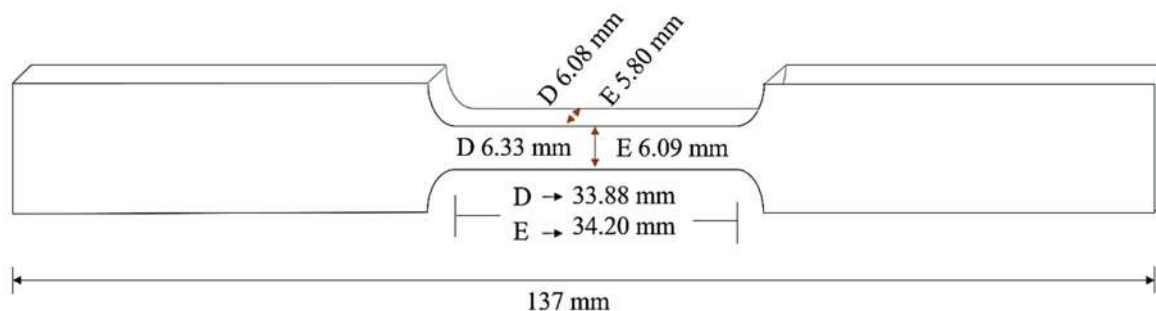


Figura 3.5: dimensiones de las probetas para ensayos de tensión

Los ensayos de tensión fueron realizados en dos condiciones: La primera condición que fue etiquetada como probeta D se realizó el ensayo hasta que la muestra fracturó mientras que la segunda probeta E se realizó el ensayo interrumpiéndose al momento en que llegó a el esfuerzo último en base al comportamiento de la probeta D (Figura 3.6). Se utilizó una maquina universal

para realizar los ensayos de tensión marca Zwick/Roell modelo Z100. Los datos para los ensayos de tensión de las probetas D y E fueron a una distancia de extensómetro de 30 mm, velocidad de deformación de 0.0083 mm/s, módulo de elasticidad (50-275MPa), y esfuerzo de fluencia (offset) 0.2% (270MPa).

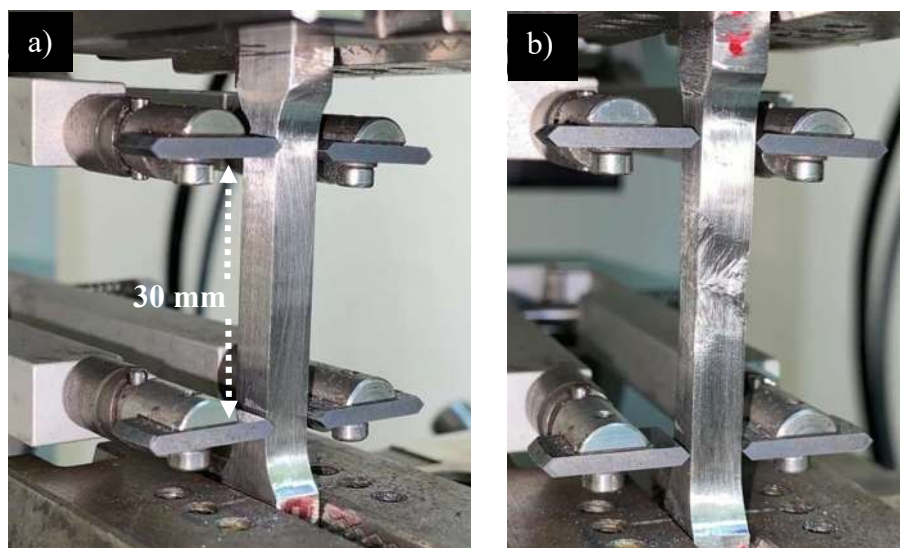


Figura 3.6: Ensayo de tensión a dos tiempos (muestra E) a) sin deformación plástica, y b) con deformación plástica (esfuerzo ultimo).

Posterior a los ensayos de tensión, se realizaron cuidadosamente cortes específicamente en el área reducida, con la finalidad de no modificar su microestructura ya deformada y con el cuidado de no contaminarlas. Una vez cortadas las probetas se analizaron en un microscopio estereoscópico en donde se tomaron una serie de macrografías para realizar un ensamble de imágenes en cada una de las caras de las probetas. Posteriormente se analizó la superficie de fractura en el MEB.

Finalmente, la caracterización cristalográfica se llevó a cabo mediante la técnica de EBSD. Se generaron mapas de orientación cristalográfica (Inverse pole figure IPF) y mapas de desorientación interna (Kernel Average Misorientation, KAM) para análisis de dislocaciones (Geometrically Necessary Dislocations, GND). Asimismo, se evaluó la evolución de la textura cristalográfica mediante el cálculo del índice de textura J a partir de la función de distribución de orientación (Orientation Distribution Function, ODF).

CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Materiales base AL6XN y AID 2205.

La composición microestructural del acero AL6XN se caracteriza por la presencia de maclas intragranulares y granos austeníticos como se observa en la Figura 4.1 a).

De acuerdo con las mediciones hechas por el programa ATEX [49], el acero AL6XN tiene un tamaño de grano de $84 \pm 32.14 \mu\text{m}$. Asimismo, la microestructura del acero AID 2205 observada en la Figura 4.1 b) está compuesta por granos alargados y es aproximadamente 50% de ferrita y 50% de austenita.

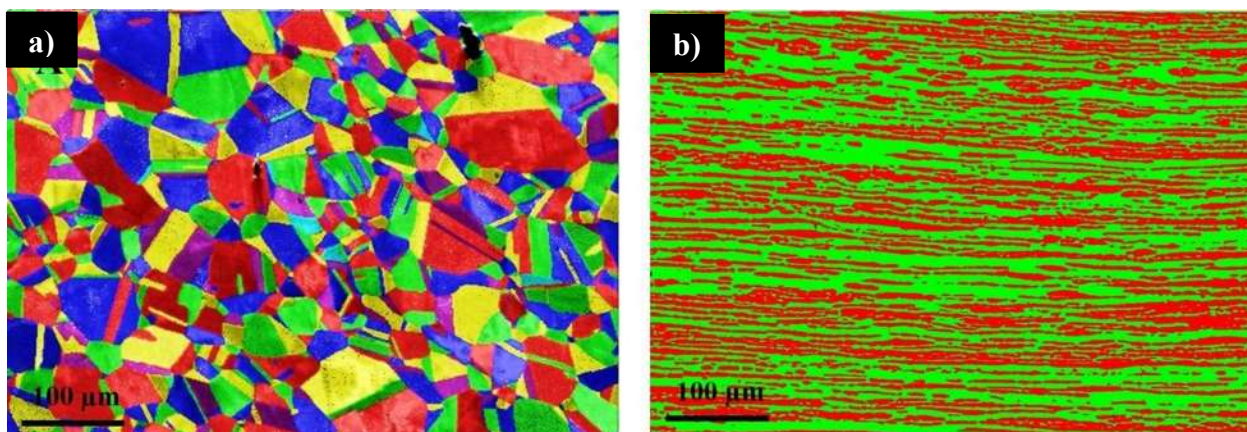


Figura 4.1. Imagen de EBSD de granos del AISI AL6XN; a) y distribución de fases del AID 2205, y b) antes de ser soldados. En b), la fase austenita está en color rojo y la fase ferrita en color verde.

La Figura 4.2 muestra los análisis de difracción de rayos-X. La estructura del AISI AL6XN es de la fase austenita, mientras que la del AID 2205 incluye las fases ferrita y austenita, como se había anticipado.

Según la tarjeta PDF 01-074-5520, la fase austenita posee una celda unitaria cúbica (FCC) con parámetro de red $a = 0.3618 \text{ nm}$ y grupo espacial Fm-3m (No. 225). La etapa de ferrita cuenta con una celda unitaria cúbica (BCC) con parámetro de red $a = 0.2870 \text{ nm}$, y grupo espacial Im-3m (No. 229), de acuerdo con la tarjeta PDF 00-054-0331.

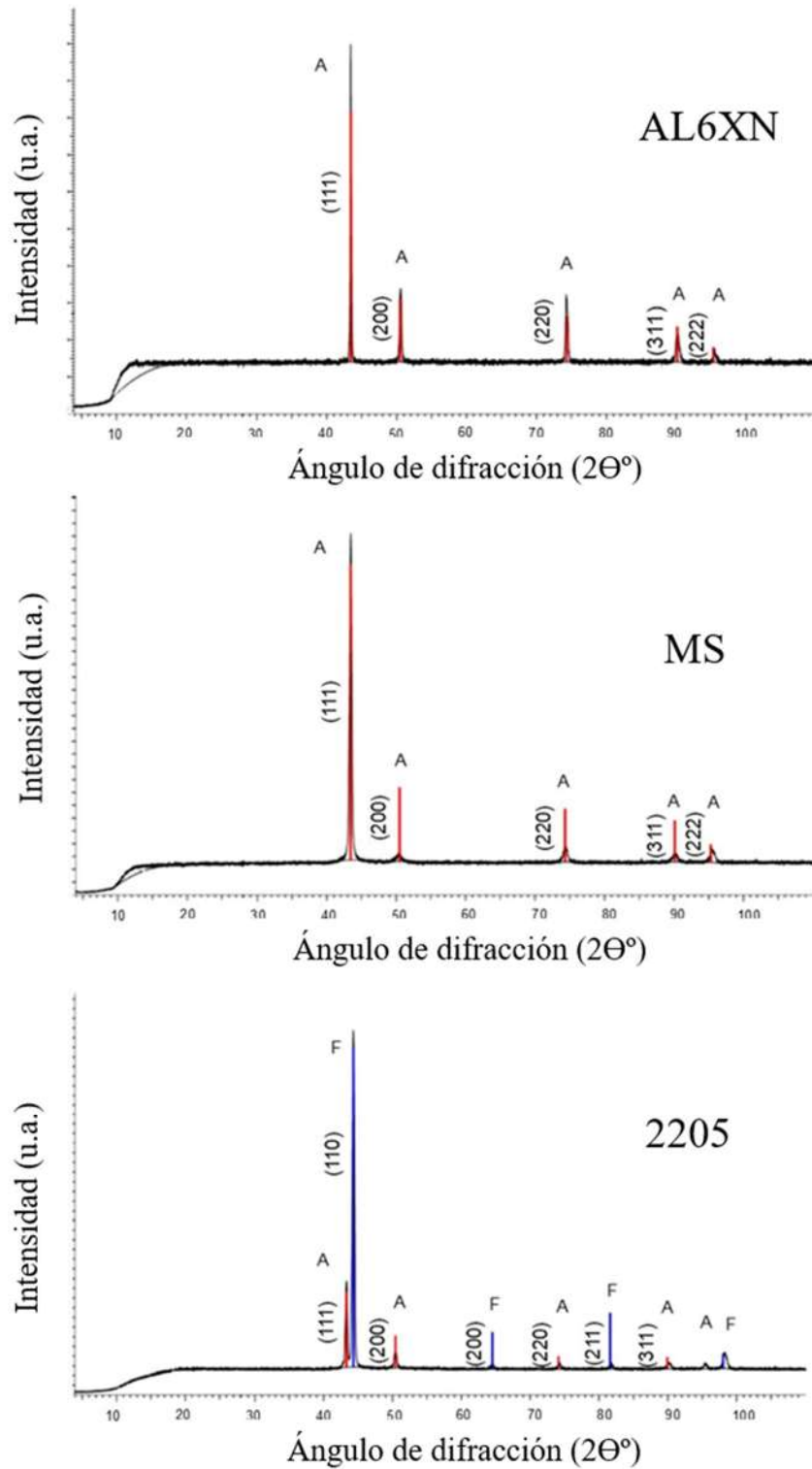


Figura 4.2. Difractogramas de rayos-X de los aceros AL6XN y 2205 antes de ser soldadas, y del metal de soldadura. La letra A indica la fase austenita (cursores en color rojo), F indica la fase ferrita (cursores en color azul). Nótese los cambios en altura de las reflexiones.

Los difractogramas de rayos-X adquiridos para los materiales base y el metal de soldadura revelan distinciones notorias en las orientaciones cristalográficas predominantes. El acero superaustenítico AL6XN tiene solamente reflexiones que pertenecen a la fase austenítica (FCC) y una intensidad máxima vinculada al plano (111), lo que señala orientación preferencial en esa dirección. De forma parecida, el metal de soldadura presenta un patrón en el que predominan los picos austeníticos, resaltando otra vez la reflexión (111) como la más intensa, seguida por las reflexiones (200), (220), (311) y (222). Esto indica que la austenita se desarrolla preferentemente durante el proceso de solidificación. En contraste, el acero dúplex AISI 2205 presenta la presencia simultánea de fases austenita y ferrita, con una reflexión más intensa en la ferrita BCC en el plano (110), evidenciando una textura característica del material base. Estos resultados confirman que el metal de soldadura presenta una respuesta cristalográfica más cercana al AL6XN que al AISI 2205, dominada por una orientación preferencial de la austenita asociada a la dirección de solidificación y al alto contenido de Ni del material de aporte ERNiCrMo-3, que favorece la estabilización de la fase austenítica durante la solidificación inhibiendo la formación de ferrita [25, 50].

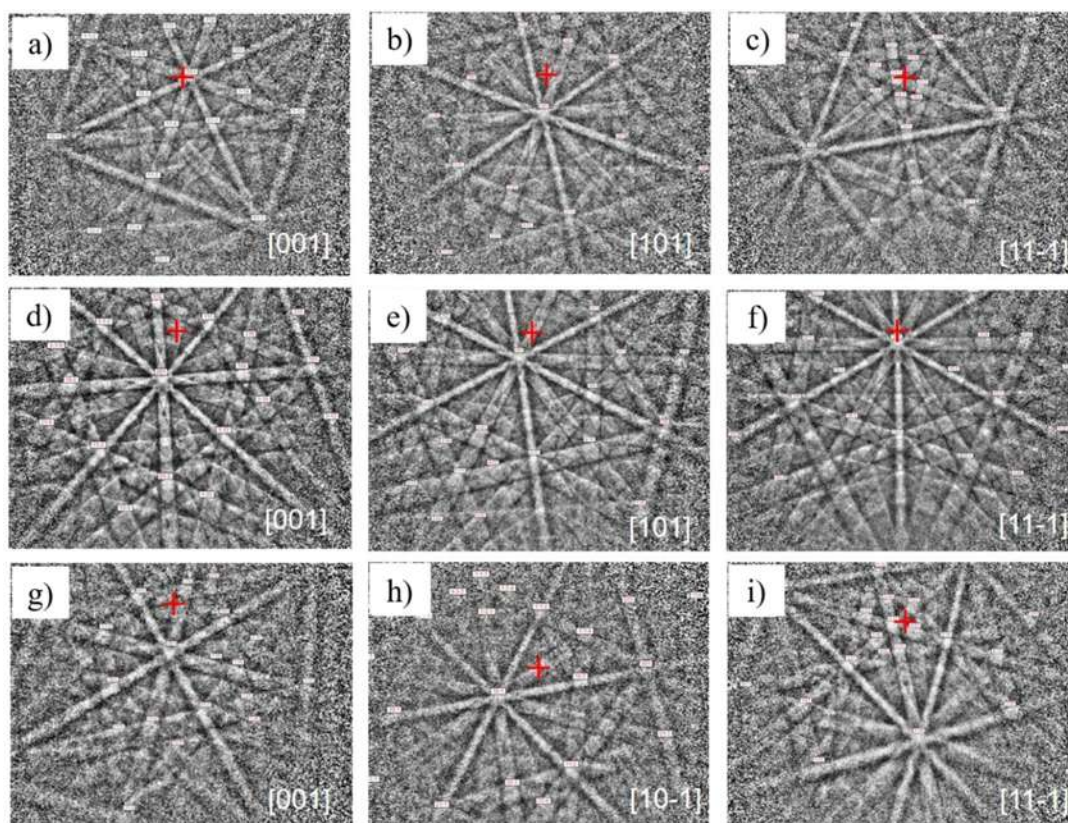


Figura 4.3. Patrones de EBSD de los aceros AL6XN (a-c) y 2205 (d-f) y del metal de soldadura (g-i). Todos los patrones son indexados con el sistema cúbico.

4.2 Cordón de soldadura.

Tipo de transferencia de metal: La transferencia de metal en el GMAW se puede realizar a través de varios métodos, incluyendo por rocío, la globular, la pulsada y el cortocircuito. La manera en que se transfiere puede afectar la forma del cordón de soldadura. En el modo de transferencia por rocío, se forma un cordón de soldadura más extenso y parejo por el alto potencial necesario para lograr este modo de transferencia, [25]. En cambio, en modo de transferencia por cortocircuito, se origina uno más estrecho y con forma de gota. Esto puede apreciarse en la Figura 4.4, que fue capturada en el microscopio óptico (vista transversal de la soldadura disímil AL6XN-2205).

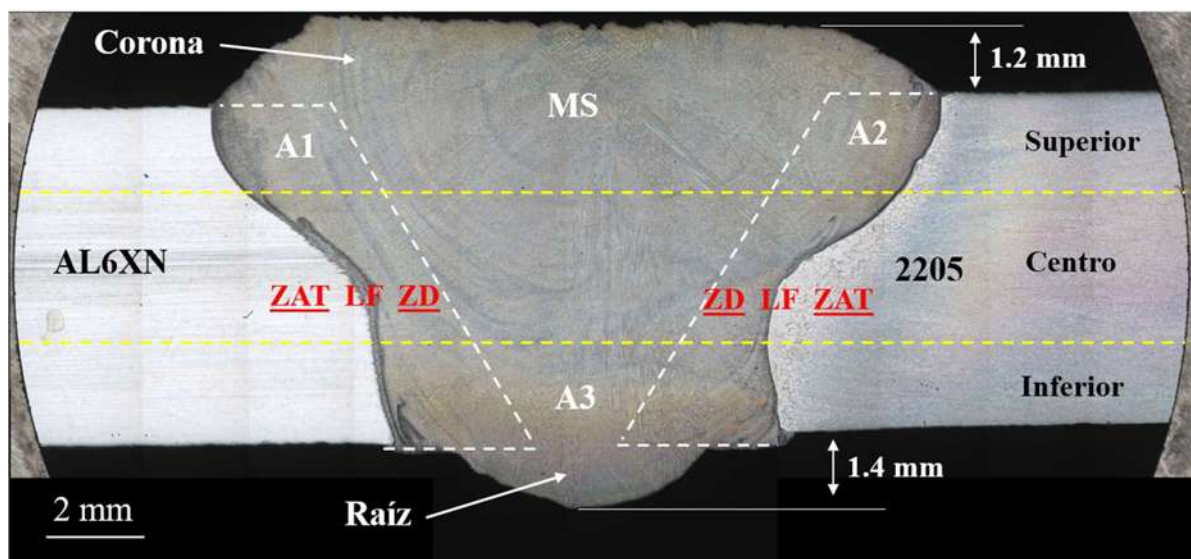


Figura 4.4. Imagen de microscopía de luz de la sección transversal de la soldadura disímil AL6XN-2205. Se indican las áreas de dilución A1, A2 y A3 usadas en el cálculo de porcentaje de dilución y las zonas caracterizadas por MEB y EDS.

En la Figura 4.4 las zonas oscuras que dividen las interfases del MS con los materiales base corresponden a las zonas de transición entre el MB y MS.

Como se puede apreciar en la Figura 4.4, se identificaron tres áreas: A1 para la unión entre el metal de soldadura y el acero AL6XN que presentó el porcentaje de dilución de 12.97%, y A2 para la unión entre el metal de soldadura y el acero 2205 con porcentaje de dilución de 13.75%, y A3 para el cordón de soldadura con un porcentaje de dilución total de 26.72%.

Banovic y col. [51] cuantificaron el porcentaje de dilución en uniones soldadas entre AISI 2205 y AL6XN, y concluyeron que los parámetros de la soldadura tienen una influencia directa sobre el coeficiente de dilución. Específicamente, indicaron que un aumento en la corriente de soldadura lleva a un incremento en el porcentaje de dilución, hallazgo que coincide con las observaciones obtenidas en esta investigación.

4.3 Análisis microestructural de las interfases de la junta soldada disímil.

Las imágenes de MEB de la junta soldada disímil se muestran en las Figuras 4.5 y 4.6, donde se puede ver la microestructura adquirida en los cordones de soldadura y las interfaces en las tres secciones distintas que aparecen en la Figura 4.4. En la ZAT del acero AL6XN no se notó una alteración morfológica tan radical en la forma de los granos como en la ZAT que corresponde al acero AID 2205, donde los granos crecieron significativamente debido a la ferritización ocurrida por la alta temperatura alcanzada en esa zona durante el proceso de soldadura [8].

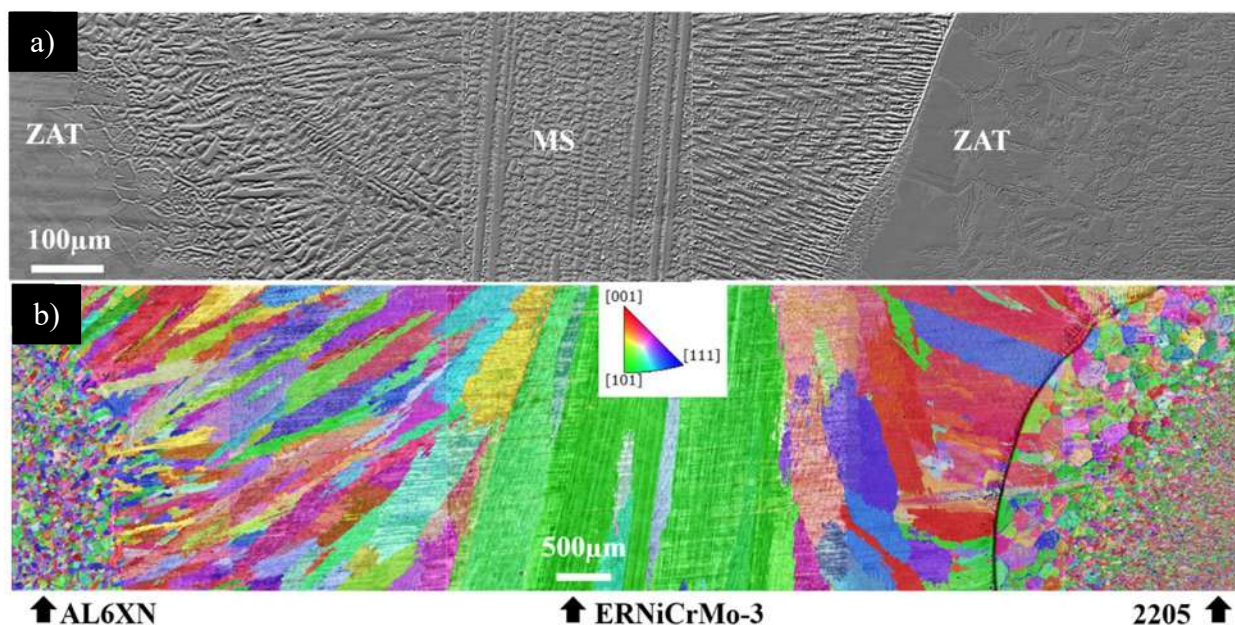


Figura 4.5: a) Imagen de MEB de la junta disímil soldada donde se observa la microestructura obtenida, y b) Mapa de EBSD y la figura de polos inversa de la junta soldada. Nótese las direcciones cristalográficas de la junta.

