



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES

“CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA DE UNA SOLDADURA
DISÍMIL IN600/LDX 2101 OBTENIDA POR EL PROCESO DE SOLDADURA GMAW CON
ARCO PULSADO”

Tesis para obtener el Grado de Maestra en Ciencias en Metalurgia y Ciencia de los
Materiales

ING. ANDREA JULIANA ESCUTIA VALDÉS

Director de Tesis

DR. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

Co-Director de Tesis

DR. ALBERTO RUIZ MARINES

MORELIA, MICHOACÁN, AGOSTO 2022



Instituto de Investigación
en Metalurgia y Materiales

Of. Num. IIMM-ST-030-2022
Morelia, Mich., a 29 de Agosto de 2022

ING. ANDREA JULIANA ESCUTIA VALDES
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 Maestra en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada: **“Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil IN600/LDX 2101 obtenida por el proceso de soldadura GMAW con arco pulsado”**, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

05002699	DR. VICTOR HUGO LOPEZ MORELOS	(PRESIDENTE)
97003948	DR. ALBERTO RUIZ MARINES	(Co-presidente)
19000243	DR. FRANCISCO VAPEANI GUERRA LOPEZ	(Vocal)
82008604	DR. RAFAEL GARCIA HERNANDEZ	(Vocal)
99002370	RAMIRO ESCUDERO GARCIA	(Vocal)
10003991	DR. FRANCISCO FERNANDO CURIEL LOPEZ	(Suplente)

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

Atentamente


Dr. Víctor Hugo López Morelos
Director

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



AGRADECIMIENTOS

Quiero agradecer al Instituto de Investigaciones Metalúrgicas y Materiales (IIMM) de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH) por ofrecerme lo necesario para lograr desarrollarme y crecer profesionalmente permitiéndome realizar la Maestría en Metalurgia y Ciencia de los Materiales. Al CONACYT dándome el apoyo para la realización de dicho proyecto.

A mi asesor el Dr. Víctor Hugo López Morelos quiero hacerle un agradecimiento especial por brindarme la confianza y permitirme desarrollar dicho proyecto, además de apoyarme en cada uno de los pasos que realizaba, teniéndome la paciencia siendo una persona con una calidad humana muy grande. No menos importante el Dr. Alberto Ruiz Marines que fungió como co-asesor del proyecto, dándome de igual manera las herramientas y conocimientos para desarrollarlo. A cada uno de mis sinodales el Dr. Rafael García Hernández, Dr. Francisco Fernando Curiel López, Dr. Francisco Vapeani Guerra López y el Dr. Ramiro Escudero García, todos siendo unos excelentes catedráticos y seres humanos. Además, quiero agradecer a cada profesor que me ayudo en mi desarrollo profesional en la Institución.

A mis padres Ana María Valdés García y Martin Nicolás Escutia Saavedra por todo el amor, apoyo incondicional y motivación que me brindan día con día, siendo yo la persona de ahora por ellos tanto en valores, aptitudes y profesionalmente, nunca terminare de agradecerles por tanto, por hacerme luchar por mis sueños y metas sin nunca desistir y creyendo en mí, son mis más grande amor en la vida, los amo.

A mis hermanas Diana Paulina Escutia Valdéz y Carla Daniela Escutia Valdés cada paso que daba lo cuidaban y apoyaban, me enseñaron calidad humana y sobre todo el valor del amor, así como la paciencia y la empatía. Gracias por acompañarme en cada paso que daba. Las amo inmensamente.

A todos mis amigos y familia que me han acompañado a lo largo de mi camino, haciendo la vida más amena y bonita.



ÍNDICE GENERAL

ÍNDICE DE FIGURAS	I
ÍNDICE DE TABLAS	V
RESUMEN	VI
ABSTRACT	VIII
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	1
OBJETIVOS	3
JUSTIFICACIÓN.....	4
HIPÓTESIS.....	5
CAPITULO 2. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE	6
2.1 Inconel 600.....	6
2.1.1 Microestructura del Inconel 600	7
2.1.2 Comportamiento mecánico del Inconel 600	9
2.1.3 Corrosión de la aleación IN600	9
2.1.4 Soldabilidad del Inconel 600.....	10
2.2 Acero inoxidable dúplex austero 2101 (LDX 2101).....	13
2.2.1 Microestructura del acero inoxidable dúplex austero 2101	13
2.2.2 Comportamiento mecánico del acero inoxidable dúplex austero 2101	15
2.2.3 Corrosión del acero inoxidable dúplex austero 2101	15
2.2.4 Soldabilidad de acero inoxidable dúplex austero 2101	16
2.3 Metalurgia de la soldadura de uniones disímiles	19
2.4 Comportamiento en Fractura de los Materiales Metálicos	24



2.4.1 Fractura Dúctil	24
2.4.2 Fractura por clivaje	25
2.4.3 Fractura intergranular.....	25
 CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	27
3.1 Composición química de los materiales base	27
3.2 Caracterización del metal base.....	28
3.2.1 Microestructural	28
3.2.2 Microdureza	28
3.2.3 Ensayo de tensión en materiales base:	28
3.3. Soldadura de los materiales base.	28
3.4 Caracterización microestructural de la unión disímil.	30
3.4.1 Porcentaje de dilución	30
3.4.2 Análisis mediante difracción de electrones retrodispersados (EBSD)	31
3.5 Evaluación de las propiedades mecánicas.	31
3.5.1 Microdureza	31
3.5.2 Ensayo de tensión.....	31
 CAPÍTULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS	33
4.1. Caracterización microestructural de los metales base IN600 y LDX 2101	33
4.1.1 Material base Inconel 600	33
4.1.2. Material base acero inoxidable dúplex austero 2101	36
4.2 Caracterización Mecánica de los Metales Base IN600 y LDX 2101.....	37
4.2.1 Perfiles de Microdureza Vickers	37



4.3. Caracterización de la unión soldada IN600/LDX 2101	38
4.3.1. Caracterización macro y microestructural de la unión disímil IN600/LDX 2101 soldada con ER2209.....	38
4.3.2. Caracterización macro y microestructural de la unión disímil IN600/LDX 2101 soldada con ERNiCrMo-3.	44
4.4 Caracterización mediante difracción de electrones retrodispersados (EBSD) de la unión disímil IN600/LDX 2101 soldada con ER2209 y ERNiCrMo-3.....	50
4.4.1 Análisis por medio de EBSD en la interfase entre el Inconel 600 y el metal de soldadura.....	51
4.4.2 Análisis por medio de EBSD en la interfase entre el LDX 2101 y el metal de soldadura.....	54
4.5 Caracterización mecánica de la unión disímil IN600/LDX 2101 soldada con ER2209 y ERNiCrMo-3.....	58
4.5.1 Perfiles de microdureza Vickers	58
4.5.2 Comportamiento mecánico a la tensión de la unión disímil IN600/LDX 2101 utilizando el metal de aporte ER2209	61
4.5.3 Fractografías de especímenes de tensión de la unión disímil IN600/LDX 2101 utilizando un metal de aporte ER2209.....	63
4.5.4 Comportamiento mecánico a la tensión de la unión disímil IN600/LDX 2101 utilizando un metal de aporte ERNiCrMo-3	64
4.5.5 Fractografías de especímenes de tensión de la unión disímil IN600/LDX 2101 utilizando un metal de aporte ERNiCrMo-3	66
4.5.6 Comparación de las pruebas de tensión entre las dos uniones soldadas empleando los distintos electrodos ER2209 y ERNiCrMo-3	68
 CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES	 71