La ferritización de la ZAT ocurre en los materiales cuando se calientan a temperaturas elevadas durante el proceso de soldadura, debido a la energía proveniente de la fuente de calor; esto provoca que los elementos de aleación se redistribuyan. En esta situación, una fracción de austenita se transforma en ferrita. Esta última experimenta recristalización y crecimiento del grano conforme la ZAT se enfría tras el proceso de soldadura. Cuando la temperatura en la ZAT baja (entre 800 °C y 1050 °C), la austenita se regenera. El proceso de austenización ocurre rápidamente y, por lo tanto, la proporción de ferrita-austenita ya no es cercana al 50-50. Esto último hace que en la zona más cercana a la línea de fusión haya una mayor cantidad de ferrita.

Asimismo, en la Figura 4.5 b) se puede ver el tamaño del grano y las orientaciones cristalográficas de los granos que componen los aceros AID 2205 y AL6XN, así como el cordón de soldadura. Según el triángulo estereográfico de colores, la ZAT y los aceros AL6XN y AID 2205 tienen una dirección de grano aleatoria hasta la línea de fusión. En el cordón de soldadura se observa una discrepancia en la dimensión del grano, pues los granos que van desde el centro del cordón hasta la interfase con el AL6XN son más pequeños que los que se encuentran entre el centro del cordón y la interfase con el AID 2205. La coloración verde de los granos que forman el cordón de soldadura señala que la dirección perpendicular a la superficie del cordón (o sea, la dirección de observación) es paralela a la dirección $\langle 101 \rangle$. Esto es coherente con lo que indica la difracción de rayos-X representada en la Figura 4.2, donde aparece como dirección preferencial del crecimiento de grano $\langle 111 \rangle$.

Se notó en las dos interfaces que las líneas de fusión son sumamente angostas, producto de la diferencia de composición química entre los materiales base y el material de aporte. Para comprender cómo los ciclos térmicos del proceso de soldadura influyen en el tamaño de grano y la microestructura de estas zonas, se compararon los resultados derivados del tamaño de grano en los materiales base con la ZAT de las dos interfases.

El tamaño de grano se midió en las distintas áreas de la soldadura disímil. En la ZAT del AL6XN, se obtuvo un tamaño de grano de $50.33 \pm 16.57 \mu\text{m}$; en el acero AL6XN, a una distancia de 1cm de la interfaz, se determinó que el tamaño de grano era de $47.08 \pm 13.62 \mu\text{m}$. En el acero AID 2205, lejos de la interfaz, el tamaño del grano fue de $7.52 \pm 3.74 \mu\text{m}$ para la ferrita y de $4.73 \pm 1.30 \mu\text{m}$ para la austenita; en la zona afectada térmicamente (ZAT) del mismo material, se midieron tamaños de grano de $117.54 \pm 36.60 \mu\text{m}$ para la ferrita y de $30.95 \pm 12.82 \mu\text{m}$ para la austenita. El cordón de soldadura mostró un tamaño medio de grano de $531 \pm 283 \mu\text{m}$, lo que indica

una gran diversidad en el tamaño del grano a través de las distintas zonas del metal de soldadura. La velocidad de enfriamiento lenta, la composición química de la aleación y la alta contribución térmica son algunos factores que favorecen el aumento del tamaño del grano en la ZAT.

Los elementos de la soldadura disímil, que son Mo (azul), Nb (amarillo), Cr (Rojo), Ni (verde) y Fe (azul turqués), fueron documentados en el mapeo químico elemental por EDS de la Figura 4.6 d). Las concentraciones que midió el análisis por EDS coincidieron con los porcentajes de la Tabla 3.3 para los distintos elementos de la soldadura. Es importante destacar la presencia de Fe en el cordón de soldadura, al igual que la interfaz con el acero AID 2205, la composición química elemental por EDS muestra una variación en cuanto al contenido de Ni y Fe. Además, se observó que la zona parcialmente fundida (ZPF) del AISA AL6XN tenía más contenido de Ni. Esto ocurre porque el níquel presente en el metal de soldadura es muy soluble en la matriz austenítica del AISA AL6XN, lo que permite que el Ni se incorpore con facilidad a la estructura cristalina del material base en el proceso de fusión. Esto es particularmente importante en la ZPF, donde las temperaturas son lo suficientemente elevadas como para posibilitar la difusión del níquel [14].

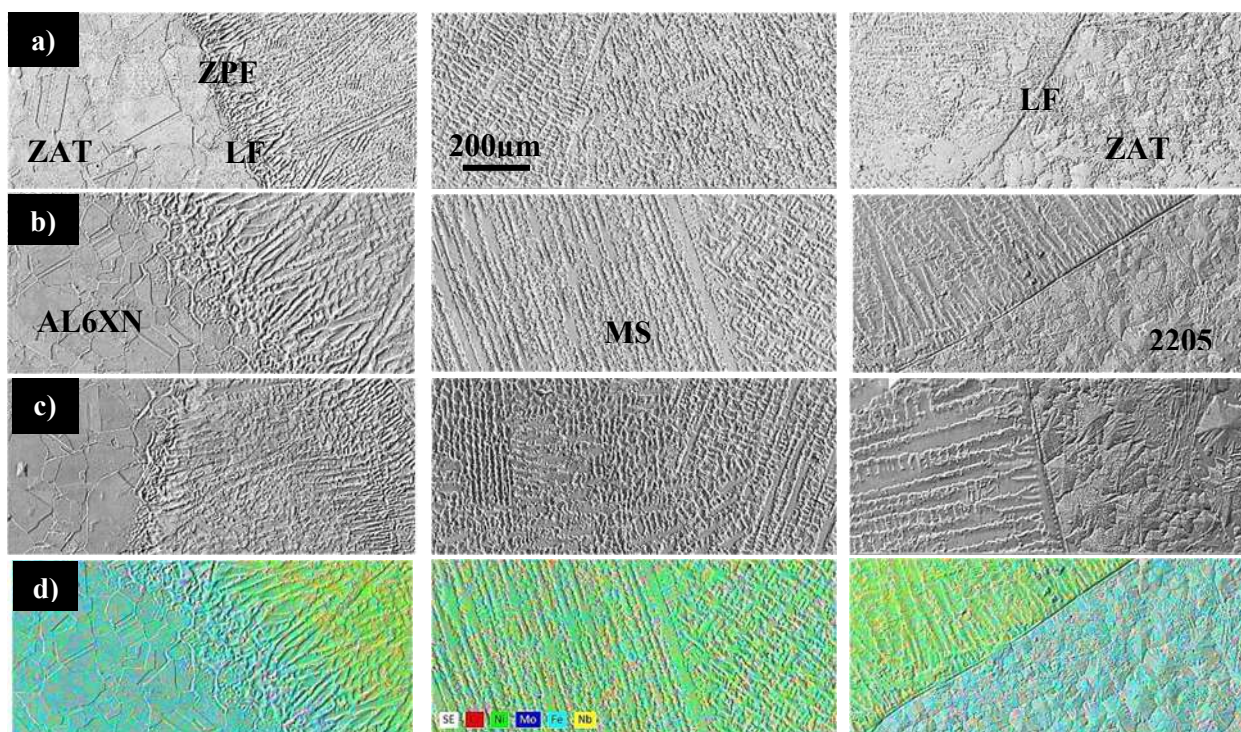


Figura 4.6: Imágenes de MEB presentando detalles de las líneas de fusión de las secciones inferior centro y superior de la soldadura disímil. a) sección superior, b) sección central, c) sección inferior, y d) imágenes de mapeo químico de EDS de la soldadura disímil correspondientes a la sección central.

En la ZAT de la interfase con el acero AID 2205, se observa el mecanismo de transformación de fase en el que una microestructura bifásica $\delta + \gamma$ disuelve la austenita y se convierte mayormente ferrítica al aproximarse a la zona de fusión [13]. El análisis de EDS más visible en la interfase con el AL6XN de la Figura 4.6 d) muestra que la concentración de Fe en el metal de soldadura tiene una reducción significativa como lo indica la Tabla 3.3.

A partir de la variación de contraste se evaluó el comportamiento de la composición elemental en las líneas de fusión, lo que permitió reconocer las regiones denominadas “penínsulas”, asociadas a zonas de microsegregación generadas durante la soldadura. En la figura 4.7 se muestra una de estas penínsulas localizada cerca de la línea de fusión en la interfase con el acero AL6XN. En la Figura 4.7 a) se presenta la microestructura final de dicha interfase observada por microscopía óptica, donde se distingue claramente la morfología de la península y la estructura dendrítica del metal de soldadura. 100µm

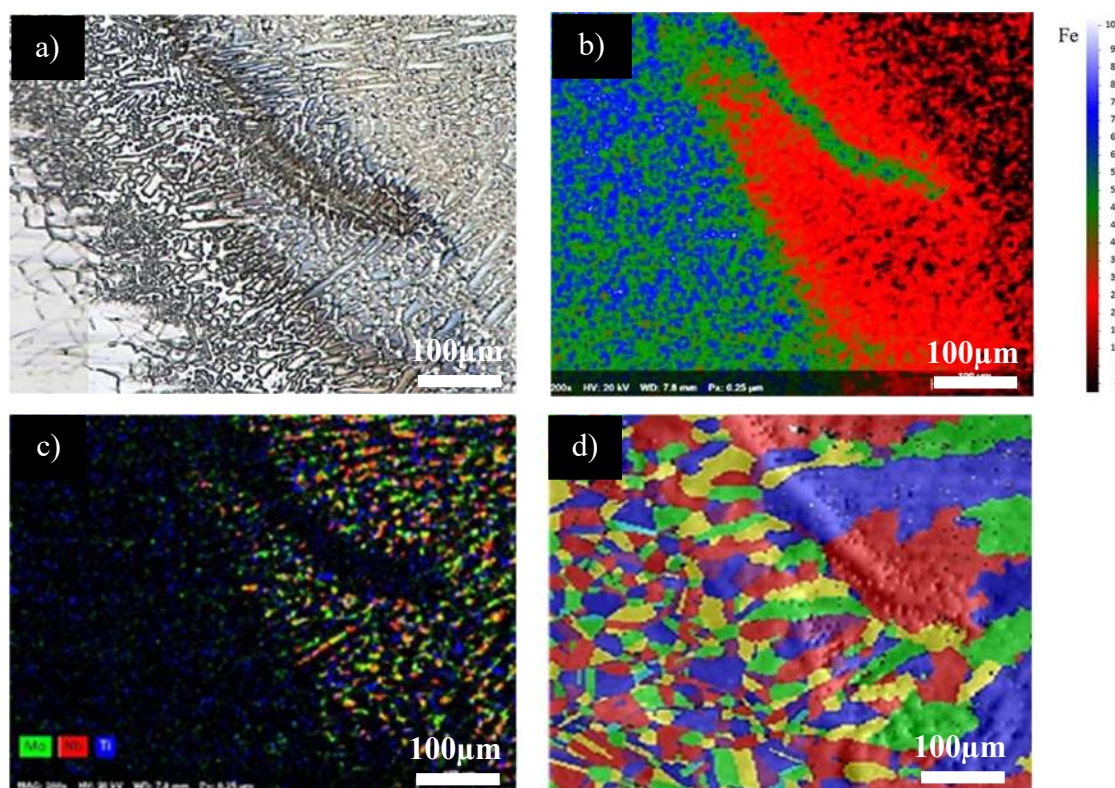


Figura 4.7: a) imagen de microscopía de luz de la zona de microsegregación o península en la interface con el acero AL6XN, b) mapeo químico de EDS del Fe en modo (RGB), c) mapeo químico de EDS de Mo, Nb y Ti, y d) Tamaño de grano por EBSD.

Las Figuras 4.7 a) y c) corresponden a mapeos químicos obtenidos por EDS. En la Figura 4.7 b) se aprecia la distribución del Fe, donde las zonas de menor intensidad (más oscuras) indican una

reducción en su concentración. En la Figura 4.7 c) se evidencia la segregación de Mo (verde), Nb (rojo) y Ti (azul) entre la línea de fusión y la península; no obstante, dentro de la península no se detecta presencia significativa, ya que en esta región no se mezcla el material base y el material de aporte. Finalmente, en la Figura 4.7 d) cerca de la línea de fusión, las condiciones de solidificación están gobernadas por la relación entre el gradiente térmico (G) y la velocidad de solidificación (R). La velocidad de solidificación efectiva normal al frente sólido-líquido puede expresarse como $R = V_s \cos \theta$, donde V_s es la velocidad de avance de la fuente de calor y θ es el ángulo entre el frente de solidificación y la dirección de desplazamiento de la soldadura. Cerca de la línea de fusión, el frente de solidificación es casi paralelo a la trayectoria de la antorcha, por lo que el valor de $\cos \theta$ es menor y, en consecuencia, R se reduce en comparación con el centro del cordón [52].

Por otro lado, el gradiente térmico en esta región es elevado debido a la fuerte extracción de calor hacia el material base, lo que resulta en valores altos de G . Dado que la velocidad de enfriamiento está dada por $T' = G \cdot R$, se obtiene una alta velocidad de enfriamiento aun cuando R no sea máxima. Estas condiciones de alto G y velocidad de solidificación efectiva relativamente menor conducen a valores elevados de la razón G/R , lo que favorece un crecimiento epitaxial estable desde el metal base hacia el metal de soldadura y la formación de granos relativamente finos entre la región de península y línea de fusión [53, 54].

En este sentido, simulaciones de dinámica molecular sobre solidificación en piletas de soldaduras a nanoescala [53], han mostrado que los átomos ordenados del metal base pueden actuar como una plantilla cristalográfica que facilita el crecimiento epitaxial del metal solidificado, sin requerir nucleación heterogénea independiente en la interfase. Este mecanismo es consistente con la continuidad cristalográfica observada experimentalmente en la Figura 4.7 d), donde los granos pequeños crecen epitaxialmente desde la línea de fusión hacia la región de la península.

Hacia el centro del cordón, el gradiente térmico disminuye y el frente de solidificación adopta una orientación más perpendicular a la dirección de avance, aumentando el valor de R . Esto modifica la relación G/R , promoviendo un crecimiento dendrítico-columnar más competitivo y una microestructura con granos de mayor tamaño [55].

Soysal [56] y Yang [57] propusieron distintos mecanismos para explicar la generación de estas regiones de microsegregación, señalando que la variación en la concentración entre los materiales base y el material de aporte constituye uno de los principales factores que favorecen su formación. A partir del mapeo químico elemental del Fe fue posible analizar el comportamiento del ancho de

la línea de fusión, como se presenta en la Figura 4.8, en la cual las tonalidades azules representan mayores concentraciones de hierro, mientras que las zonas rojo-oscuro indican contenidos más bajos de este elemento.

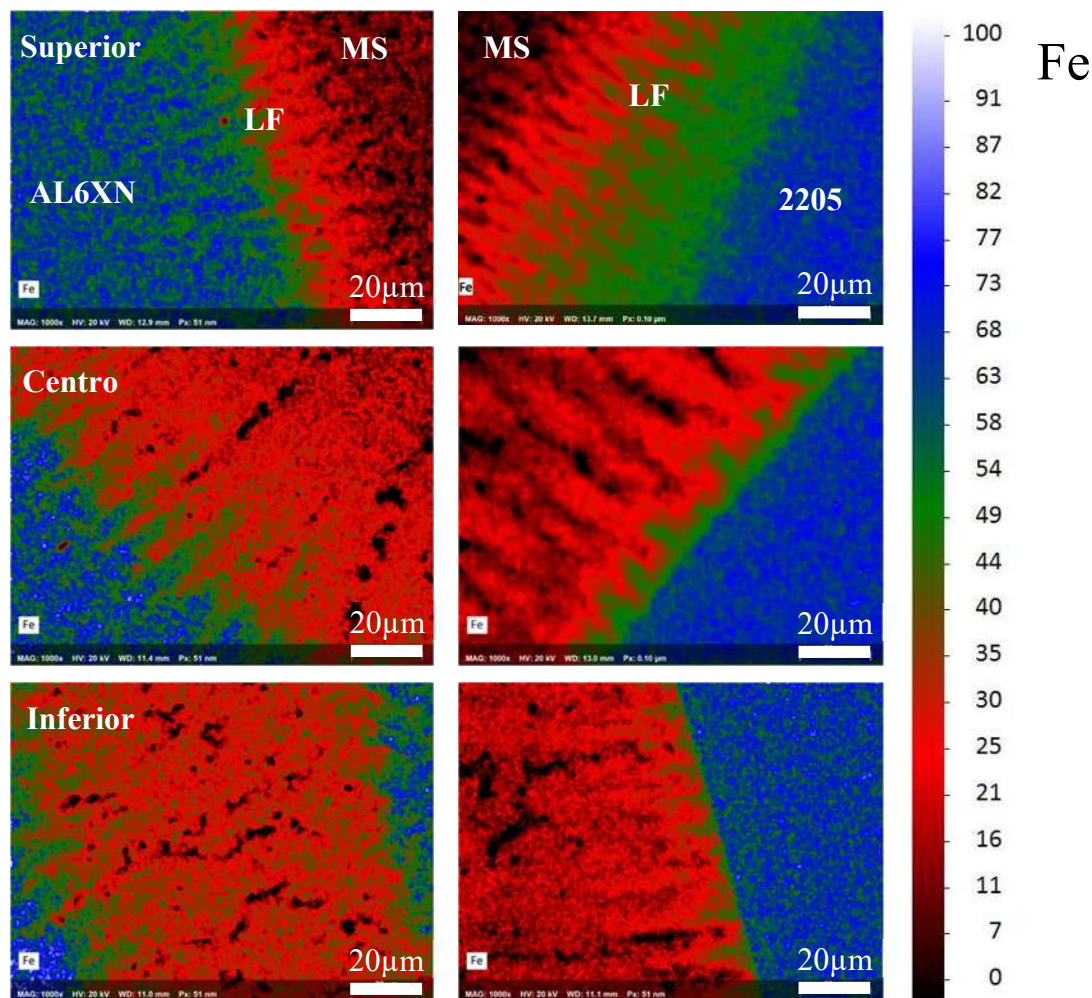


Figura 4.8: Imágenes por MEB con mapeo químico elemental con Fe en modo paleta (RGB) en las tres diferentes secciones de la interfase con el acero AID 2205 y con el acero AL6XN.

En la Figura 4.8 se aprecia que el ancho de la línea de fusión está conformado por regiones en las que predominan los tonos verde y rojo; esta zona puede interpretarse como la región de no mezcla. La formación de dicha zona está asociada principalmente a las diferencias en la composición química entre las aleaciones [2]. En la parte superior, tanto en la interfase con el acero AID 2205 como con el acero AL6XN, la zona de transición entre el MB y el MS presenta un mayor ancho, lo que indica que en esta zona ocurrió una mayor dilución en comparación con la parte inferior. Esto se atribuye a que esta región estuvo más próxima a la fuente de calor (electrodo), lo que favoreció una mayor expansión de la zona de no mezcla. En términos de dilución, las áreas

representadas en color azul muestran que el material base prácticamente no se mezcló con el material de aporte (soldadura), mientras que las zonas negras y rojas evidencian una mayor interacción entre ambos materiales, correspondiendo a regiones con un alto porcentaje de dilución.

4.4 Comportamiento del tamaño y distribución de los precipitados en el MS.

Una de las características relevantes del metal de aporte ERNiCrMo-3 es la generación de precipitados durante la solidificación y el enfriamiento de la soldadura. Estos precipitados se identificaron en las distintas zonas de dilución hasta el centro del cordón de soldadura, debido a que, durante la solidificación, el Nb y el Mo se difundieron y dieron lugar a la formación de fases secundarias y carburos.

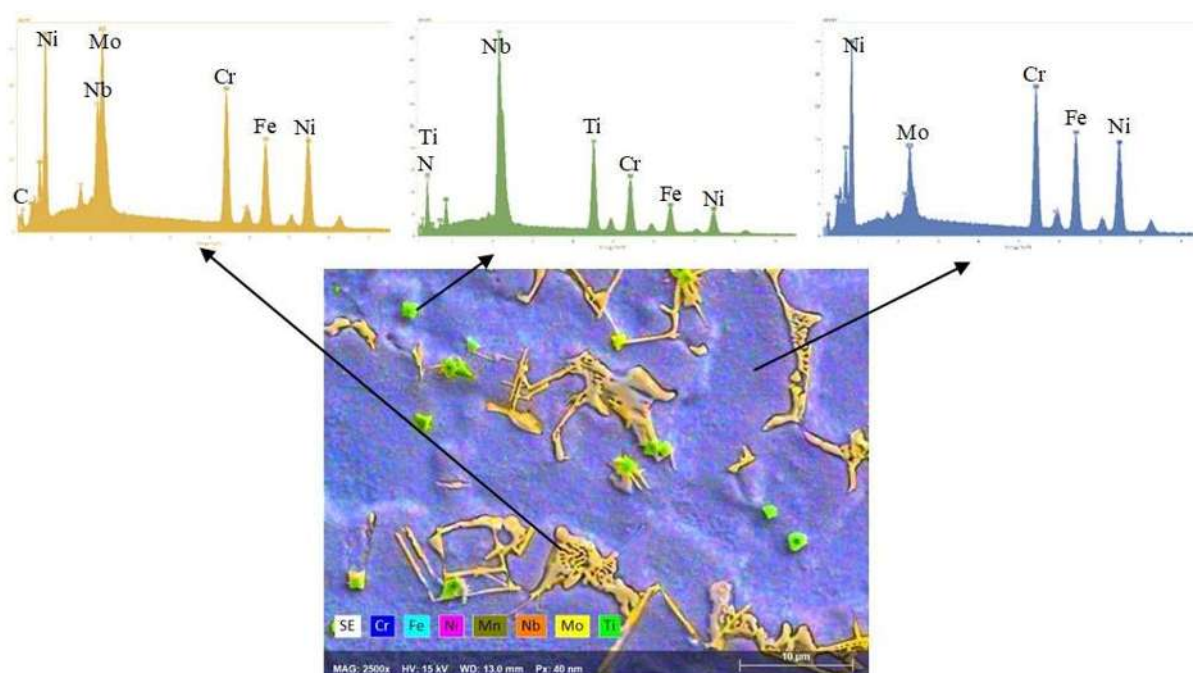


Figura 4.9: Mapeo químico de EDS en el centro del cordón de soldadura. Los carburos ricos en Nb y Mo se presentan en color amarillo, los carburos y/o nitruros ricos en Nb y Ti se presentan en color verde, y la matriz base Ni-Fe en color azul.

La Figura 4.9 muestra el análisis y mapeo químico elemental por EDS de los precipitados detectados en el centro del cordón de soldadura, donde se señala la distribución de la fase amarilla enriquecida en Nb, Mo y Si denominadas fases Laves. Asimismo, en las regiones amarillas se identificó la presencia de precipitados ricos en Nb que exhiben una morfología de hojuela alargada. En el mapeo se aprecia que esta fase en forma de hojuela rica en niobio actúa como sustrato para la nucleación y crecimiento de las fases Laves. Finalmente, en los espectrogramas se observan precipitados complejos ricos en Ti y Nb.

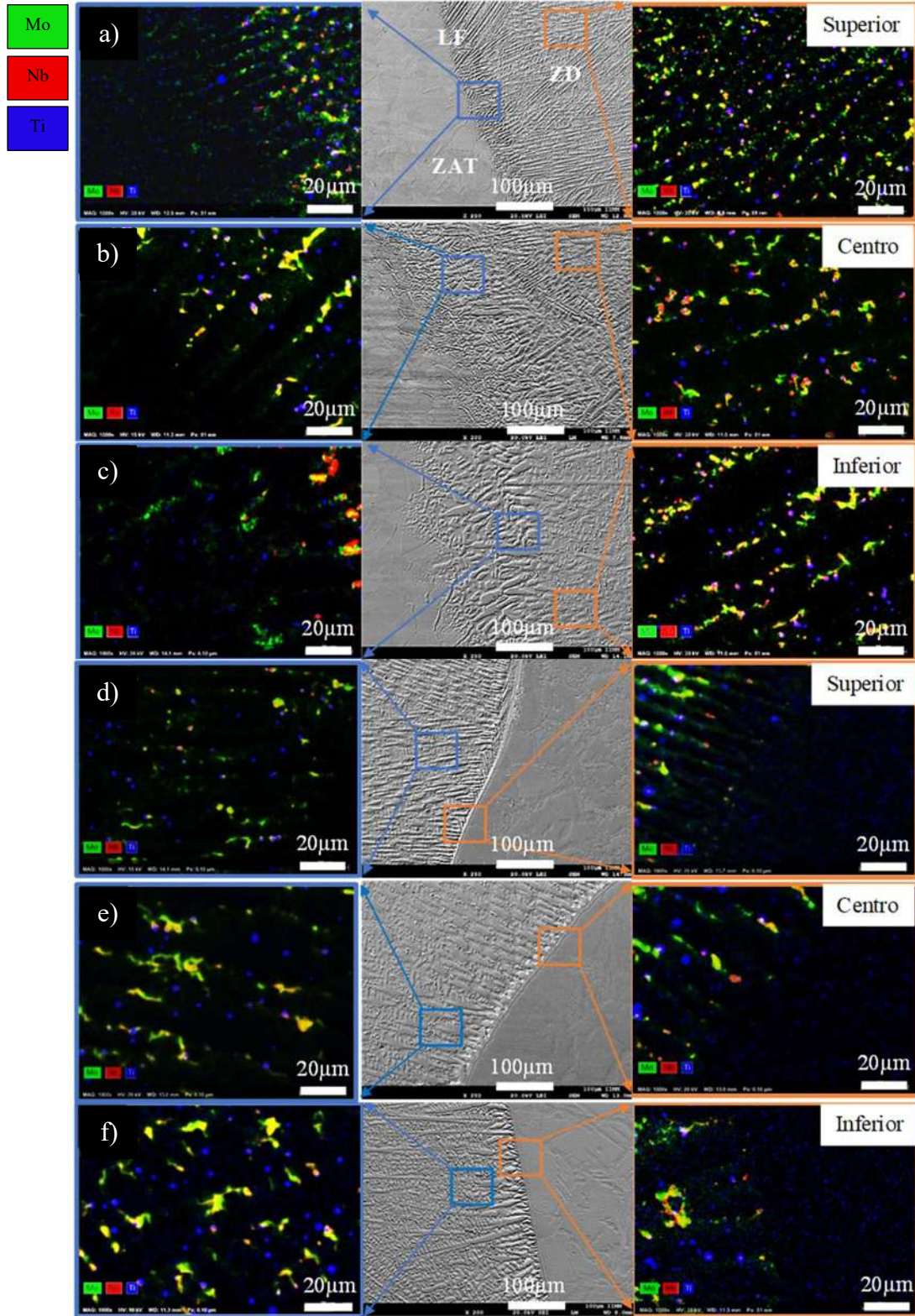


Figura 4.10: a) -c) Precipitados formados por la segregación de Mo, Nb y Ti en la zona de dilución y línea de fusión de la interfase con el acero AL6XN, y d) -f) Precipitados formados por la segregación de Mo, Nb, Ti en la zona de dilución y línea de fusión de la interfase con el acero AID 2205.

A partir de los mapeos químicos por EDS de la Figura 4.10 se evidenció una distribución diferenciada de precipitados ricos en Mo-Nb, Nb y Ti a lo largo del cordón de soldadura y sus zonas de dilución. Estas variaciones en composición y localización se reflejan en los histogramas de tamaño de precipitado presentados en la Figura 4.11 para las regiones superior, central e inferior.

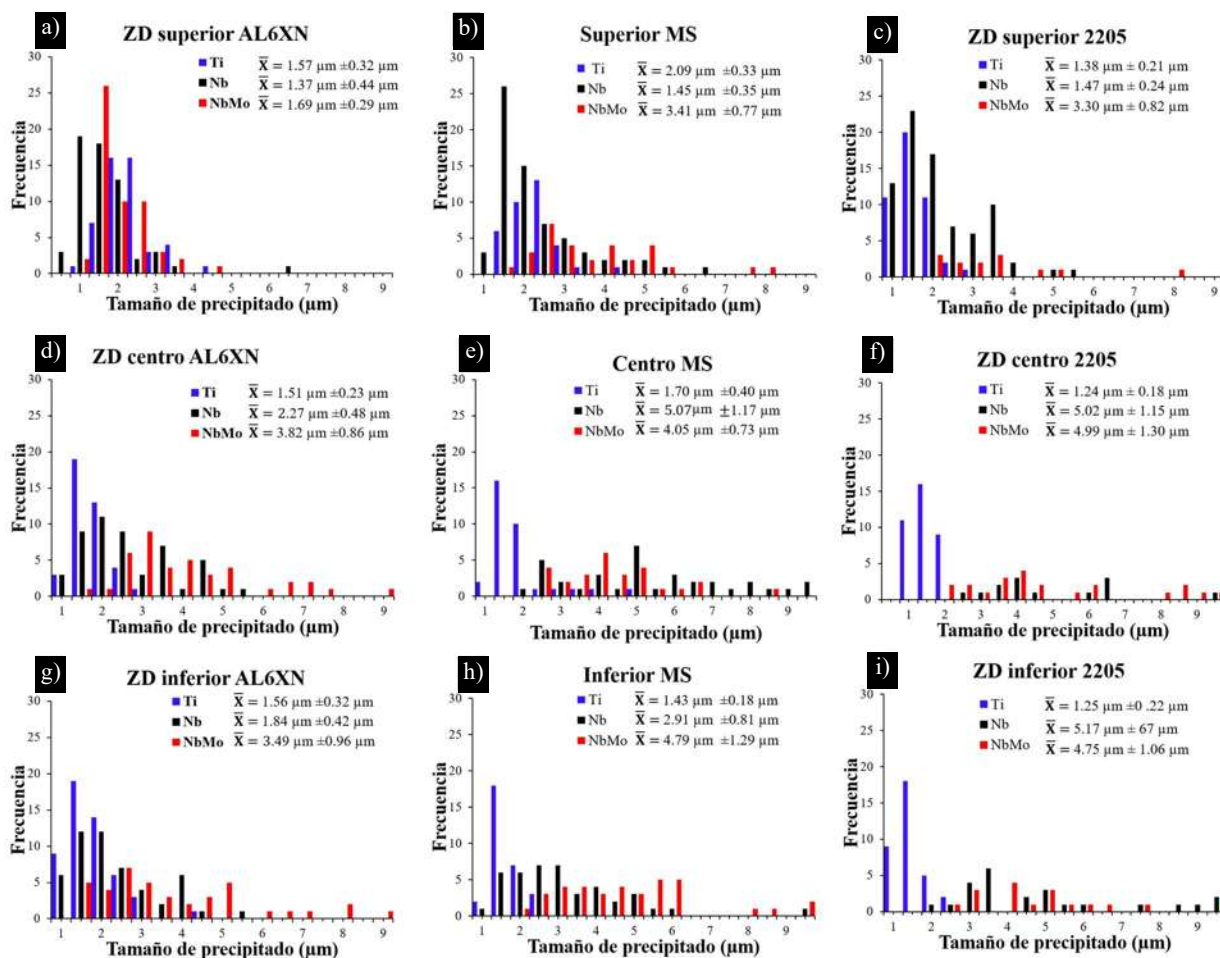


Figura 4.11. Histogramas de tamaño de precipitado en el MS. a)-c) Región superior, d)-f) región centro, y g)-i) región inferior.

En la Figura 4.12 se observa la estructura columnar dendrítica del cordón de soldadura junto con la distribución de los precipitados formados en las zonas superior, central e inferior. Los precipitados ricos en Mo (verde), Nb (rojo) y Ti (azul) se localizan principalmente en las regiones interdendríticas, asociadas al crecimiento dendrítico y reducción de soluto durante la solidificación [15].

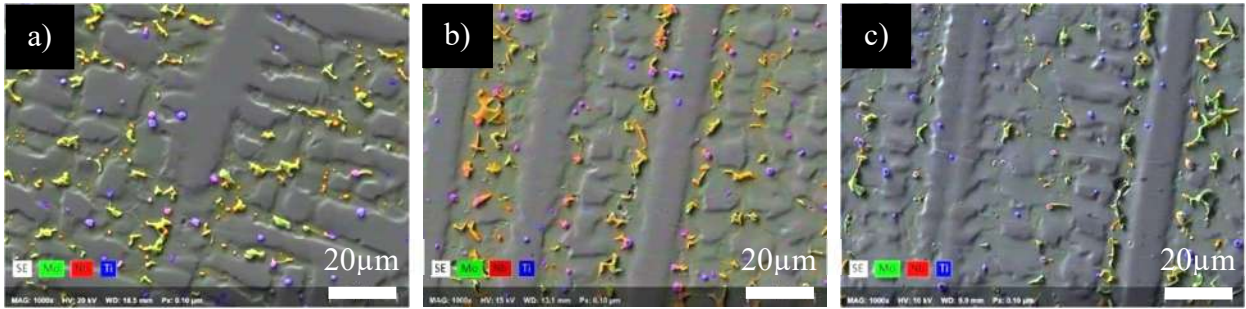


Figura 4.12: Imágenes por MEB y mapeos químicos EDS de los precipitados producidos por la segregación de Mo, Nb y Ti en el cordón de soldadura en las diferentes secciones. a) superior, b) centro, y c) inferior.

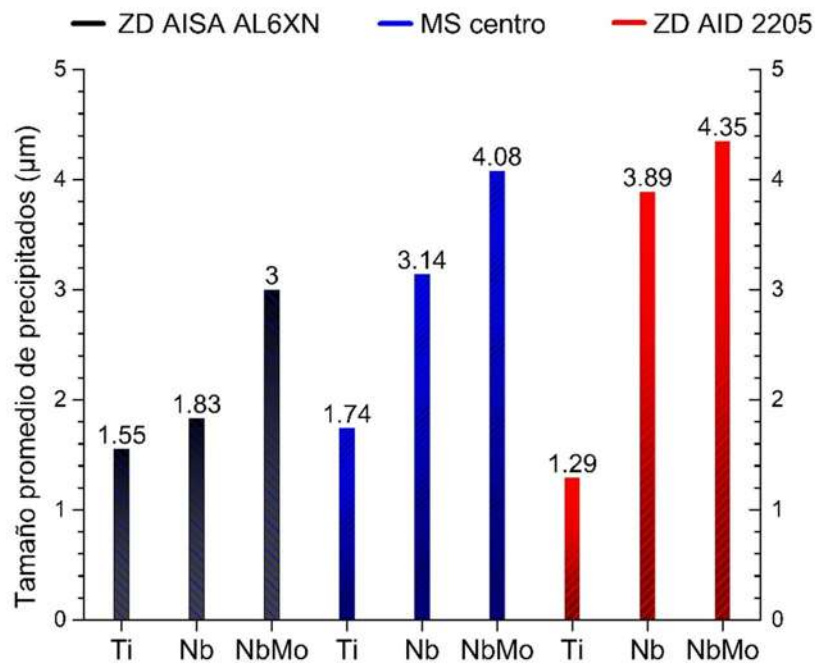


Figura 4.13: Histograma de tamaño promedio de precipitados en las diferentes regiones del cordón de la soldadura considerando los elementos ricos en Ti, Nb y NbMo.

La Figura 4.13 presenta el histograma que resume el comportamiento del tamaño promedio de los precipitados en las diferentes regiones de la junta soldada. En la zona de dilución de la interfase con el acero AL6XN, el tamaño promedio de los precipitados fue de $1.55 \pm 0.03 \mu\text{m}$ para los ricos en Ti, $1.83 \pm 0.45 \mu\text{m}$ para los ricos en Nb y $3.00 \pm 1.15 \mu\text{m}$ para los precipitados ricos en NbMo. En el centro del cordón de soldadura (tamaño promedio de las regiones superior, centro e inferior), los tamaños promedio aumentaron a $1.74 \pm 0.33 \mu\text{m}$ para los precipitados de Ti, $3.14 \pm 1.82 \mu\text{m}$ para los de Nb y $4.08 \pm 0.69 \mu\text{m}$ para los de NbMo. Por otro lado, en la zona de dilución del acero AID 2205 (ZD 2205), se registraron valores promedio de $1.29 \pm 0.08 \mu\text{m}$ para los precipitados de

Ti, $3.89 \pm 2.10 \mu\text{m}$ para los de Nb y $4.35 \pm 0.90 \mu\text{m}$ para los ricos en NbMo. En conjunto, los resultados muestran que los precipitados ricos en NbMo presentaron los mayores tamaños promedio, seguidos por los precipitados ricos en Nb, mientras que los precipitados ricos en Ti fueron los de menor tamaño en todas las regiones analizadas. Esto último está relacionado con la poca disponibilidad del Ti. El Ti por su alta afinidad termodinámica con el C y N, rápida y espontáneamente forma carburos, nitruros y carbonitruros a alta temperatura.

4.4.1 Caracterización y análisis de fases y precipitados en MS.

El metal de aporte ERNiCrMo-3 genera compuestos y precipitados en las regiones interdendríticas durante la solidificación de la soldadura. Además, las variaciones térmicas que ocurren durante el proceso provocaron modificaciones relevantes en la estructura y composición química de las distintas áreas del cordón.

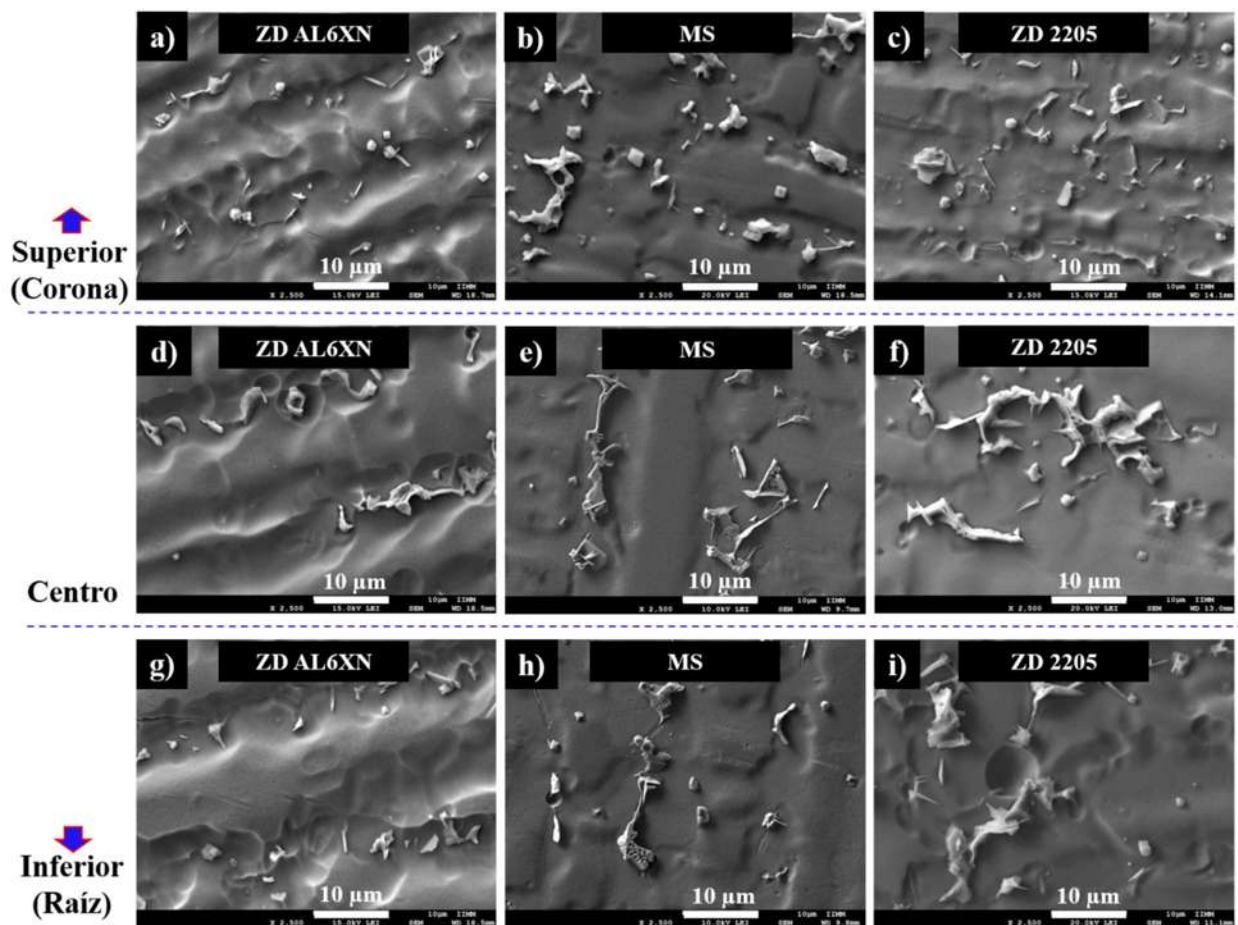


Figura 4.14: Imágenes por MEB, obtenidas mediante electrones secundarios, que muestran los precipitados en distintas regiones del MS: a)–c) Corona, d)–f) centro, y g)–i) raíz.

Los resultados obtenidos en la Figura 4.14 muestran que la morfología y el tamaño promedio de los precipitados varían significativamente según la región del cordón de soldadura. En la corona, los precipitados se presentan más finos, dispersos y de morfología irregular, coherente con los valores promedio más bajos y con el enfriamiento rápido que limita su crecimiento. En contraste, la zona central concentra los precipitados de mayor tamaño promedio, especialmente en las fases ricas en Nb y NbMo, con morfologías más voluminosas y tendencia a la coalescencia, lo que refleja un régimen térmico intermedio que favorece tanto la nucleación como el crecimiento sostenido. Finalmente, en la raíz se observa una mayor densidad de precipitados, con tamaños intermedios y morfología heterogénea, resultado de una solidificación más lenta que promueve la segregación, pero no alcanza los valores máximos de tamaño observados en el centro. En conjunto, estos hallazgos confirman que la formación y evolución de los compuestos está directamente condicionada por los gradientes térmicos de la soldadura, siendo la región central la más crítica en términos de crecimiento y morfología de los precipitados, con implicaciones directas en la heterogeneidad microestructural y en las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión del material soldado [11, 58].

4.4.2 Análisis por EDS de los precipitados en el MS.

El mapeo elemental obtenido por EDS (Figura 4.15) evidencia diferencias composicionales bien definidas entre los precipitados localizados en el metal de soldadura. Las señales correspondientes a Nb y Mo se concentran predominantemente en precipitados de morfología alargada e irregular, lo que permite identificarlos como fases enriquecidas en Nb-Mo. En estructuras elongadas con forma discoidal se aprecia un aumento en el contenido de Nb. Asimismo, ciertos precipitados presentan una señal elevada de Ti, sin coincidencia notable con Nb o Mo, lo que sugiere la presencia de carburos ricos en titanio, como TiC. La imagen mostrada en la Figura 4.15 l) confirma esta distribución elemental diferenciada. En contraste, elementos como Fe, Cr, Si y Ni exhiben una distribución más uniforme en la matriz, sin mostrar una afinidad marcada hacia la formación de precipitados en esta zona.

En la micrografía por MEB correspondiente a la Figura 4.15 a) se indican los tres puntos donde se realizaron análisis puntuales por EDS en los precipitados. Estos análisis proporcionan información complementaria acerca de la composición química elemental de las distintas fases presentes en el MS. La Tabla 4.1 reúne los valores de composición química en porcentaje en peso del electrodo y

los compara con los resultados obtenidos mediante EDS puntual en las fases analizadas. A partir de estos datos se estableció la clasificación composicional y se llevó a cabo el estudio de la distribución de tamaño para los tres tipos de precipitados identificados.

Tabla 4.1: Análisis puntual en peso del electrodo y de las regiones indicadas en la Figura 4.15 a).

Elementos (% peso)	N	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
ERNiCrMo-3	-	0.52	35.56	15.40	26.40	3.36	3.45
EDS 1	-	-	16.51	13.81	34.65	16.88	18.15
EDS 2	-	1.24	31.38	12.22	14.52	30.00	10.63
EDS 3	2.39	20.70	16.61	12.88	21.08	21.54	4.80

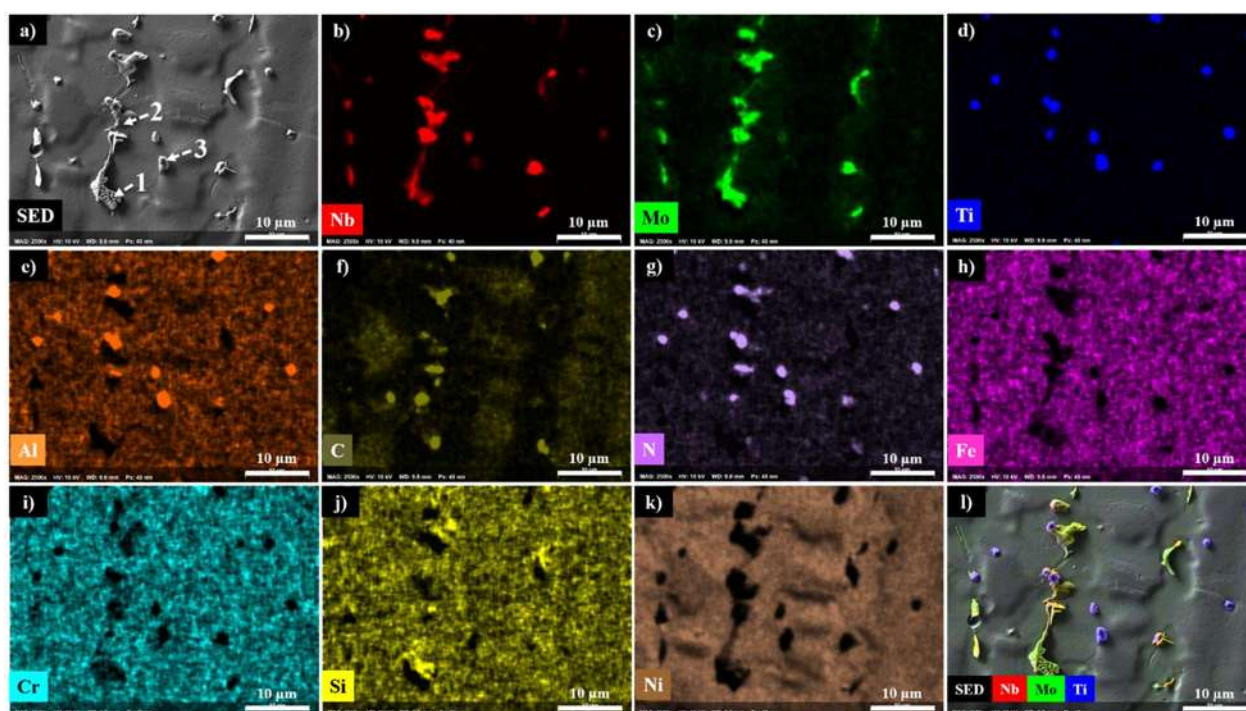


Figura 4.15. Mapeos químicos de EDS del MS correspondiente a la Figura 4.14 h. a) Imagen por MEB de electrones secundarios donde se indican los puntos de análisis con EDS (1–3), b) –k)) mapas individuales de elementos, y l) Mapeo combinado de Nb (rojo), Mo (verde) y Ti (azul).

La Figura 4.16 presenta la morfología junto con los mapeos químicos elementales obtenidos por EDS en las zonas interdendríticas ubicadas en el centro del metal de soldadura. En estas regiones

se aprecia que la segregación elemental favorece la formación de fases y precipitados predominantemente enriquecidos en Nb, Mo y Ti.

En la Tabla 4.2 se reportan los valores de concentración en % pesos determinados por EDS a partir de los cuatro análisis puntuales señalados en la Figura 4.16. Con fines comparativos, se incluyó además un análisis puntual en la región interdendrítica, utilizado como referencia frente a los otros tres puntos evaluados. Por ejemplo, el punto identificado como No. 2 en la Figura 4.16 b) muestra un claro enriquecimiento en Nb, mientras que el punto No. 4 en la Figura 4.16 d) exhibe un aumento tanto en Nb como en Mo. La existencia de la fase Laves con estequiometría AB_2 implicaría que A y B corresponden a Nb y Mo, respectivamente. Las Figuras 4.16 y 4.17 muestran a detalle la variedad de morfologías de los precipitados que se presentaron en el metal de soldadura.

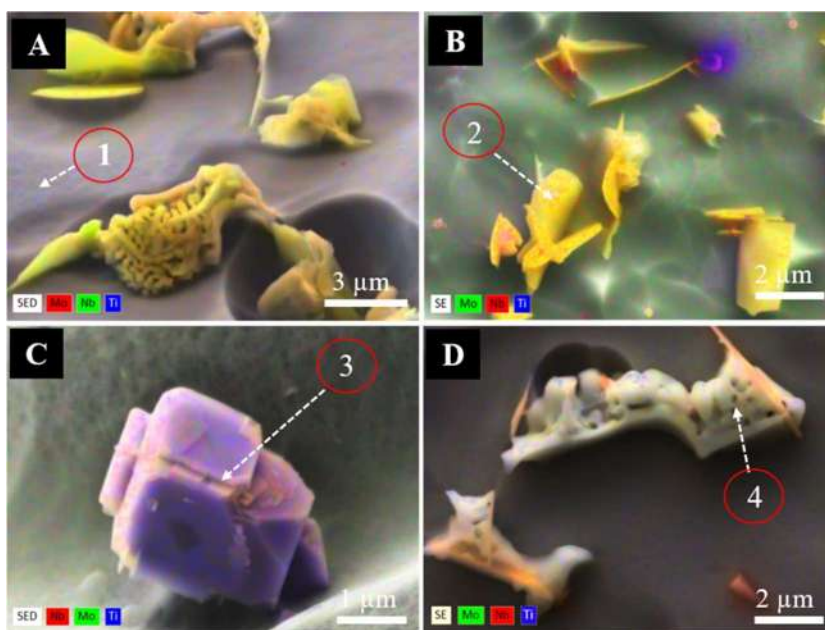


Figura 4.16: Mapeo elemental de EDS de Mo (verde), Nb (rojo) y Ti (azul) en los precipitados observados en las regiones interdendríticas del MS.

Tabla 4.2: Composición elemental en % peso del análisis puntual por EDS realizado en las regiones señaladas en la Fig. 4.16 a)-d).

Elementos (% peso)	N	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
EDS 1 (Fig. 5a)	-	0.17	22.78	26.21	43.09	1.65	6.09
EDS 2 (Fig. 5b)	4.40	1.93	22.10	14.59	22.83	25.36	8.80
EDS 3 (Fig. 5c)	-	55.04	8.43	2.98	4.03	27.93	1.59
EDS 4 (Fig. 5d)	-	-	19.65	15.46	30.47	16.64	17.78

Estos hallazgos difieren de lo reportado por Chiwon Kim y colaboradores [59], quienes identificaron una fase Laves con estequiometría tipo AB_2 , concretamente $(Cr,Fe,Ni)_2(Nb,Mo,Si)$. En dicha estructura, los átomos A (Nb, Mo, Si), de mayor tamaño atómico, conforman una red con arreglo tipo diamante, mientras que los átomos B (Cr, Fe, Ni) se disponen formando tetraedros alrededor de los sitios A.

La Tabla 4.3 muestra la composición química correspondiente a las regiones indicadas en la Figura 4.17. Los puntos 1 y 2 presentan valores característicos de la matriz. En cambio, los sitios 3 y 4 (Figura 4.17 b-c) evidencian un aumento significativo en el contenido de Nb y Mo. Aunque ambas fases exhiben morfologías diferentes, la variación principal entre ellas está asociada a la concentración de Nb. En particular, la Figura 4.17 c) (sitio 3) revela que la región con morfología tipo plaqueta (zona en color naranja) alcanza una concentración notablemente mayor de Nb (38.28 %) y N (3.60 %) respecto al sitio 4, donde el Nb es de 23.91 % y no se detecta nitrógeno. Estos datos indican que las morfologías en forma de plaqueta o disco corresponden a fases enriquecidas simultáneamente en Nb y N. Cabe destacar que el nitrógeno no se reporta en las demás regiones debido a que no fue detectado, lo que subraya el carácter composicional distintivo de esta fase.

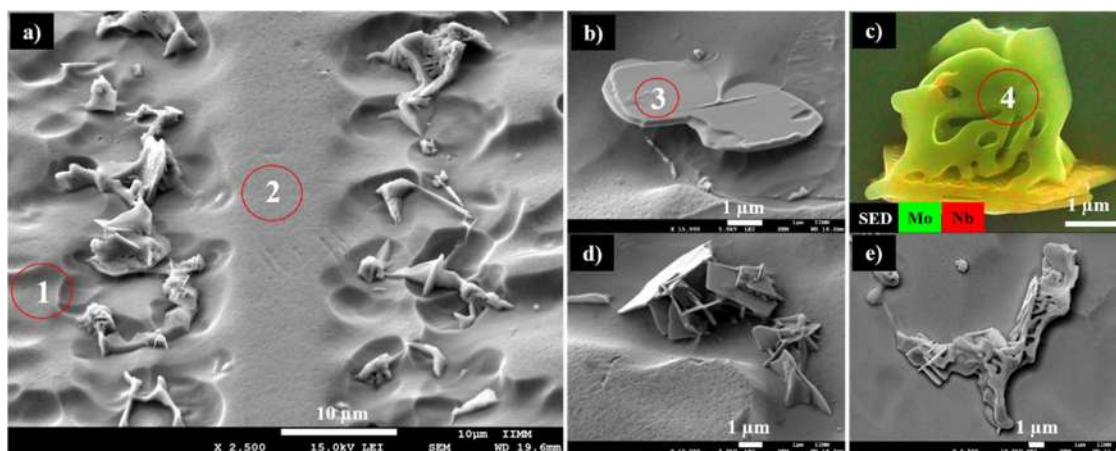


Figura 4.17: Morfologías de precipitados en el centro del MS. a) Región dendrítica e interdendrítica, b)-d) precipitados ricos en Nb, y c)-e) coexistencia de fases Laves y nitruros.

Tabla 4.3: Análisis puntual por EDS de las diferentes regiones señaladas en la Fig. 4.17 a)-c).

Elementos (% peso)	N	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
EDS 1 (Fig. 6a)	-	0.14	21.47	23.47	41.60	4.36	8.97
EDS 2 (Fig. 6a)	-	0.03	22.53	26.68	41.21	1.88	7.68
EDS 3 (Fig. 6b)	3.60	0.81	22.31	9.33	11.64	38.28	14.03
EDS 4 (Fig. 6c)	-	0.08	15.68	12.52	26.65	23.91	15.68

Los resultados obtenidos por EDS indican que la fase Laves presente podría corresponder a una estructura hexagonal tipo AB_2 , derivada de una fase Laves cúbica (C15) enriquecida en Nb, como la mostrada en la Figura 4.17 c). En dicha imagen se aprecia, de manera aparente, que las fases Laves ricas en Nb-Mo se desarrollan a partir de la fase con morfología discoidal caracterizada por su alto contenido de Nb.

4.4.3 *Análisis por EBSD de los precipitados en el MS.*

La Figura 4.18 presenta la distribución espacial de las fases indexadas. En ella se distinguen cuatro fases; la matriz austenítica, TiC, $(Cr,Nb)_2N$ y la fase Laves.

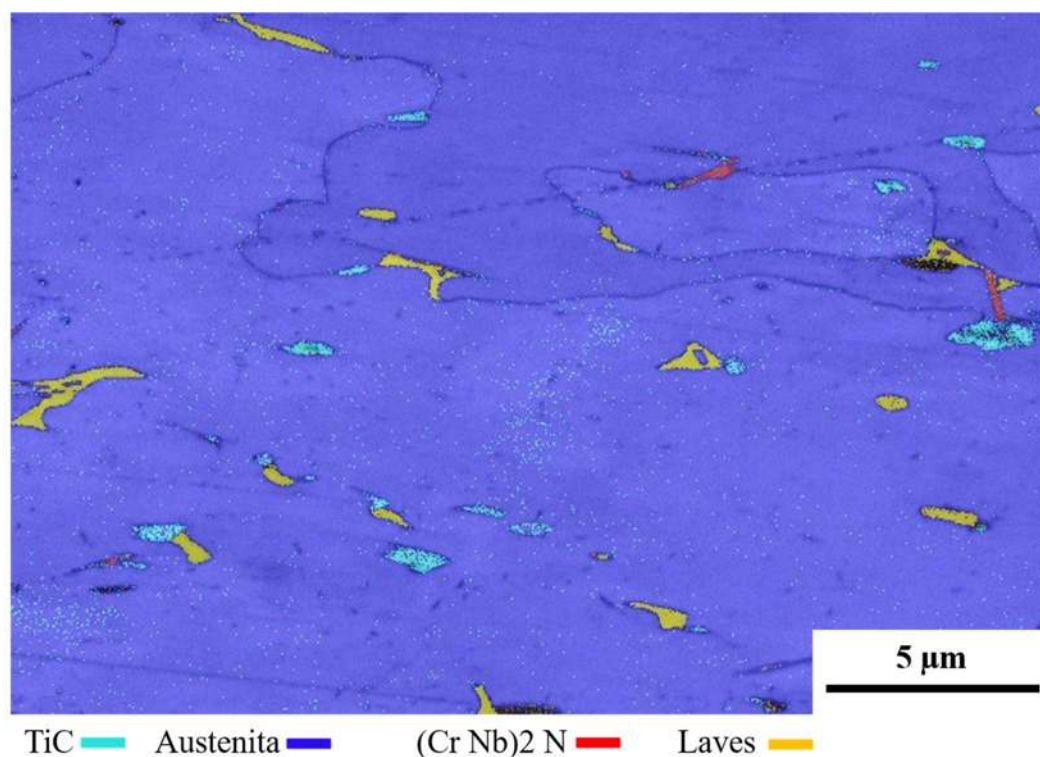


Figura 4.18. Mapa de fases en el MS obtenido por EBSD.

En aleaciones como Inconel 625, las fases Laves descritas en la literatura exhiben una estructura hexagonal con parámetros de red $a = 0.47$ nm y $c = 0.77$ nm, perteneciente al grupo espacial $P6_3/mmc$. La tarjeta cristalográfica que mostró concordancia con la indexación de los patrones de difracción obtenidos por EBSD corresponde a $MgNi_2$.

Para el análisis del nitruro se tomó como referencia el análisis puntual EDS No. 3 de la Figura 4.17 b), el cual arrojó la siguiente composición (% peso): Nb (38.28), Cr (22.31), Mo (14.03), Ni

(11.64) y N (3.60). Esta proporción elemental es consistente con la formación de un nitruro metálico complejo del tipo M_2N , donde el sitio metálico (M) estaría constituido principalmente por Nb y Cr, con contribuciones de Mo y Ni, y posible incorporación de Fe y Ti en la red cristalina.

La detección de nitrógeno permite descartar que se trate de una fase Laves convencional, ya que este tipo de fases no incorpora N en su estructura. En consecuencia, se plantea que la fase identificada corresponde a un nitruro intermetálico multicomponente, estructuralmente afín a compuestos como Nb_2N o Cr_2N , en los que sustituciones atómicas contribuyen a su estabilización bajo condiciones de solidificación fuera de equilibrio.

Cabe señalar que los nitruros del tipo $(Cr,Nb)_2N$ pueden presentarse como fases cúbicas o pseudocúbicas metaestables cuando se desarrollan bajo solidificación rápida o en recubrimientos delgados. En procesos de soldadura es frecuente la aparición de variantes desordenadas de estos nitruros, cuya indexación resulta más compleja debido a la segregación en regiones interdendríticas bajo condiciones de no equilibrio, favoreciendo la formación de esta fase metaestable [60].

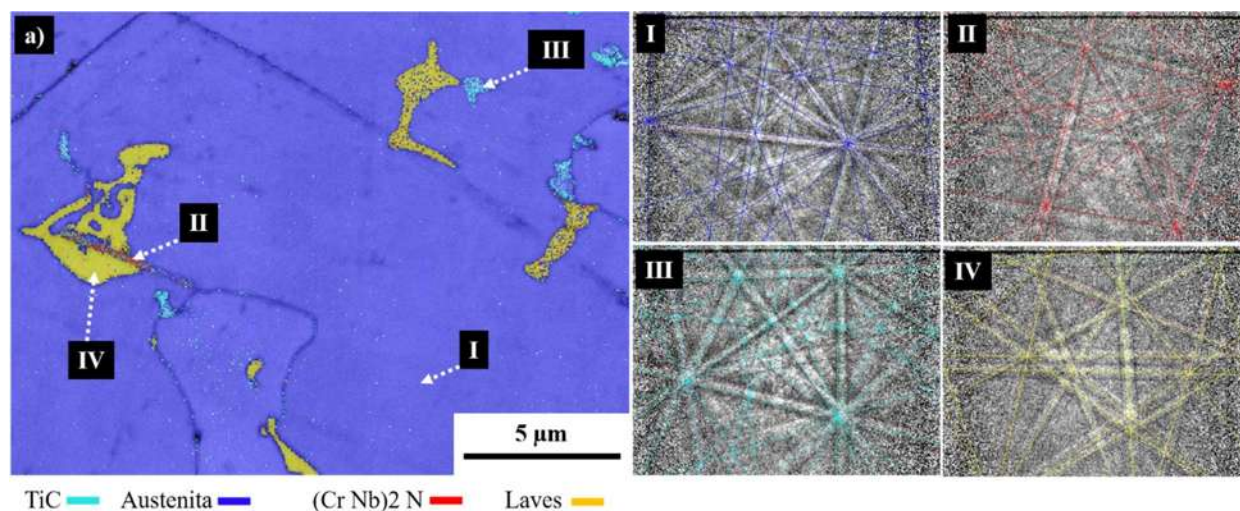


Figura 4.19. Mapa de fases obtenida por EBSD a) y los correspondientes patrones de Kikuchi. I) Austenita. II) Fase $(Cr, Nb)_2N$. III) TiC. IV) Fase Lave rica en Nb-Mo.

Las Figuras 4.19 y 4.20 muestran otras zonas del MS analizadas mediante EBSD, incluyendo mapas de fase y sus respectivos patrones de Kikuchi. El mapa de fases refleja el comportamiento de estas en función de la presencia de elementos formadores de nitruros. En los patrones de Kikuchi identificados con las etiquetas I–IV, el color de las líneas corresponde al asignado a cada fase indexada. Dichas líneas permiten visualizar el grado de coincidencia y el error entre el patrón experimental y el patrón simulado. En algunos casos, las líneas no se encuentran centradas sobre

las bandas de Kikuchi, lo cual puede atribuirse a una falta de refinamiento (calibración) o a posibles distorsiones en la red cristalina.

El Cr y el Nb, debido a su elevada afinidad por el nitrógeno, promueven la formación de nitruros. La presencia de N puede derivar tanto del material base como del gas de protección empleado durante la soldadura (95 % Ar, 3 % N₂ y 2 % O₂).

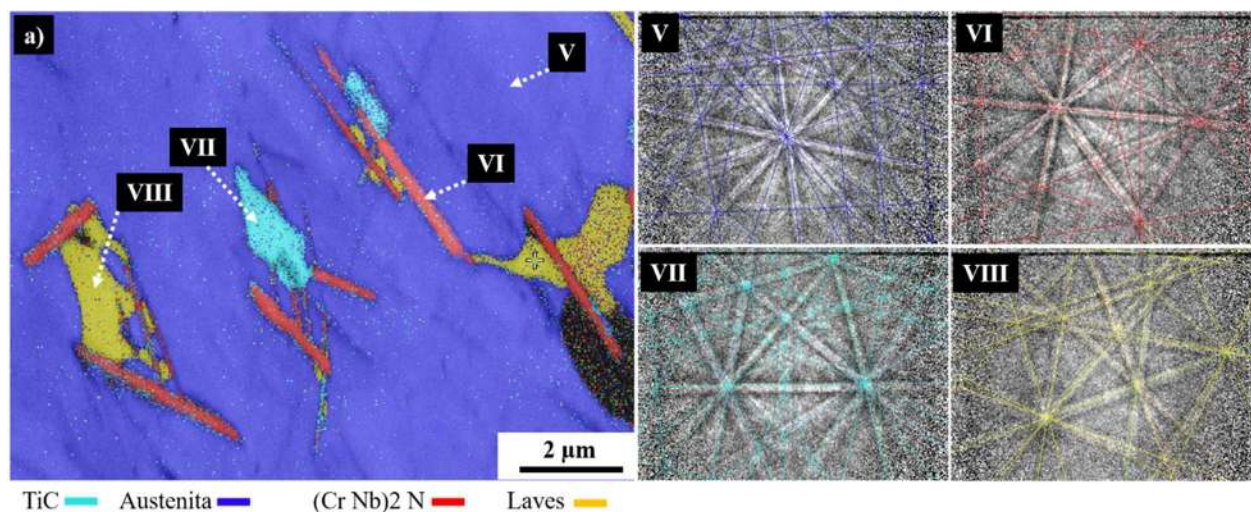


Figura 4.20. Mapa de fases obtenida por EBSD a) y los correspondientes patrones de Kikuchi. I) Matriz austenítica. II) Precipitado (Cr Nb)₂ N rico en Nb. III) TiC. IV) Fases Laves ricas en Nb-Mo.

En las Figuras (4.19 y 4.20) se aprecia que tanto las fases Laves como los nitruros precipitan preferentemente en los bordes de grano dendríticos. En otras zonas, ambas fases coexisten en regiones interdendríticas como consecuencia de la segregación y acumulación local de Nb. Considerando que las fases enriquecidas en Nb y Mo demandan elevadas concentraciones de Nb para su formación, su compatibilidad termodinámica favorece que se desarrollen bajo condiciones similares [60]. Asimismo, la nucleación de una de estas fases puede actuar como sitio preferencial para la formación de la otra en áreas segregadas. Esto se observa con mayor claridad en la Figura 4.17 c) en comparación con la Figura 4.20 a), donde la superficie de los nitruros parece haber funcionado como sustrato para la posterior nucleación y crecimiento de la fase Laves.

4.4.4 Precipitación nanométrica en las interfases.

En las imágenes de la Figura 4.21 se identifican precipitados de escala nanométrica en la zona próxima a la línea de fusión, tanto del lado del acero AL6XN como del acero 2205. El análisis puntual por EDS (Figura 4.21 e) y f) reveló que estos precipitados presentan un enriquecimiento

en Nb y Mo, lo que sugiere la posible presencia de fases Laves y nitruros en tamaño nanométrico. Esta composición indica una segregación localizada de dichos elementos, asociada al ciclo térmico impuesto durante el proceso de soldadura.

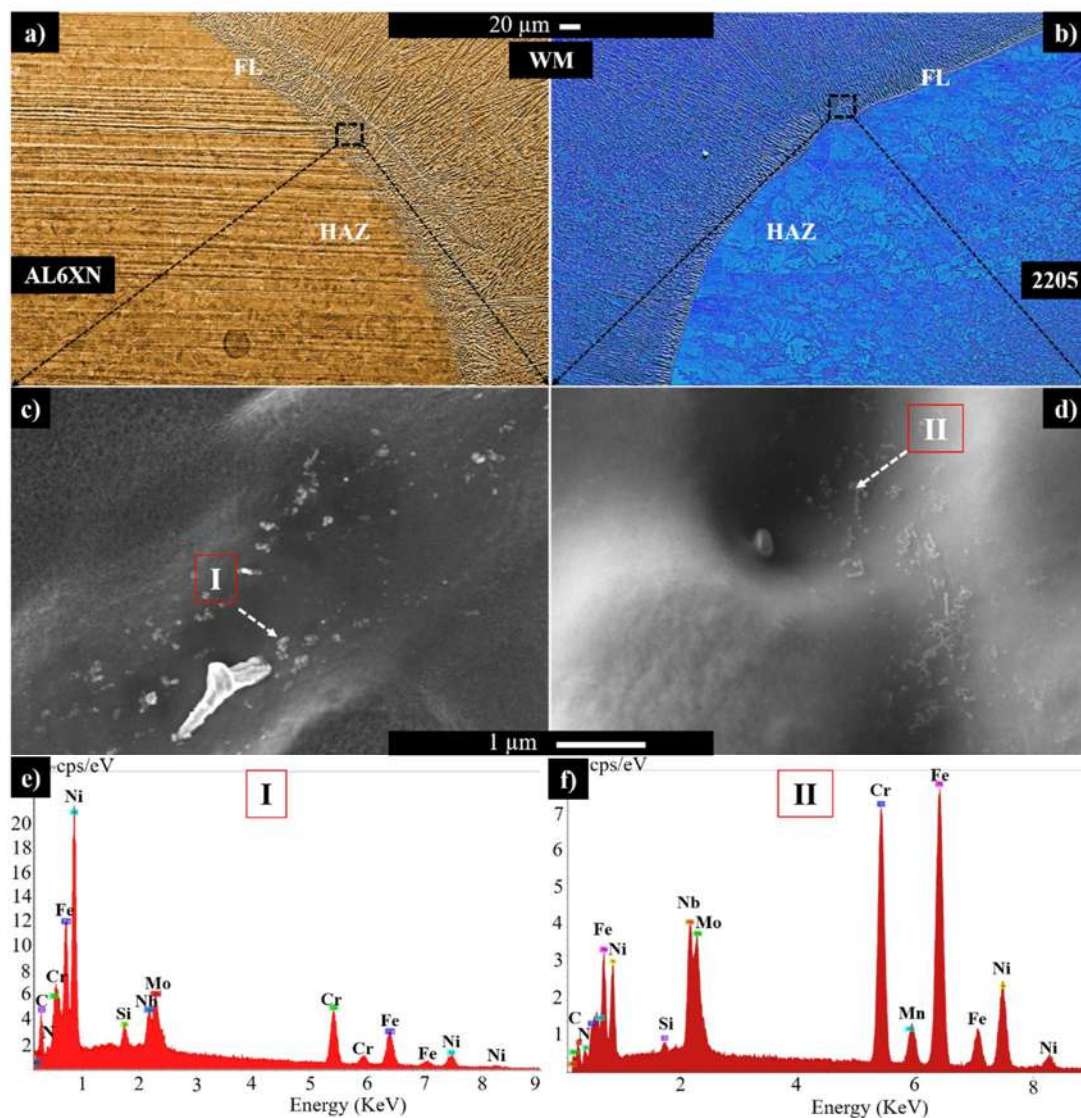


Figura 4.21. a)–b) Imágenes SEM de las interfases AL6XN/MS y MS/2205 cerca de la línea de fusión, c)–d) imágenes de MEB de electrones secundarios indicando los sitios de análisis I y II, y e)–f) espectros puntuales de EDS de los sitios I y II indicando que los precipitados contienen Nb y Mo.

El tamaño nanométrico y la distribución dispersa de los precipitados se asocian con las elevadas velocidades de enfriamiento y los marcados gradientes térmicos que se generan en las proximidades de la línea de fusión. Estas condiciones restringen el crecimiento y la coalescencia

de las fases, promoviendo la formación de precipitados finos. Este comportamiento es típico de regiones sometidas a transiciones térmicas rápidas en soldaduras disímiles [61].

4.4.5 Precipitación nanométrica en la zona ZAT del acero 2205.

La Figura 4.22 a) muestra la zona afectada termicamente de alta temperatura (ZATAT) más próxima a la línea de fusión, la cual se presenta con mayor magnificación en la Figura 4.22 I). En esta área se identificó la formación de austenita secundaria de tamaño nanométrico dentro de los granos ferríticos. Su morfología y dimensiones variaron desde formas globulares hasta configuraciones más delgadas y alargadas. En la figura 4.22II se aprecia con mayor detalle la morfología elongada de esta fase.

A una distancia de 6 mm de la línea de fusión (Figura 4.22 c) región IV) se observó una reducción en el tamaño de la fase alargada, lo que indica que, a esa separación, el efecto térmico en las regiones intragranulares fue considerablemente menor en comparación con las zonas más cercanas a la línea de fusión.

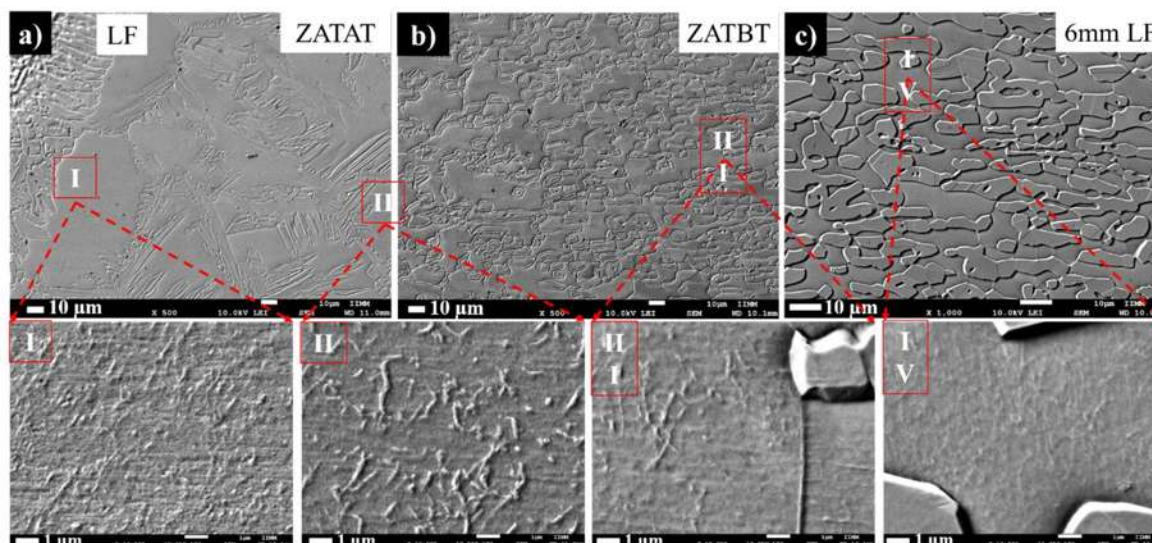


Figura 4.22. Imágenes de MEB de electrones secundarios de la ZAT de la interfase MS-2205. a) Zona de alta temperatura, b) Zona de baja temperatura, y c) A 6mm de la línea de fusión.

Estas zonas fueron analizadas mediante EDS y ensayos de sensibilización a la corrosión con el objetivo de detectar posibles transformaciones de fase vinculadas a los ciclos térmicos generados durante la soldadura. El estudio por EDS evidenció una redistribución marcada de Cr, Fe y Ni. En

las regiones alargadas localizadas dentro de los granos ferríticos se observó un enriquecimiento puntual de Ni acompañado de una ligera reducción en el contenido de Cr, lo que sugiere la formación de austenita.

La comparación directa entre las regiones señaladas en la Figura 4.23 a) permite diferenciar dos mecanismos de formación de austenita. La zona indicada como (I) exhibe una morfología característica de austenita intergranular, la cual nuclea en los límites de grano de la ferrita y crece hacia el interior durante el enfriamiento, favorecida por la segregación local de elementos estabilizadores. Esta austenita intergranular presentó un patrón de crecimiento distintivo en forma de placas ramificadas.

El ensayo de sensibilización mostró una pérdida de masa de 0.5 %, resultado que indica la ausencia de precipitación relevante de carburos de Cr. La Figura 4.23 b) respalda la interpretación de que la fase identificada corresponde a austenita intragranular con morfología en forma de placas originada por un mecanismo de transformación difusional dentro de la ferrita, sin afectar de manera significativa la resistencia a la corrosión intergranular.

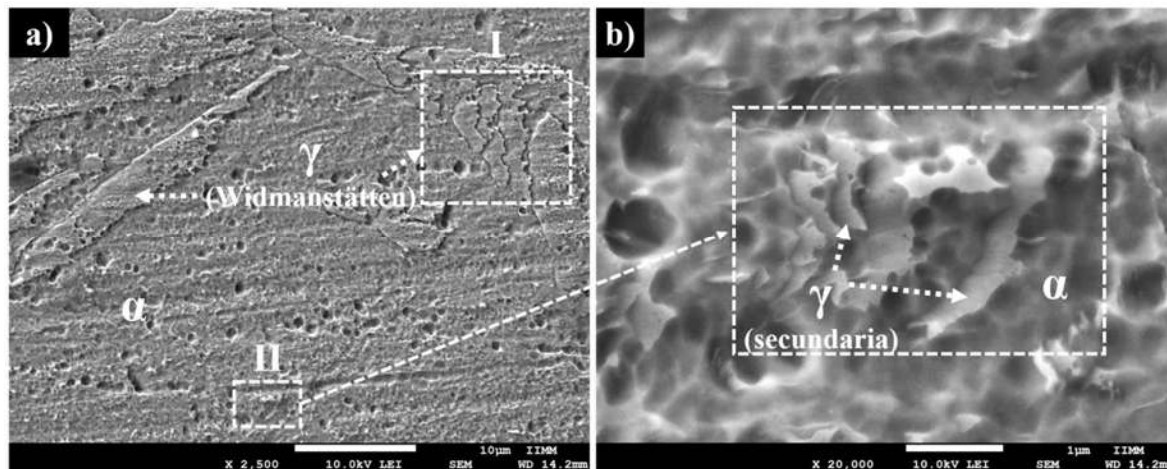


Figura 4.23. Morfologías de austenita en la ZAT del acero dúplex 2205 tras prueba de sensibilización. a)- I) Austenita Widmanstätten creciendo desde el límite de grano, y b)-II) austenita secundaria en la región intragranular de la fase ferrita.

4.5 Coeficiente de partición en el MS.

La interpretación basada en la historia térmica se ve complementada con el análisis del coeficiente de partición (k) para cada elemento detectado en las regiones seleccionadas. Este coeficiente es

definido como la relación entre la concentración del soluto en la fase sólida (C_i) y en la fase líquida (C_s) al frente de solidificación ($k = C_i/C_s$) y permite estimar el grado de segregación durante la solidificación [2]. Los histogramas de los valores obtenidos por este análisis se presentan en la Figura 4.24.

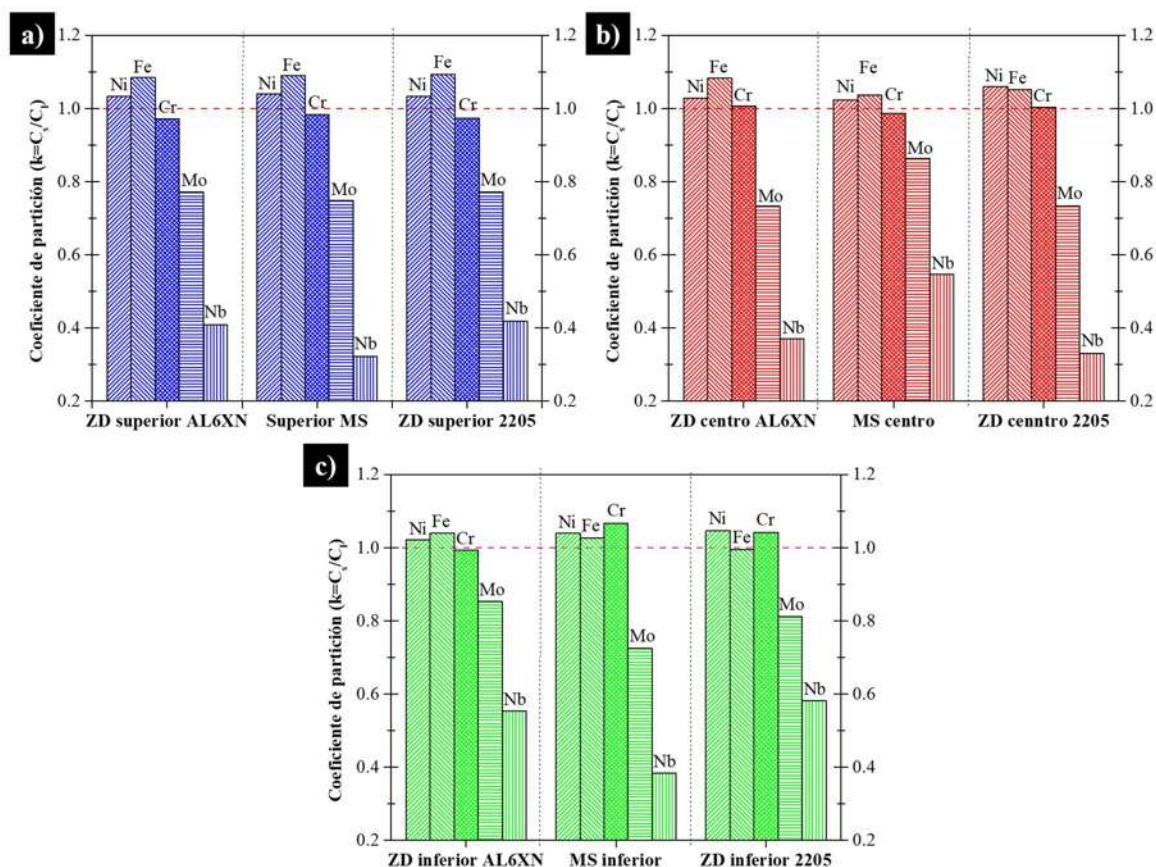


Figura 4.24 Coeficientes de partición promedio por zonas del MS en la junta soldada disímil (AL6XN / 2205). a) Región de la corona, d–f) centro, y g–i) región de la raíz.

A partir del análisis de EDS puntual realizado se obtuvieron las composiciones químicas promedio para las regiones dendríticas e interdendríticas en cada zona del MS (superior, centro, inferior). Estos valores permiten calcular el coeficiente de partición para los elementos principales del metal de soldadura depositado con el electrodo ERNiCrMo-3.

Los valores obtenidos para el coeficiente de partición (Figura 4.24) indican que el Nb, Mo y Ti tienden a concentrarse preferencialmente en las regiones interdendríticas del metal de soldadura, lo que favorece su acumulación local y subsecuente precipitación de fases secundarias. Este

comportamiento confirma que la segregación composicional, junto con el perfil térmico, desempeña un papel determinante en la morfología y distribución final de los precipitados.

El Ni presentó coeficientes de partición ligeramente superiores a 1 en todas las zonas de la soldadura como se observa en la Figura 4.24, con variaciones menores entre regiones, lo que indica una baja tendencia a la segregación y una distribución homogénea durante la solidificación.

El Fe, similarmente, mostró valores de k cercanos a 1 en todas las zonas, sugiriendo una incorporación equilibrada entre las fases sólida y líquida durante la solidificación. El Cr reveló valores de k levemente inferiores a 1, en especial en la zona superior del cordón (Figura 4.24 a), implicando una ligera segregación hacia la fase líquida, mientras que en la región de la raíz (Figura 4.24 c), sus valores estuvieron ligeramente por encima de 1, reflejando una mejor distribución durante una solidificación más rápida. El Mo presentó coeficientes de partición significativamente menores a 1 en todas las zonas, especialmente en la zona superior, indicando una fuerte segregación interdendrítica característica de elementos con baja solubilidad en la matriz austenítica. Finalmente, el Nb mostró los valores más bajos, con coeficientes inferiores a 0.5 en la zona superior, indicando marcada segregación hacia la fase líquida y favoreciendo la precipitación de fases enriquecidas en Nb al solidificarse.

En conjunto, la segregación elemental es más acentuada en la zona superior del cordón, cercana a la fuente de calor, con Mo y Nb enriquecidos en la fase líquida, mientras que Ni y Fe están distribuidos homogéneamente. Debido a las concentraciones extremadamente bajas de Ti detectadas por EDS (por debajo del límite confiable), sus valores de k y desviaciones estándar resultaron anómalos y fueron excluidos del análisis cuantitativo.

4.6 Caracterización mecánica de la junta soldada disímil.

4.6.1 Microdureza Vickers HV_{200} .

La Figura 4.25 presenta los perfiles de microdureza Vickers (HV) obtenidos en la junta soldada disímil, evaluados a través de la sección transversal desde el AL6XN hasta el AISI 2205, considerando las tres regiones analizadas (superior, central e inferior). En cada perfil se identifican las zonas correspondientes al metal base AL6XN, ZAT del AL6XN, metal de soldadura (MS), ZAT del 2205 y metal base 2205.

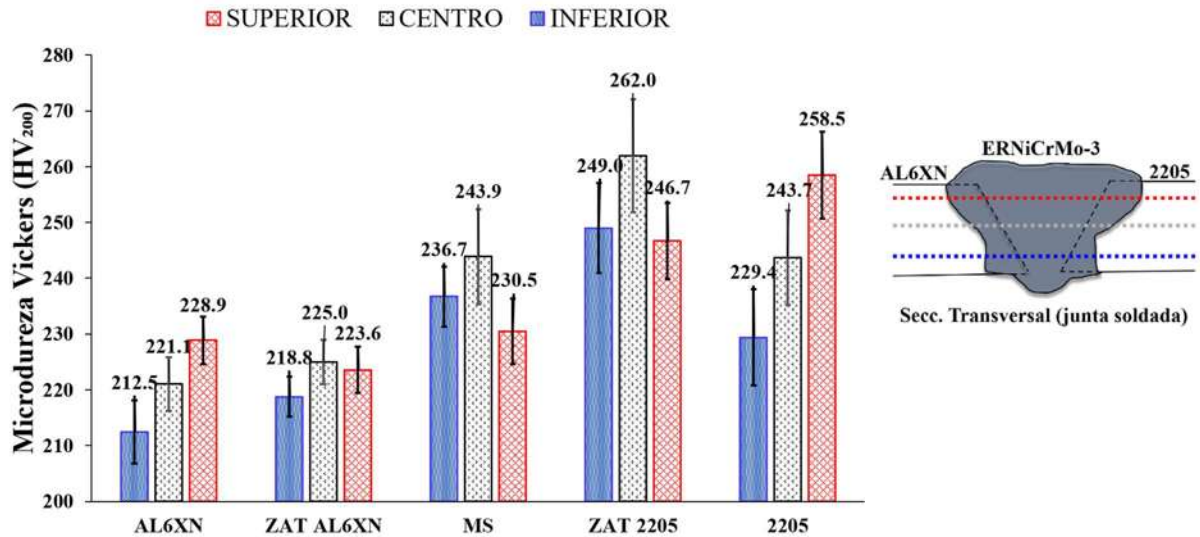


Figura 4.25. Valores de microdureza Vickers (HV₂₀₀) medidos en la junta soldada.

En el AL6XN los valores fueron 212.5 HV (inferior), 221.1 HV (centro) y 228.9 HV (superior), evidenciando un ligero aumento hacia la parte superior. En la ZAT del AL6XN los valores se incrementan a 218.8 HV (inferior), 225.0 HV (centro) y 223.6 HV (superior), manteniendo una variación moderada.

En el metal de soldadura (MS) se registraron 236.7 HV (inferior), 243.9 HV (centro) y 230.5 HV (superior), mostrando el valor máximo en la región central. La mayor dureza se presenta en la ZAT del acero 2205, con valores de 249.0 HV (inferior), 262.0 HV (centro) y 246.7 HV (superior), siendo el centro de esta zona la región con mayor endurecimiento de toda la junta.

Finalmente, el acero 2205 presentó 229.4 HV (inferior), 243.1 HV (centro) y 258.5 HV (superior), observándose en este caso un incremento marcado hacia la superficie superior.

El incremento de dureza en la ZAT del 2205 puede asociarse al proceso de ferritización ocurrido durante el calentamiento a altas temperaturas, que generó un aumento local en la fracción de ferrita. Adicionalmente, en las regiones cercanas a la línea de fusión se observó la presencia de austenita secundaria intragranular de tamaño nanométrico, cuya morfología fina y dispersa puede influir en la respuesta mecánica local medida mediante microdureza [62].

Asimismo, se aprecia una variación más pronunciada en la región superior de la junta (indicada en rojo) en comparación con las regiones central (negro) e inferior (azul). Este comportamiento puede estar relacionado con diferencias en los gradientes térmicos y en las condiciones de disipación de calor durante la soldadura. La región inferior, al estar en contacto con la placa de

respaldo, experimentó una condición de enfriamiento distinta respecto a la superficie superior, lo que pudo influir en la evolución microestructural y, en consecuencia, en la distribución de la dureza a lo largo del perfil [5].

4.6.2 Tensión

Los aceros inoxidables AL6XN y 2205 son conocidos por su excelente ductilidad. No obstante, debido a las diferencias en las fases que cada material presenta, es importante analizar su comportamiento mecánico.

Los ensayos de tensión obtenidos de las probetas representan el comportamiento mecánico de las muestras sometidas a una carga aplicada, lo cual provocó un cambio en su forma (área), así como en su longitud, resultado de una deformación plástica. Durante los ensayos, se registraron los datos de esfuerzo y deformación, que se utilizaron para trazar la curva de esfuerzo-deformación.

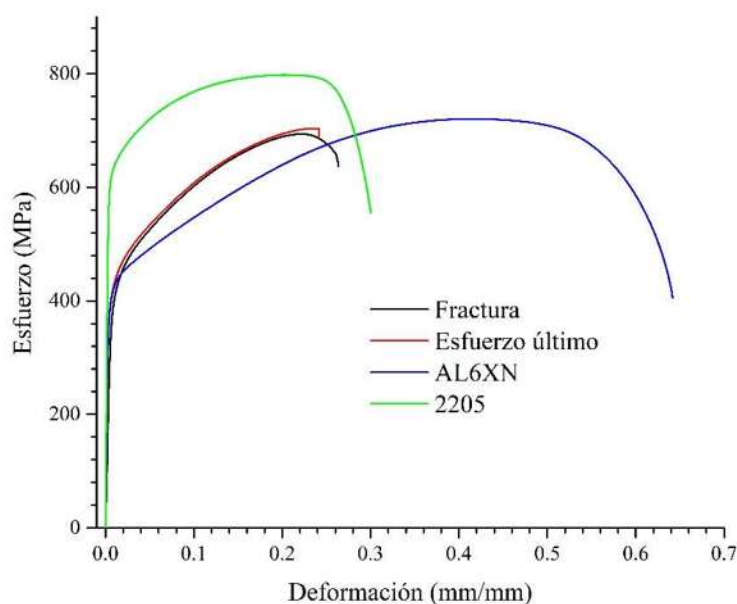


Figura 4.26. Curvas de esfuerzo-deformación MB's, junta soldada (fractura) y junta soldada (esfuerzo último).

La Figura 4.26 muestra las curvas resultantes que proporcionan información sobre el comportamiento elástico y plástico de la junta soldada y los materiales base. La curva de color azul, representa al superaustenítico AL6XN y muestra un comportamiento típico de un material dúctil con una larga región de deformación plástica antes de la fractura. Esto hace evidente que este comportamiento muestre una fase prolongada de endurecimiento por deformación antes de llegar

al punto de fractura. Este comportamiento es beneficioso en aplicaciones donde se requieren materiales que puedan absorber mucha energía antes de fracturarse. En cambio, la curva de color verde correspondiente al dúplex 2205 muestra una menor elongación final en comparación con el AL6XN, lo cual es consistente con las propiedades mecánicas típicas de los aceros dúplex que, aunque son muy resistentes, suelen tener una menor ductilidad que las superaleaciones austeníticas, quiere decir, que requieren de un mayor esfuerzo para poder deformar el material. Sin embargo, el 2205 ofrece un equilibrio entre resistencia y ductilidad que lo hace adecuado para aplicaciones estructurales.

La curva de color negro y rojo correspondientes a la probeta D que fracturó y E donde se interrumpió hasta llegar al esfuerzo último tuvo una pequeña diferencia de 694 MPa para la fractura y 704 MPa para esfuerzo ultimo. Este ligero cambio entre los valores de resistencia máxima nos indica el efecto de la anisotropía a lo largo de la junta soldada. La curva de la probeta D que fracturó se comportó de manera similar a la curva del 2205, pero llega a un punto de fractura un poco más abrupto. La Tabla 4.4 muestra datos específicos en donde se observa la diferencia de comportamiento mecánico de los materiales base y las probetas D y E de la junta soldada.

Tabla 4.4: Resultados del ensayo de tensión de la unión disímil D y E y MB's.

Probeta	Resistencia a la fluencia del 0.2% (MPa)	% de Deformación
Fractura (D)	384	22.3
Esfuerzo ultimo (E)	387	≈ 20.7
2205	557	37.8
AL6XN	396.3	62.56

4.6.3 Análisis de superficies de fractura y esfuerzo último.

La Figura 4.27 muestra la probeta después del ensayo de tensión desde diferentes perspectivas. Las imágenes a) y c) corresponden a las dos caras complementarias generadas tras la fractura, mientras que b) presenta las vistas laterales de la misma probeta. Las imágenes d) y e) corresponden a la probeta marcada como E cuyo ensayo fue interrumpido al alcanzar el esfuerzo último determinado previamente.

En la probeta que fracturó a), b) y c) se observa una reducción significativa del área transversal en la región central, acompañada de una distorsión geométrica evidente a lo largo del eje de carga.

Esta reducción localizada de la sección es característica del fenómeno de estricción descrito para materiales metálicos sometidos a carga uniaxial en régimen plástico. La superficie de fractura presenta una morfología irregular y no plana, coherente con un proceso de deformación plástica previa a la separación final. Las vistas laterales b) permiten apreciar la concentración progresiva de la deformación en una región específica antes de la fractura. Este comportamiento corresponde a la etapa posterior al esfuerzo máximo en la curva esfuerzo–deformación ingeniería, donde se pierde la estabilidad geométrica de la sección y la deformación deja de ser uniforme [63].

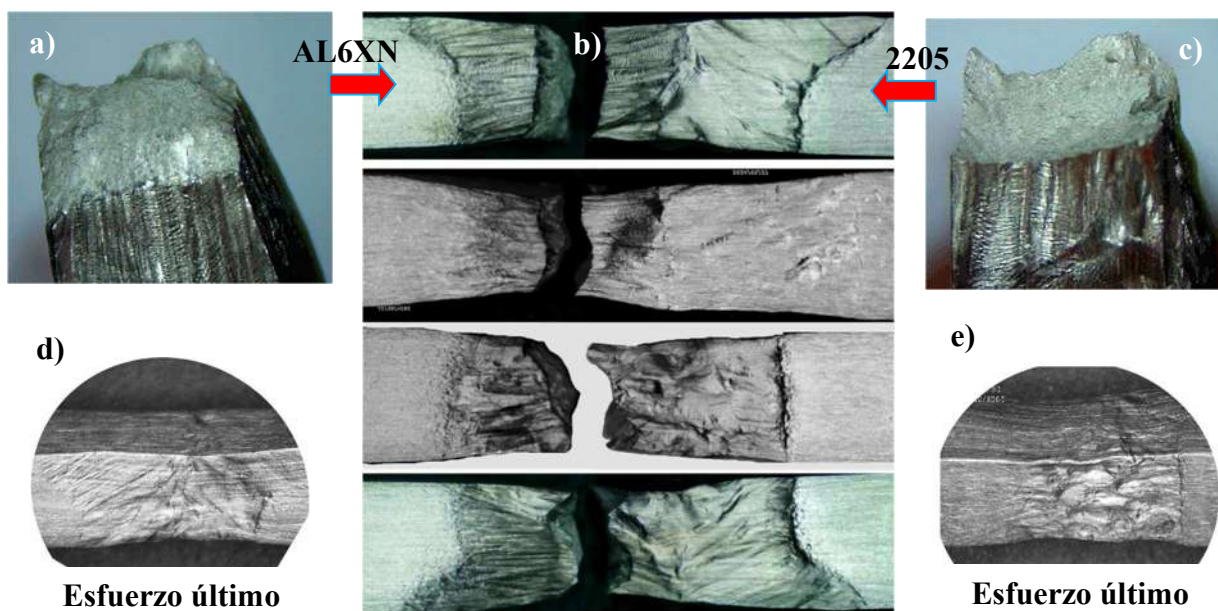


Figura 4.27. Imágenes macro de microscopio estereoscópico; a) superficie de fractura lado AL6XN, b) 4 vistas laterales de la fractura, c) superficie de fractura lado 2205, d) probeta E esfuerzo ultimo sección transversal, y e) probeta E esfuerzo ultimo vista raíz.

En contraste, la probeta mostrada en dos distintas vistas (D y E) fue detenida en el punto de esfuerzo último determinado previamente. En estas imágenes se aprecia una reducción del área transversal respecto a la sección original; sin embargo, dicha reducción aún no presenta la localización pronunciada observada en la probeta fracturada. La deformación mantiene un carácter predominantemente distribuido a lo largo de la zona central, lo cual es consistente con la condición límite entre deformación uniforme e inicio de inestabilidad plástica [64].

Las imágenes obtenidas de microscopía electrónica con electrones secundarios y espectro de energía dispersiva (EDS), permitió observar la topografía y los detalles superficiales de las

fracturas en detalle. A continuación, se presenta un análisis del comportamiento de fractura en la Figura 4.28.

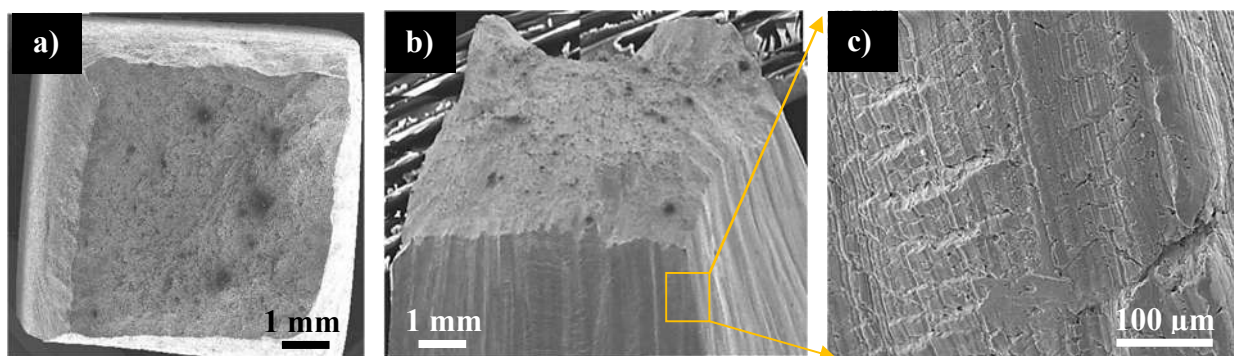


Figura 4.28. Micrografías de MEB de la superficie de fractura; a) superficie frontal, b) superficie inclinada, y c) microgrietas de la superficie lateral.

La macrografía de la Figura 4.28 a) muestra una superficie de fractura con una superficie rugosa y granular, indicando una fractura predominantemente dúctil. Se observan múltiples cavidades o poros en la superficie, lo que sugiere que la fractura ocurrió por la nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades, típicas en materiales dúctiles. La presencia de una superficie irregular y las cavidades dispersas apuntan a una significativa deformación plástica antes de la fractura. La figura 4.28 b) muestra las líneas de deslizamiento en la parte inferior de la fractura, que indican la dirección del movimiento plástico previo a la fractura. Estas líneas son un signo claro de deformación plástica. La presencia de microcavidades dispersas también es visible en esta imagen, reforzando la idea de que la fractura se produjo mediante la nucleación y crecimiento de cavidades. Las imágenes representan características típicas de una fractura dúctil, donde la absorción de energía y la deformación plástica son predominantes [64]. La formación de microcavidades y la presencia de líneas de deslizamiento son indicadores claros de este tipo de fractura donde el proceso de nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades es evidente, lo que es un mecanismo típico de falla en materiales dúctiles bajo tensión.

Las microgrietas tienden a aparecer perpendicularmente a la dirección de deformación debido a la forma en que los materiales responden al esfuerzo aplicado como se observa en la Figura 4.28 c). Esta orientación se debe a varios factores fundamentales relacionados con la distribución de tensiones y la mecánica de la fractura en ensayos de tensión uniaxial [25]. La Figura 4.29 a) muestra el comportamiento de la superficie de fractura a una escala de 100 μm . La Figura 4.29 b) muestra un mapeo de distribución de los elementos Mo, Nb y Ti por EDS a escala de 100 μm .

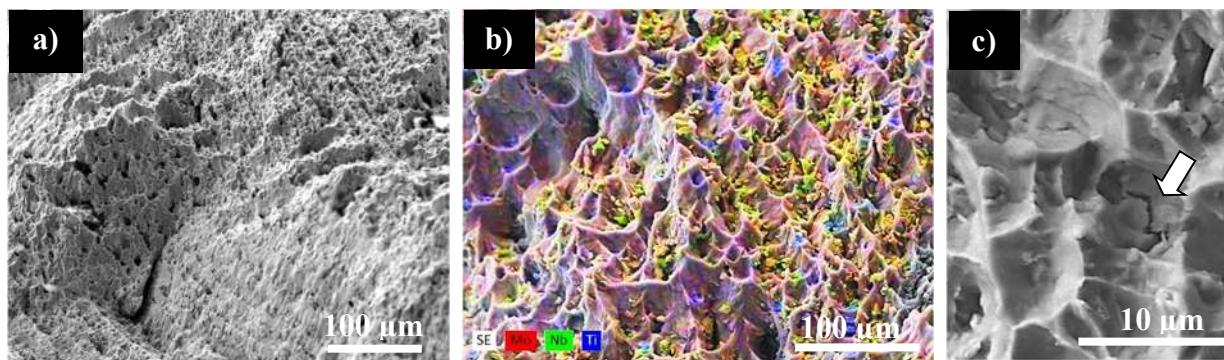


Figura 4.29. a) y c) superficie de fractura con e- secundarios, y b) EDS mapeo elemental de la fractura.

La superficie de fractura muestra una topografía con una gran cantidad de picos y valles. Esto sugiere una fractura transgranular, donde la fractura ha pasado a través de los granos del material en lugar de alrededor de los límites de los granos. Esta morfología es típica de materiales con alta resistencia a la tracción y buena ductilidad.

La presencia de diferentes colores o elementos en la fractura indican la distribución de fases complejas en la superficie fracturada ricas en los elementos C, N, Nb, Mo, Ti y Al principalmente. Estas fases generalmente tienen diferentes propiedades mecánicas y químicas, lo que afecta la resistencia general y la durabilidad del cordón de soldadura.

La Figura 4.29 c) muestra precipitados que presentan micro fisuras. Generalmente los precipitados suelen tener propiedades elásticas y plásticas diferentes a las de la matriz. Esto crea discontinuidades en el material que actúan como concentradores de tensiones. Con forme la deformación plástica del material avanza durante el ensayo de tensión, alrededor de las fases y precipitados se acumula suficiente energía como para romper la barrera de resistencia del precipitado generando una grieta dentro de la fase o precipitado. Una vez que un precipitado se fractura, la grieta resultante puede propagarse a través de la matriz, especialmente si la matriz está en una condición de alta tensión, contribuyendo a la falla global del componente.

4.7 Análisis del comportamiento orientacional de las probetas antes y después del ensayo de tensión y su relación con la dureza.

El comportamiento del endurecimiento por deformación fue analizado mediante perfiles de microdureza Vickers obtenidos a lo largo de la sección transversal de la soldadura. Estos barridos fueron comparados entre la probeta sin deformar, la probeta ensayada hasta esfuerzo último y la probeta fracturada en la interfase con el AL6XN, como se muestra en la Figura 4.30.

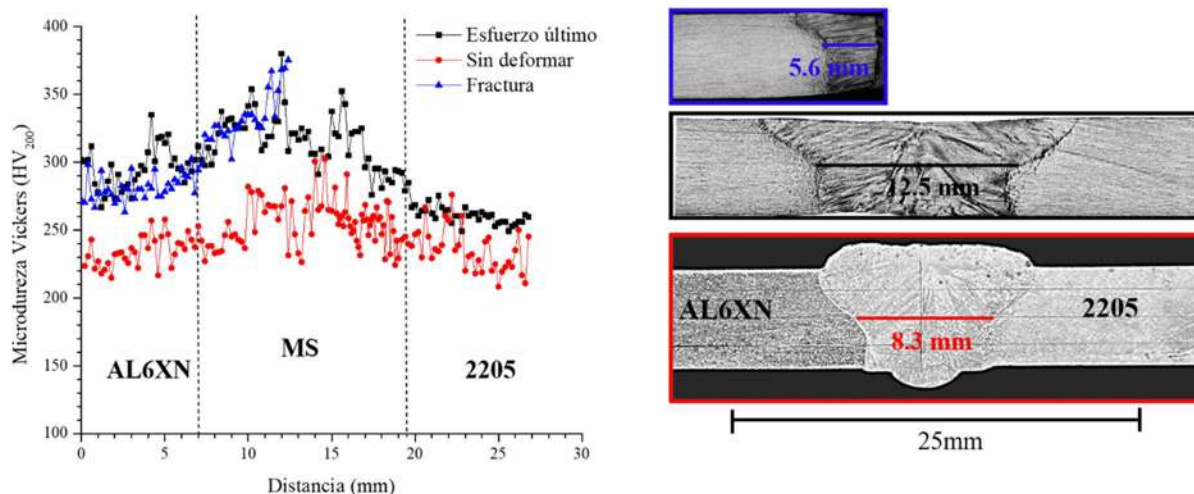


Figura 4.30: Perfiles de microdureza Vickers correspondientes a lo largo de la sección transversal de las probetas esfuerzo ultimo (línea negra), probeta sin deformar (línea roja) y la probeta fracturada de la interfase con el AL6XN (línea azul).

En la Figura 4.30 se observa que la microdureza de la muestra sin deformar es generalmente más baja y presenta una distribución relativamente estable a lo largo de la distancia analizada. En contraste, las probetas sometidas a esfuerzo último y fractura muestran un incremento significativo en los valores de microdureza, así como una mayor dispersión local.

El aumento de la microdureza en las condiciones deformadas indica un claro efecto de endurecimiento asociado a la deformación plástica inducida durante el ensayo de tensión. Asimismo, la variación de los valores a lo largo de la distancia evidencia heterogeneidades mecánicas dentro de la junta soldada, particularmente en regiones próximas a la zona de dilución y a las interfases metalúrgicas.

La interpretación de estos resultados se complementa con el análisis microestructural mostrado en la Figura 4.31. El análisis de los mapas IPF obtenidos por EBSD evidencia que la evolución cristalográfica de la junta soldada disímil está directamente controlada por el mecanismo de solidificación y la posterior deformación plástica. En condición sin deformación, el AL6XN presenta orientación esencialmente aleatoria propia de una austenita FCC monofásica, mientras que el metal de soldadura muestra crecimiento columnar con continuidad orientacional desde la línea de fusión, confirmando solidificación epitaxial gobernada por el gradiente térmico.

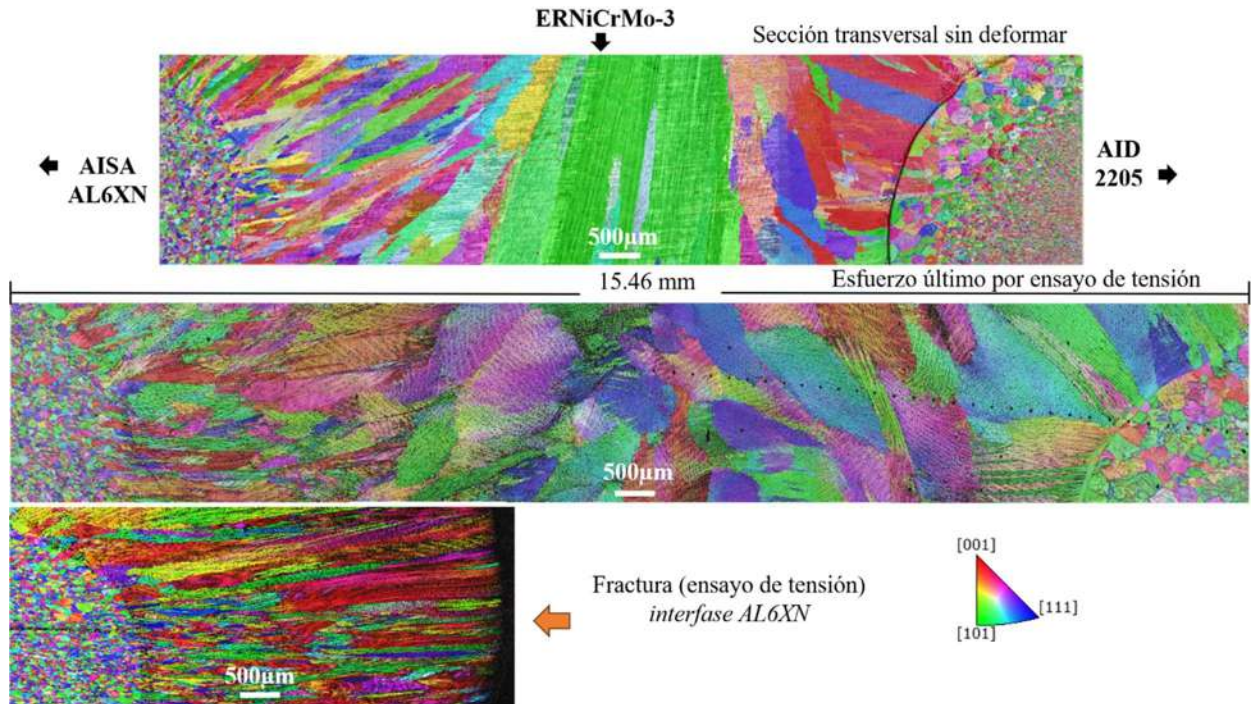


Figura 4.31. Comparativa de mapas de representación de la figura de polos inversa en las probetas sometidas a tensión y la no deformada.

En la ZAT del 2205 se distingue claramente la naturaleza bifásica, donde la relación de orientación entre ferrita y austenita sugiere transformaciones en estado sólido bajo criterios cristalográficos preferenciales, generando heterogeneidad angular entre fases. Bajo esfuerzo último, los mapas revelan fragmentación de granos y desarrollo de gradientes intragranulares de orientación, indicativos de acumulación de dislocaciones geométricamente necesarias y formación de subestructuras de bajo ángulo. Este efecto es más pronunciado en el centro del cordón, donde la solidificación direccional y la segregación interdendrítica favorecen incompatibilidades locales de deformación. En la región de fractura se observa alineación y rotación cristalográfica hacia orientaciones favorables al deslizamiento, evidenciando localización extrema de deformación previa a la falla. En conjunto, los mapas IPF demuestran que la compatibilidad cristalográfica, la textura heredada por solidificación y la acumulación progresiva de desorientación interna controlan la respuesta mecánica diferencial a lo largo de la junta soldada.

4.8 Acoplamiento microestructura–mecánica: densidad de dislocaciones GND (probeta esfuerzo último).

El análisis de densidad de dislocaciones geométricamente necesarias (GND), basado en los modelos de Long et al. [65] y la formulación discutida por Hull [66], permitió cuantificar los

gradientes de deformación acumulados tras el ensayo de tensión interrumpido. En ambas publicaciones los autores utilizaron las siguientes fórmulas que determinaron la densidad de dislocaciones σ_{GND} :

$$A) \sigma_{GND} = \frac{\theta}{b \cdot p_x} \quad B) \sigma_{GND} = \frac{\alpha \theta}{b \cdot \Lambda}$$

donde:

θ es el ángulo de orientación en radianes.

A es el factor constante que depende del material y del modelo de dislocación.

B es la magnitud del vector de Burgers

p_x es el paso de avance

Λ es la longitud de referencia o escala característica de deformación.

Recientemente se han hecho estudios del comportamiento de las dislocaciones el cual se han clasificado como dislocaciones geoméricamente necesarias (por sus siglas en ingles GND) y dislocaciones almacenadas estadísticamente (por sus siglas en ingles SSD). Las SSD son dislocaciones que se generan de manera aleatoria y no tiene una distribución regular. Se forman durante la deformación plástica del material y se distribuyen de manera aleatoria en el cristal. Mientras que las GND son dislocaciones que se forman para acomodar deformaciones no uniformes en el material, como las que ocurren cerca de inclusiones, límites de grano, o cuando hay un gradiente de deformación. Estas dislocaciones son necesarias para mantener la continuidad y la compatibilidad en el material cuando se deforma, especialmente en regiones donde hay diferencias en la deformación local [27, 67, 68].

Para explicar el comportamiento de los resultados de la gráfica de la Figura 4.32 con respecto al esfuerzo último obtenido de la gráfica de esfuerzo deformación en términos de dislocaciones, se debe considerar cómo se comportan y se mueven las dislocaciones GND en las diferentes regiones de la soldadura, especialmente en el metal de soldadura (ERNiCrMo-3).

Empezando por la parte izquierda donde se encuentra el AL6XN, los resultados indican que el movimiento de dislocaciones es mayor en el AL6XN que en el 2205. Este resultado se le atribuye a la estructura cristalina que presenta el acero inoxidable AL6XN que está compuesta de una sola fase austenita FCC, donde los sistemas de deslizamiento que presenta y su empaquetamiento favorecen la movilidad de dislocaciones. A esto se le suman las propiedades mecánicas del AL6XN el cual es un material que cuenta con una ductilidad elevada. En cambio, el acero 2205 su estructura se compone de dos fases austenita FCC y ferrita BCC. La fase ferrita tiene más planos de

deslizamiento que la austenita. Sin embargo, las dislocaciones en la estructura BCC tienen menor movilidad ya que requieren mayor energía para favorecer el movimiento de las dislocaciones. A esto se le suma que las fases que lo componen tuvieron una diferencia de orientación angular entre ellas que favoreció la formación de sistemas coherentes esto de alguna manera puede servir como barrera de concentración de esfuerzos provocando una menor movilidad de dislocaciones. En la región central del cordón se observa que la densidad de dislocaciones incrementó hasta $5.52 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$, siendo esta la zona donde se concentra la mayor densidad de grietas. Este resultado confirma que el cordón central constituye el sitio crítico de acumulación de deformación plástica, favoreciendo la nucleación y propagación de grietas bajo condiciones de esfuerzo último. En consecuencia, la integridad mecánica de la junta soldada está fuertemente condicionada por el comportamiento microestructural de esta región, lo que la convierte en el factor determinante de la resistencia global del ensamble.

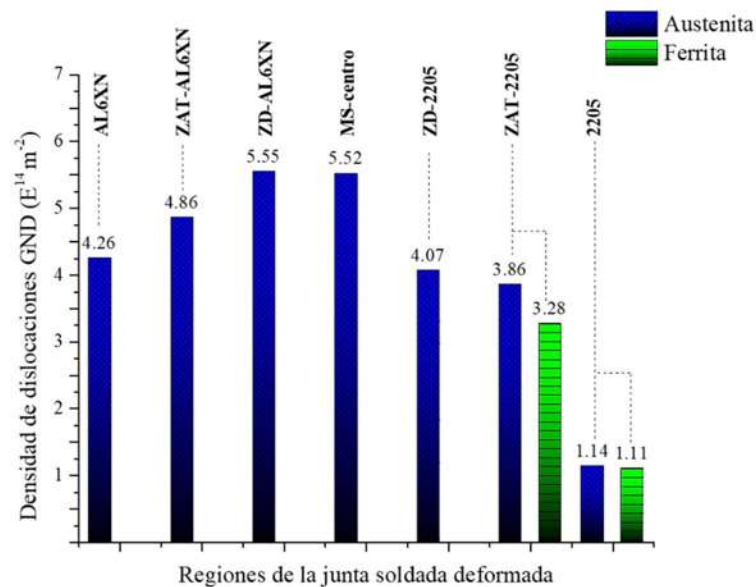


Figura 4.32. Perfil de dislocaciones GND's de la sección transversal de la junta soldada disímil con ensayo de tensión interrumpido en el esfuerzo último.

CONCLUSIONES

1. La solidificación del metal de aporte ERNiCrMo-3 en la junta soldada disímil AL6XN/2205 ocurre bajo condiciones fuera de equilibrio dominadas por el gradiente térmico del proceso GMAW, generando crecimiento epitaxial columnar y microsegregación interdendrítica significativa de Nb y Mo.
2. El análisis del coeficiente de partición confirmó que Nb y Mo ($k < 1$) controlan la sobresaturación química del líquido interdendrítico, lo que gobierna la nucleación secuencial de nitruros $(Cr,Nb)_2N$ y fases intermetálicas Laves tipo AB_2 durante el enfriamiento.
3. La precipitación observada responde a un mecanismo heterogéneo inducido por segregación, donde los nitruros, carburos y carbonitruros actúan como sitios preferenciales para la nucleación y crecimiento de fases Laves, estableciendo un acoplamiento químico–estructural en la región de fusión.
4. Las variaciones microestructurales entre las regiones superior, central e inferior del cordón demuestran que la historia térmica local controla tamaño, morfología y distribución de precipitados, evidenciando que la posición relativa a la fuente de calor es determinante en la evolución de fases.
5. En la ZAT del acero dúplex 2205, el ciclo térmico de soldadura induce ferritización y posterior formación de austenita secundaria intragranular por redistribución localizada de Ni, siguiendo criterios cristalográficos preferenciales que minimizan energía interfacial.
6. Los mapas IPF–EBSD evidencian continuidad orientacional en la línea de fusión y desarrollo progresivo de desorientación intragranular bajo carga, confirmando que la incompatibilidad cristalográfica actúa como fuente de dislocaciones geométricamente necesarias (GND).
7. La acumulación máxima de GND en el centro del cordón está asociada a la interacción entre textura direccional heredada por solidificación, microsegregación interdendrítica y presencia de fases intermetálicas, lo que favorece localización de deformación.
8. El endurecimiento local medido por microdureza es consecuencia del acoplamiento entre precipitación interdendrítica y acumulación dislocacional, demostrando que la respuesta mecánica de la junta está controlada por heterogeneidad microestructural multiescala.
9. En conjunto, el desempeño mecánico de la junta soldada disímil no está gobernado únicamente por la composición química, sino por la interacción entre cinética de solidificación, estabilidad de fases, orientación cristalográfica y evolución dislocacional inducida por deformación.

BIBLIOGRAFÍA

1. Atlas steels technical handbook of stainless steels. 2013. 630: 17-4PH
<https://atlassteels.com.au/technical-handbook-of-stainless-steel/>
2. John N. Dupont, Steven W. Banovic, and Arthur R. Marder, Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a super austenitic stainless steel and nickel-based alloys. Welding Journal, 2003. 82(6), pp. 125/S-135/S.
3. Björn Holmberg, Stainless steels – their properties and their suitability for welding. Brochure, Avesta Polarit Welding AB, 2002.
4. Nemat-Nasser, S., W. Guo, and D.P. Kihl, Thermomechanical response of AL-6XN stainless steel over a wide range of strain rates and temperatures. journal of the mechanics and physics of Solids, 2001. 49: p. 1823-1846. [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(00\)00069-7](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(00)00069-7).
5. Ismail Varol, John C. Lippold,, and William A. Baeslack. Welding of Duplex Stainless Steels. Key Engineering Materials, 1992. 69-70: p. 217-252.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.69-70.217>.
6. Alloy design, in Duplex Stainless Steels: Microstructure, properties and applications, R. Gunn, Editor. 1997, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. p. 14-23. ISBN-13: 978 1 85573 318 3.
7. Johan O Nilsson. Super duplex stainless steels. Materials Science and Technology, 1992. 8(8): p. 685-700. <https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.8.685>.
8. Francis, R. and G. Byrne, Duplex Stainless Steels—Alloys for the 21st Century. Metals. 11(5): p. 836. 2021. <https://doi.org/10.3390/met11050836>
9. Shueh-Lin Jeng, Hsiu-Ting Lee, Thomas E. Weirich, William P. Rebach. Microstructural Study of the Dissimilar Joints of Alloy 690 and SUS 304L Stainless Steel. Materials Transactions - MATER TRANS, 2007. 48: p. 481-489. <https://doi.org/10.2320/matertrans.48.481>
10. Lijun Meng, Hui Xing, Jian Sun, Precipitation in AL6XN Austenitic Stainless Steel, Materials science forum vols 654-656, 2334-2337 (2019).
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.2334>
11. P. Mithilesh, D Varun, Ajay Reddy, Gopi Reddy, K Devendranath Ramkumar, N Arivazhagan, Investigations of dissimilar weldments of inconel 625 and aisi 304, Procedia Engineering 75 (2014) 66-70, India. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2013.11.013>
12. C. Carvalho Silva, H. Cordeiro de Miranda, M. Ferreira Motta, J. Pereira Farias, C. Ramos Moreira Afonso, A. J. Ramirez, New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay. Journal of Materials Research and Technology, 2013. 2(3): p. 228-237.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2013.02.008>
13. R. Badji, M. Bouabdallah, B. Bacroix, C. Kahloun, B. Belkessa, H. Maza, Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds. 72

- Materials Characterization, 2008. 59(4): p. 447-453.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2007.03.004>.
14. Michael J. Cieslak, Thomas J. Headley, Alton D. Romig, Thomas G. Kollie. A melting and solidification study of alloy 625. Metallurgical Materials Transactions A, 1988. 19: p. 2319-2331. <https://doi.org/10.1007/BF02645056>
 15. Michael J. Cieslak. The welding and solidification metallurgy of alloy 625. 1991. Welding Journal 70 Materials Science, Engineering.
 16. Dingley, D. and Stuart Wright, Determination of crystal phase from an electron backscatter diffraction pattern. Journal of Applied Crystallography - J APPL CRYST, 2009. 42: p. 234- 241
<https://doi.org/10.1107/S0021889809001654>.
 17. Adam J. Schwartz, Mukul Kumar, Brent L. Adams, Electron backscatter diffraction in materials science. Vol. 2. 2009: Springer. ISBN: 978-0-387-88135-5.
<https://doi.org/10.1007/978-0-387-88136-2>.
 18. Hongliang Ming, Zhiming Zhang, Jianqui Wang, En-Hou Han, Microstructure of a domestically fabricated dissimilar metal weld joint (SA508-52M-309L-CF8A) in nuclear power plant. Materials Characterization 148 (2019) 100-115.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.12.011>.
 19. N. Sayyar, M. Shamanian, B. Niroumand, Arc weldability of Incoloy 825 to AISI 321 stainless steel welds. Journal of Materials Processing Technology 262, 562-570 (2018).
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.07.020>.
 20. Sindo Kou, Welding Metallurgy. Third edition, 2020, ISBN: 978-1-119-52481-6.
 21. Michael Pohl Oliver Storz, and Thomas Glogowski, “Effect of intermetallic precipitation on the properties of duplex stainless steel”. Materials Characterization, 2007. 58: p. 65- 71.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.03.015>.
 22. Donald Peckner, and Irving Melvin Bernstein, Handbook of Stainless Steels. 1977: McGraw-Hill, ISBN 10007049147X..
 23. Doris Maribel Escriba Villanueva, Edeltraud Materna-Morris, Ronald Lesley, Angelo Fernando Padilha. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. 2009. 60(11): p. 1214-1219. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.04.013>.
 24. Mats Liljas, Pelle Johansson, Hui-Ping Liu, Claes-Olof A. Olsson. Development of a lean duplex stainless steel. 2008. 79(6): p. 466-473. <https://doi.org/10.1002/srin.200806154>.
 25. John C. Lippold, Damian J. Kotecki, Welding metallurgy and weldability of stainless steels. 2005. ISBN: 978-0-471-47379-4.
 26. Lewis, Alexis C., John F. Bingert, David J. Rowenhorst, Gupta A., Andrew B. Geltmacher, George Spanos. Two- and three-dimensional microstructural characterization of a

- superaustenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2006. 418(1): p. 11-18. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.088>.
27. Guan Xianjun, Shi Feng, Jia Zipeng, Xiaowu Li. Grain boundary engineering of AL6XN super-austenitic stainless steel: Distinctive effects of planar-slip dislocations and deformation twins. *Materials Characterization*, 2020. 170: p. 110689. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110689>.
 28. ATI Ludlum Allegheny AL6XN alloy, 2010. ATI pittsburgh USA. 2010.
 29. Joseph I. Goldstein , Dale E. Newbury , Joseph R. Michael , Nicholas W.M. Ritchie , John Henry J. Scott , David C. Joy, *Scanning electron microscopy and X-ray microanalysis*. 2017: Springer <https://link.springer.com/book/10.1007/978-1-4939-6676-9>
 30. Valerie Randle. *Microtexture Determination and Its Applications*. 2003: Maney for the Institute of Materials, Minerals and Mining, ISBN 101902653831, 1902653823.
 31. Mahamad Nabab Alam, Moses Blackman; Donald William Pashley, High-angle Kikuchi patterns. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 1954. 221(1145): p. 224-242 <https://doi.org/10.1098/rspa.1954.0017>.
 32. Nishikawa, Shōji. and Seishi Kikuchi, Diffraction of Cathode Rays by Calcite. *Nature*, 1928. 122(3080): p. 726-726. <https://doi.org/10.1038/122726a0>.
 33. John A. Venables, and Christopher J. Harland, Electron back-scattering patterns—A new technique for obtaining crystallographic information in the scanning electron microscope. *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, 1973. 27(5): p. 1193-1200 <https://doi.org/10.1080/14786437308225827>.
 34. Stuart I. Wright, Matthew M. Nowell, Scott P. Lindeman, Patrick P. Camus, Marc De Graef, Michael A. Jackson d, Introduction and comparison of new EBSD post-processing methodologies. *Ultramicroscopy*, 2015. 159: p. 81-94. <https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2015.08.001>.
 35. Angus John Wilkinson. and Sir Peter Bernhard Hirsch, Electron diffraction based techniques in scanning electron microscopy of bulk materials. *Micron*, 1997. 28(4): p. 279- 308 [https://doi.org/10.1016/S0968-4328\(97\)00032-2](https://doi.org/10.1016/S0968-4328(97)00032-2).
 36. Ranga J. Kamaladasa and Yoosuf N. Picard, *Basic Principles and Application of Electron Channeling in a Scanning Electron Microscope for Dislocation Analysis*. Microscopy: Science, Technology, Applications and Education, 2010. 3.
 37. Hans-Joachim Bunge. *Texture Analysis in Materials Science: Mathematical Methods*. 2013: Elsevier Science ISBN: 9781483278391.
 38. Soria, O.H., Influencia de la textura cristalográfica global en la susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno en aceros grado tubería. 2019.

39. Zambrano Robledo Patricia del Carmen, utilizacion de la tecnica de microscopia de imagenes de orientacion para relacionar la microestructura de aceros laminados en caliente con la anisotropia. Tesis, 2000.
40. S. Yousefian, A. Zarei-Hanzaki, A. Barabi, Hamid Reza Abedi, M. Moallemi, P. Karjalainen. Microstructure, texture and mechanical properties of a nickel-free high nitrogen duplex stainless steel processed through friction stir spot welding. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021. 15: p. 6491-6505 <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.11.040>.
41. Adam J. Schwartz, Mukul Kumar, Brent L Adams, *Electron Backscatter Diffraction in Material Science*. 2000. ISBN: 978-0-387-88135-5.
42. Karthikeyan, T., Area-preserving colour coding of inverse pole figure domain. *J Microsc*, 2017. 267(1): p. 107-113, <https://doi.org/10.1111/jmi.12578>.
43. Claus Othmar Wolfgang Trost, Stefan Wurster, Caroline Freitag, A Steinberger, Megan Cordill, A new approach to evaluate the elastic modulus of metallic foils. Vol. 196. 2020. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109149>
44. Heriberto Granados Becerra, Alberto Ruiz, Victor Hugo López Morelos, Teresita del Niño Jesus Sánchez Cruz, José Antonio Rodríguez Torres, Marco A. Espinosa Medina. Evaluation of the microstructure, degree of sensitization, and polarization resistance of an AL6XN/Inconel 625 pulsed arc dissimilar welding. *Materials Today Communications*, 2025. 47: p. 113072, <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.113072>.
45. Yanyan Hong, Shilei Li, Hongjia Li, Jian Li, Guangai Sun & Yan-Dong Wang, Development of Intergranular Residual Stress and Its Implication to Mechanical Behaviors at Elevated Temperatures in AL6XN Austenitic Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018. 49(8): p. 3237-3246. <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-018-4655-7>.
46. María Eugenia Herrera López, Eduardo Hurtado Delgado, David Torres Torres, Ana María Arizmendi Morquecho. Identificación de Fases y Precipitados por MFA en Uniones de Acero Inoxidable Dúplex. *Soldagem & Inspeção*, 2016. 21(2): p. 237-250. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2102.13>.
47. Hongliang Ming, Zhiming Zhang, Jianqiu Wang, En-Hou Han, Peipei Wang, Zhiyuan Sun. Microstructure of a safe-end dissimilar metal weld joint (SA508-52-316L) prepared by narrow-gap GTAW. *Materials Characterization*, 2016. 123. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.11.029>.
48. Abdulaziz S. Alaboodi, S. Sivasankaran, K.R. Ramkumar, Hany R. Ammar. Microstructure evolution and enhanced mechanical performance of dissimilar CoCrFeMnNi high entropy alloy-duplex stainless steel welds using laser beam welding. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025. 36: p. 4985-4998. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.04.170>
49. Benoît Beausir, Jean-Jackques Fundenberger, *Analysis Tools for Electron and X-ray diffraction*, ATEX, 2017.

49. Benoît Beausir, Jean-Jackques Fundenberger, Analysis Tools for Electron and X-ray diffraction, ATEX, 2017.
50. Sanjeev Kumar, Vineet Kumar Yadav, Sandan Kumar Sharma, Chandan Pandey, Amit Goyal, Pradeep K. Kumar. Role of dissimilar Ni-based ERNiCrMo-3 filler on the microstructure, mechanical properties and weld induced residual stresses of the ferritic/martensitic P91 steel welds joint. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2021. 193: p. 104443. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2021.104443>.
51. Stephen W. Banovic, John Eleuthère du Pont, rthur Jacob Marder Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys. 2002. 7: p. 374 - 383. <https://doi.org/10.1179/136217102225006804>.
52. Hyunggon Park, Kaitlyn M. Mullin, Vijay Kumar, Olivia Wander, Tresa M. Pollock, Yangying Zhu. Resolving thermal gradients and solidification velocities during laser 75 melting of a refractory alloy. Additive Manufacturing, 2025. 105: p. 104750. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2025.104750>.
53. Lan Zhan, Ninghui Li, and Xiangge Qin, Molecular dynamics simulation of solidification epitaxial growth in nano-scale molten pool. Nanoscale Advances, 2023. 5. <https://doi.org/10.1039/D2NA00419D>.
54. William Wilson Mullins, and Robert Floyd Sekerka, Stability of a Planar Interface During Solidification of a Dilute Binary Alloy, in Dynamics of Curved Fronts, P. Pelcé, Editor. 1988, Academic Press: San Diego. p. 345-352. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-092523-3.50037-X>.
55. Yunlong Hu, Xin Lin, Yunlong Li, Shuya Zhang, Qiang Zhang, Weimin Chen, Wei Li, Weidong Huang. Influence of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 fabricated by directed energy deposition. Materials Science and Engineering: A, 2021. 817: p. 141309. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141309>.
56. Saygın Soysal, Sindo Kou, Daniel Tat, Timotius. Pasang Macrosegregation in dissimilar metal fusion welding. Acta Materialia, 2016. 110: p. 149-160. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.004>
57. Yung-Kuang Yang, and Sindo Kou, Mechanisms of Macrosegregation Formation near Fusion Boundary in Welds Made with Dissimilar Filler Metals. 2007. 5.
58. Zhiren Sun, Tian Tian, Sen Yang, Zekun Wang, Yan Yang, Xuanwei Wang, Yu Hou, Kaikun Wang. The influence of homogenization on the microstructure and high-temperature mechanical properties of ERNiCrMo-3 alloy. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2024. 124: p. 106798. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2024.106798>.
59. Chiwon Kim, Cheol-Hyeok Yang, Byeong-Ook Kong, Jiun Park, Hyun-Uk Hong. Comparative analysis of microstructure and creep properties in cast Inconel 625 welds

- fabricated by gas tungsten and shielded metal arc welding processes. *Materials Science and Engineering: A*, 2024. 894: p. 146189. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146189>.
60. Stephen Floreen, Gerhard E. Fuchs, and Walter J. Yang. *The Metallurgy of Alloy 625*. 1994: p. 13-37, New York.
 61. Sadeghian, Mohammad H, Morteza Shamanian, and Ali Shafyei. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel. *Materials & Design*, 2014. 60: p. 678-684. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.03.057>.
 62. Shaoning Geng, Junsheng Sun, Lingyu Guo, Hongquan Wang. Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex stainless steel GTA-welding joint. *Journal of Manufacturing Processes*, 2015. 19: p. 32-37. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.03.009>.
 63. Xudong Liu, Jiangkun Fan, Dian Jiao, Bin Tang, Hongchao Kou, Gang Sha, Jinshan Li. Achieving excellent strength-ductility combination in an Inconel 625 superalloy via shortterm stress-aging treatment. *Scripta Materialia*, 2023. 231: p. 115458. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2023.115458>.
 64. Meng Liu, Quanyi Wang, Yifan Cai, Dong Lu, Tianjian Wang, Yubing Pei, Hong Zhang, Yongjie Liu, Qingyuan Wang. Comparison in Deformation Behavior, Microstructure, and Failure Mechanism of Nickel Base Alloy 625 under Two Strain Rates. *Materials (Basel)*, 2021. 14(10). <https://doi.org/10.3390/ma14102652>.
 65. Doudou Long, Shifeng Liu, Jialin Zhu, Yahui Liu. Improving Texture and Microstructure Homogeneity in High-Purity Ta Sheets by Warm Cross Rolling and Annealing. 2021. 11(11): p. 1665. <https://doi.org/10.3390/met11111665>.
 66. Derek Hull, David John Bacon. Copyright, in *Introduction to Dislocations* (Fifth Edition), 2011, Butterworth-Heinemann: Oxford. p. iv. ISBN: 9780080966731.
 67. Gallet Julien, Michel Perez, Raphaëlle Guillou, Clément Ernould, Christophe Le Bourlot, Cyril T. Langlois, Benoît Beausir, Emmanuel Bouzy, Thibaut Chaise, Sophie Cazottes. Experimental measurement of dislocation density in metallic materials: A quantitative comparison between measurements techniques (XRD, R-ECCI, HR-EBSD, TEM). *Materials Characterization*, 2023. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112842>.
 68. Ronit Roy, Adil Shaik, Matthew Topping, Fei Long, Mark R. Daymond. Investigation of fine-scale dislocation distributions at complex geometrical structures by using HR-EBSD and a comparison with conventional EBSD. *Materials Characterization*, 2023. 207: p. 113498. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113498>

CURRICULUM VITAE

Nombre: RODRÍGUEZ TORRES JOSÉ ANTONIO.

Profesión: Maestro en Metalurgia y Ciencia de los Materiales.

Trabajo actual: IIMM, UMSNH, **categoría:** Técnico académico titular B T. completo (2026).

Encargado del laboratorio de Microscopia Electrónica de Barrido de Emisión de Campo FESEM

Domicilio: calle José Ignacio Gutiérrez #55 Fracc. Ignacio Allende.

C.P. 58330 Morelia Michoacán.

Teléfono: móvil (443)3111270

Fecha de nacimiento: 30 de octubre de 1985.

E-mail: atorres@umich.mx.

Resumen curricular:

Maestro en Ciencias en Metalurgia y Ciencia de los Materiales, con especialización en la caracterización microestructural de materiales y el estudio de uniones soldadas disímiles mediante técnicas avanzadas de microscopía electrónica. Mi trabajo doctoral se ha centrado en el análisis cristalográfico, químico y microestructural de soldaduras entre aceros inoxidablesuperausteníticos (AL-6XN) y dúplex (AISI 2205), utilizando microscopía electrónica de barrido (SEM), difracción de electrones retrodispersados (EBSD) y espectroscopía de energía dispersiva (EDS).

Durante el proyecto doctoral se desarrolló una línea de investigación que se enfoca en la identificación y análisis de fases y precipitados formados en condiciones fuera de equilibrio, particularmente fases Laves ricas en Nb-Mo-Si y nitruros $(Cr, Nb)_2N$, así como en su relación con los ciclos térmicos y las condiciones de solidificación en el metal de soldadura.

Producción científica

Autor de publicaciones en revistas internacionales arbitradas:

- Rodríguez-Torres, J. A., López-Morelos, V. H., Granados-Becerra, H., & Reyes-Gasga, J. Microstructural Analysis of the Dissimilar Weld AL6XN SASS and 2205 DSS Steels Plates. *Metallography, Microstructure, and Analysis* (2025).
- ✓ *Destacada como una de las 6 mejores publicaciones del 2025 por el editor de la revista Metallography, Microstructure, and Analysis.*
- Rodríguez-Torres, J. A., López-Morelos, V. H., Ruiz, A., Curiel-López, F. F., & Reyes-Gasga, J. Structural analysis by SEM-EBSD of the transverse section of the dissimilar weld SASS AL-6XN–DSS 2205. (2024).

Participación en congresos

Participación en congresos nacionales e internacionales con presentaciones en modalidad oral y cartel, enfocadas en la caracterización microestructural y cristalográfica mediante SEM-EBSD:

- **XLV Encuentro Nacional de la AMIDIQ (2024).** Presentación en modalidad cartel: Caracterización microestructural de la soldadura disímil entre el AID 2205 y AL6XN mediante la técnica de EBSD en MEB.
- **International Materials Research Congress (2024, Cancún, México).** Presentación en modalidad oral: Structural analysis by SEM-EBSD of the transverse section of the dissimilar weld SASS AL6XN – DSS 2205.
- **XIII Congreso Nacional de Microscopía (2024, Monterrey, México).** Presentación en modalidad oral: Análisis estructural por MEB-EBSD de la sección transversal de la soldadura disímil AISI AL6XN – AISI 2205.
- **CONAMAF (2025, UNAM, Morelia, México).** Presentación en modalidad cartel: Evaluación mecánica y microestructural de una soldadura disímil entre los aceros AL-6XN y 2205.
- **International Materials Research Congress (2025, Cancún, México).** Presentación en modalidad oral: Microstructural characterization of phases and precipitates in the AL6XN/AISI 2205 dissimilar welded joint.

Experiencia en laboratorios externos a la UMSNH.

Participé en actividades académicas en el Laboratorio Nacional de Caracterización de Materiales (LaNCaM) del CFATA-UNAM, brindando apoyo en el área de caracterización microestructural mediante **EBSD**. Colaboré en la capacitación de personal técnico y en la implementación de pruebas para definir parámetros de operación y condiciones óptimas del sistema. Estas actividades contribuyeron a la optimización en la adquisición y análisis de datos de difracción. ***Mi participación fortaleció el uso del equipo y la transferencia de conocimiento especializado en el laboratorio.***

Formación de recursos humanos

Alexander Sandoval García

Tesis de Ingeniería en Nanotecnología (2025)
Formación en microscopía electrónica de barrido de emisión de campo aplicada a la caracterización de nanomateriales
Instituto Tecnológico Superior de Ciudad Hidalgo
Co-asesoría (Residencia profesional y tesis).



Structural analysis by SEM-EBSD of the transverse section of the dissimilar weld SASS AL-6XN–DSS 2205

J. A. Rodríguez-Torres¹ · V. H. López-Morelos¹ · A. Ruiz¹ · F. F. Curiel¹ · J. Reyes-Gasga²

Received: 17 September 2024 / Accepted: 4 November 2024 / Published online: 17 November 2024
© The Author(s), under exclusive licence to The Materials Research Society 2024

Abstract

This study presents a detailed microstructural analysis of a dissimilar welded joint between duplex stainless steel (DSS) 2205 and super-austenitic stainless steel (SASS) AL-6XN using electron backscattered diffraction (EBSD) in the scanning electron microscope (SEM). The joint was welded with ER-NiCrMo3 filler wire using gas metal arc welding (GMAW) with spray transfer mode and 1.6 kJ/mm heat input. The microstructure of the base materials (BM) revealed equiaxed austenitic grains in AL-6XN and an approximate 50:50 ratio of elongated austenite and ferrite grains in DSS 2205. Notably, the heat-affected zone (HAZ) in DSS 2205 showed random texture due to ferritization and grain coarsening. EBSD analysis at the interfaces revealed epitaxial grain growth from partially melted grains while energy-dispersive X-ray maps disclosed complex interdendritic particles in the weld metal (WM). Vickers microhardness profiles were correlated with the observed microstructural features across the welded joint.

Introduction

Joining dissimilar materials, such as AL-6XN super-austenitic stainless steel and 2205 duplex stainless steel, is critical in industry due to their unique properties [1–3]. However, welding these materials poses significant technical challenges, as differences in their physical, chemical, and metallurgical characteristics can affect the quality and performance of the welded joint. The study of dissimilar joints

focuses on optimizing welding processes and enhancing the mechanical properties of these joints.

Both AL-6XN super-austenitic stainless steel (SASS) and duplex stainless steel (DSS) 2205 offer an excellent combination of corrosion resistance and mechanical strength, making them ideal for demanding applications in the chemical, petrochemical, water treatment, pharmaceutical, and oil and gas industries [3, 4].

Welding dissimilar materials induce stresses (tensile, compressive, and torsional), which arise from factors such as the welding process, joint design, and the physicochemical properties of the materials [5]. These stresses, influenced by thermoelastoplastic phenomena, significantly impact the microstructure in the heat-affected zone (HAZ) and the fusion zone (FZ) [6], affecting grain growth and the segregation of alloying elements.

The primary goal of dissimilar welded joints is to join materials in a way that effectively distributes the stresses encountered during welding [7]. Residual stresses formed during solidification and cooling can cause plastic deformation and dislocation redistribution, leading to altered microstructures. These changes necessitate specialized characterization techniques for accurate analysis [8–10].

Previous studies have primarily focused on analyzing the microstructure and mechanical properties of dissimilar welded joints made with ERNiCrMo-3 filler material, reporting the presence of Mo-Nb-rich precipitates and grain

✉ J. A. Rodríguez-Torres
atorres@umich.mx

✉ V. H. López-Morelos
vhlopez@umich.mx

A. Ruiz
alberto.ruiz@umich.mx

F. F. Curiel
Francisco.curiel@umich.mx

J. Reyes-Gasga
jreyes@fisica.unam.mx

¹ Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Edificio U, Ciudad Universitaria, Morelia, Michoacán, Mexico

² Instituto de Física, UNAM, Circuito de La Investigación S/N, Ciudad Universitaria, 04510 Coyoacán, México, D.F., Mexico



Microstructural Analysis of the Dissimilar Weld AL6XN SASS and 2205 DSS Steels Plates

José Antonio Rodríguez-Torres¹ · Víctor Hugo López-Morelos¹ · Heriberto Granados-Becerra¹ · José Reyes-Gasga²

Received: 3 October 2024 / Revised: 18 January 2025 / Accepted: 29 January 2025
© The Author(s) 2025

Abstract

Microstructural and chemical analyses of a dissimilar welded joint between AL6XN super austenitic stainless steel and 2205 duplex stainless steel plates by scanning electron microscopy, energy-dispersive X-ray spectroscopy, electron backscatter diffraction, and X-ray diffraction were carried out. Gas-metal arc welding process used ERNiCrMo-3 filler wire and 95Ar, 3%N₂, 2%O₂ as shielding gas. Voltage, current, and travel speed were set up to a heat input of 1.6 kJ/mm. The analyses were done in the dilution, fusion, and heat-affected zones. The dilution percentage at the AL6XN SASS and the 2205 DSS interfaces yielded 12.97 and 13.75%, respectively. Phase analysis provided insights into microstructural evolution, including twin dissolution, at the HAZ-2205 DSS interface. The formed precipitates were rich in Nb, Mo, Ti, Al and Si. The Vickers microhardness measurements revealed variations attributed to thermal gradients and cooling rates.

Keywords GMAW-WELDING · AL6XN SASS · 2205 DSS · SEM · EDS · EBSD · XRD

Introduction

Stainless steels are iron, chromium, and nickel alloys known for their excellent corrosion resistance due to the formation of a protective, stable-compact, and homogeneous chromium oxide film. In addition to chromium, they contain other alloying elements such as molybdenum, nitrogen, copper, manganese, tungsten, titanium, and niobium, among others [1, 2]. Their mechanical properties, corrosion resistance, and weldability are determined by their microstructure, which in turn is influenced by their chemical composition [3]. Based

on their crystalline structure, stainless steels are classified into several groups, including austenitic, ferritic, martensitic, precipitation hardening, and duplex [1, 2]. Super austenitic stainless steels (SASSs), like AL6XN, exhibit in all range of temperatures a stable austenitic phase due to nickel content. SASS has excellent corrosion resistance [1]. Like the austenitic stainless steels which consist of the austenitic phase, but when it is exposed to temperatures between 500 °C and 900 °C, the diffusion of Cr and C leads to the precipitation of intermetallic compounds and chromium-rich carbides [4, 5].

In SASSs, the iron content is approximately 50 wt.%, with chromium (21 wt.%), nickel (23 wt.%), and molybdenum (2 to 5 wt.%) as the primary alloying elements. They have a face-centered cubic (fcc) unit cell with space group Fm3m. Compared to stainless steels like 304L, 316L, and 317L, the Cr–Ni–Mo content in the AL6XN SASS alloy is significantly higher [4]. Its low carbon and high nickel content minimize the precipitation of carbides and secondary phases during the welding process. The nitrogen added to the alloy acts as an austenite stabilizer. This alloy is used in applications within the nuclear industry, as well as pipes, pumps, valves, and other equipment [1].

On the other hand, duplex stainless steel (DSS) exhibits a nearly equal coexistence of ferrite-bcc (α) and austenite-fcc (γ) phases, with an approximate 50/50 ratio [6]. This combination of phases provides excellent corrosion

✉ José Reyes-Gasga
jreyes@fisica.unam.mx

José Antonio Rodríguez-Torres
atorres@umich.mx

Víctor Hugo López-Morelos
vlopez@umich.mx

Heriberto Granados-Becerra
heriberto.granados@umich.mx

¹ Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, UMSNH, Edificio U, Ciudad Universitaria, Santiago Tapia 403, Colonia Centro, 58030 Morelia, Mexico

² Instituto de Física, UNAM, Circuito de la Investigación s/n, Ciudad Universitaria, 04510 Coyoacán, Mexico, D.F., Mexico

- ✓ Destacada como una de las 6 mejores publicaciones del 2025 por el editor de la revista *Metallography, Microstructure, and Analysis*.



Metallography, Microstructure, and Analysis

An ASM International and Springer
Publication

Editor-in-Chief
Ryan M. Deacon

Advisory Editor
Chris Bagnall

Associate Editor
Elvin Beach
Lisa Deibler

February 25, 2026

Dear Dr. Rodríguez-Torres, Dr. López-Morelos, Dr. Granados-Becerra, and Dr. Reyes-Gasga,

I am pleased to inform you that your manuscript "Microstructural Analysis of the Dissimilar Weld AL6XN SASS and 2205 DSS Steels Plates" has been selected as an Editor's Choice article for 2025 from *Metallography, Microstructure, and Analysis*.

This selection is reflective of the comprehensive nature of your paper and its overall excellence. Only six papers are selected each calendar year as an Editor's Choice article from among all of the articles published in *Metallography, Microstructure, and Analysis* for that year.

Your paper is now available as a "Free Access" article on Springer's website, which means the paper can be viewed 24/7 worldwide. Normally, "Free Access" would cost the authors US \$3000, but because your paper has been chosen as an Editor's Choice article, there is no charge to you. To view your article as an Editor's Choice selection on Springer's website for our journal, please visit: <http://www.springer.com/materials/surfaces+interfaces/journal/13632> and you will see the link "Free Editor's Choice Articles" under Journal Updates.

On behalf of myself and the team of associate and advisory editors of *Metallography, Microstructure, and Analysis*, I congratulate you for the selection of your article as an Editor's Choice article. Thank you for submitting your outstanding work to our Journal. We look forward to your continued contributions to *Metallography, Microstructure, and Analysis*.

Sincerely,

A handwritten signature in black ink, appearing to read 'Ryan M. Deacon'.

Ryan M. Deacon, Ph.D.
Editor-in-Chief
Metallography, Microstructure and Analysis

XLV Encuentro Nacional de la AMIDIQ

CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LA SOLDADURA DISÍMIL ENTRE EL AID 2205 Y AISA AL6XN MEDIANTE LA TÉCNICA DE EBSD EN MEB.

José Antonio Rodríguez Torres ^a, Víctor Hugo López Morelos ^a, José Reyes Gasga ^b.

^aDepartamento de soldadura, Instituto de investigación en metalurgia y materiales UMSNH.

^bDepartamento de materia condensada, instituto de física UNAM.

atorres@umich.mx

Resumen

En este estudio se llevó a cabo la soldadura disímil entre el acero inoxidable super austenítico AL6XN y el acero inoxidable dúplex 2205, utilizando un electrodo ERNiCrMo-3 en el modo de transferencia por rocío, con un aporte térmico de 1.8 kJ/mm. La junta soldada se caracterizó y evaluó mediante técnicas de difracción de electrones retrodispersados en el microscopio electrónico de barrido (EBSD SEM). Se analizó el comportamiento microestructural de la sección transversal de la soldadura en la zona superior, central e inferior a lo largo de cada línea de fusión del metal de soldadura. Además, se llevó a cabo el análisis del comportamiento orientacional en ambas interfases y a diferentes regiones como son la zona de dilución ZD, la línea de fusión LF y la zona afectada térmicamente ZAT. Los resultados obtenidos indicaron la estructura y composición química de las interfases. En la interfase con el acero inoxidable dúplex 2205 se observó que la ZAT experimentó cambios microestructurales importantes. La temperatura elevada transformó la fase austenítica en ferrita y que la ferrita creció a expensas de la austenita, mientras que en la interfase con el AL6XN no presentó cambios considerables. Estos resultados son esenciales para controlar la microestructura y mejorar las propiedades de las soldaduras, y permite optimizar su rendimiento y durabilidad en diversas aplicaciones industriales.

Introducción

La soldadura disímil entre materiales como el AL6XN y el acero inoxidable Duplex 2205 representa un desafío significativo pero esencial en numerosas aplicaciones industriales. La comprensión de la microestructura y las propiedades de la zona de soldadura es fundamental, y para ello en este trabajo se emplean técnicas avanzadas de caracterización, como la difracción de electrones en el microscopio electrónico de barrido (SEM), lo que permitió un análisis detallado de la estructura cristalina en la zona de soldadura, proporcionando información clave sobre la orientación, la presencia de fases y la calidad de la unión.

Los aceros inoxidables dúplex y superausteníticos han demostrado ser altamente soldables en la metalurgia de trabajos de soldadura debido al conformado de la junta soldada entre los materiales base y el metal de soldadura [1]. La soldadura disímil está siendo utilizada con mayor frecuencia en el diseño de estructuras de ingeniería o componentes que requieren un proceso de reparación o reemplazo.

La aleación AL6XN ha sustituido al acero inoxidable AISI 316L y está siendo ampliamente empleada en aplicaciones ingenieriles. Recientemente representa un material potencialmente utilizable en componentes de la industria nuclear y en aquellos que están en contacto directo con ambientes altamente corrosivos, como el agua de mar, debido a sus altos contenidos de Cr, Ni, Mo y N [2].

Los aceros inoxidables dúplex (AID) tienen numerosas aplicaciones debido a sus propiedades de alta resistencia mecánica y a la corrosión, gracias a la coexistencia entre sus fases austenita y ferrita, las cuales se encuentran en una proporción aproximada de 50/50. Durante el calentamiento, el comportamiento del acero inoxidable dúplex 2205 en la zona afectada por el calor de una junta soldada sufre una transformación de fase. Esto provoca la disolución de la fase austenita, lo que resulta en la coalescencia de los granos de fase ferrita, y durante el enfriamiento relativamente rápido no permite la regeneración completa de la fase austenita [3].



August 2024

TO WHOM IT MAY CONCERN
P r e s e n t

This is to certify that *Jose Antonio Rodríguez Torres, Víctor Hugo Lopez Morelos, Reyes Gasga Jose, Alberto Ruiz Marines, Francisco Fernando Curiel Lopez* presented the contribution: **STRUCTURAL ANALYSIS BY SEM-EBSD OF THE TRANSVERSE SECTION OF THE DISSIMILAR WELD SASS AL6XN - DSS 2205** as **Oral** modality, in the *H2. Science and Technology of Welding and Joining of Materials* Symposium at the **32nd International Materials Research Congress** held in Cancun, Mexico from August 18th to 23th, 2024.

Sincerely,

Jesús González Hernández
President



August 2025

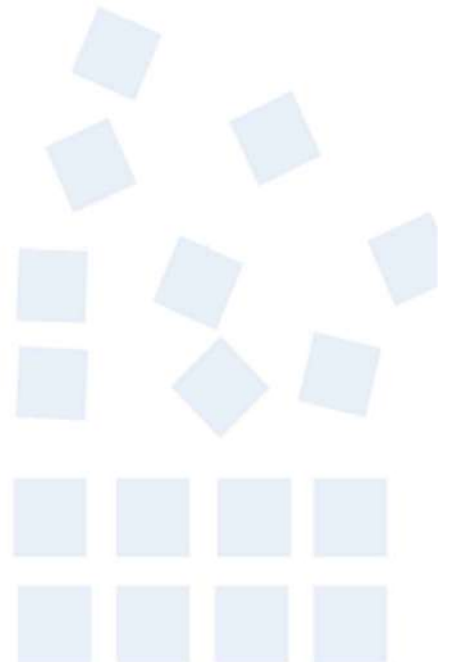
TO WHOM IT MAY CONCERN
P r e s e n t

This is to certify that *Jose Antonio Rodríguez Torres, Víctor Hugo Lopez Morelos, Reyes Gasga Jose, Francisco Fernando Curiel López, Giovanni Candelario Justo* presented the contribution: **MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF PHASES AND PRECIPITATES IN THE AL6XN/AISI 2205 DISSIMILAR WELDED JOINT** as Oral modality, in the *F4. Science and Technology of Welding, Joining and Additive Manufacturing* Symposium at the 33rd International Materials Research Congress held in Cancun, Mexico from August 17th to 21st, 2025.

Sincerely,

/


Dra. Cecilia Noguez Garrido
SMMater President



SF4-0012



Experiencia en laboratorios externos a la UMSNH durante mi doctorado.



CENTRO DE FÍSICA APLICADA Y TECNOLOGÍA AVANZADA



ASUNTO: Constancia

A QUIEN CORRESPONDA:

El Laboratorio Nacional de Caracterización de Materiales (LaNCaM) del Centro de Física Aplicada y Tecnología Avanzada (CFATA) de la Universidad Nacional Autónoma de México (UNAM) hace *constar* que el M. en C. José Antonio Rodríguez Torres ha participado activamente durante el desarrollo de sus estudios de doctorado, brindando apoyo académico en el área de caracterización microestructural mediante la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD).

Durante este periodo, ha contribuido en la capacitación del personal técnico del laboratorio en la técnica de EBSD, así como en la implementación de pruebas experimentales orientadas a la definición de parámetros de operación y condiciones óptimas de trabajo del sistema EBSD, incluyendo las del detector y las del microscopio electrónico de barrido.

Estas actividades han permitido fortalecer el uso adecuado del equipo, optimizar la adquisición de datos y consolidar criterios técnicos para el análisis de patrones de difracción, contribuyendo al desarrollo y aumento de las capacidades especializadas dentro del laboratorio. Su participación representa una contribución relevante en la transferencia de conocimiento técnico especializado, en el marco de su formación doctoral y como parte de sus actividades de retribución social.

Se extiende la presente constancia para los fines académicos que al interesado convengan.

Atentamente

“POR MI RAZA HABLARÁ EL ESPÍRITU”

Campus UNAM Juriquilla, Qro. 27 de marzo de 2026.


Dr. Rodrigo Alonso Esparza Muñoz

resparza@fata.unam.mx

Investigador Titular “B” de T.C.

Responsable Técnico del Laboratorio Nacional de Caracterización de Materiales



Boulevard Juriquilla No. 3001, Juriquilla, Qro. C.P. 76230
Tel. (55) 5623 4150, (55) 5623 4151, (442) 238 1150 y (442) 238 1151



Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

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



A quien corresponda,

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

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

Datos del manuscrito que se presenta a revisión		
Programa educativo	Doctorado en ciencias en metalurgia y ciencia de los materiales	
Título del trabajo	CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LA SOLDADURA DISÍMIL AL6XN - AID 2205 MEDIANTE LA TÉCNICA DE DIFRACCIÓN DE ELECTRONES RETRODISPERSADOS (EBSD)	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	José Antonio Rodríguez Torres	atorres@umich.mx
Director	Víctor Hugo López Morélos	vhlopez@umich.mx
Codirector	José Reyes Gasga	jreyes@fisica.unam.mx
Coordinador del programa	Alberto Ruíz Marines	alberto.ruiz@umich.mx

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

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

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



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

Datos del solicitante	
Nombre y firma	José Antonio Rodríguez Torres / / VIN
Lugar y fecha	Morelia, Michoacán, México a 15 de abril 2026

José Antonio Rodríguez Torres

CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LA SOLDADURA DISÍMIL AL6XN - AID 2205 MEDIANTE LA TÉCNICA DE DIFRA...

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid:::3117:579408192

Fecha de entrega

16 abr 2026, 11:41 a.m. GMT-6

Fecha de descarga

16 abr 2026, 11:51 a.m. GMT-6

Nombre del archivo

CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LA SOLDADURA DISÍMIL AL6XN - AID 2205 MEDIANT....pdf

Tamaño del archivo

13.2 MB

100 páginas

25.272 palabras

143.655 caracteres

14% Similitud general

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

Filtrado desde el informe

- Texto citado
- Texto mencionado
- Coincidencias menores (menos de 10 palabras)

Fuentes principales

- 13%  Fuentes de Internet
- 9%  Publicaciones
- 0%  Trabajos entregados (trabajos del estudiante)

Marcas de integridad

N.º de alerta de integridad para revisión

-  **Texto oculto**
246 caracteres sospechosos en N.º de páginas
El texto es alterado para mezclarse con el fondo blanco del documento.

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

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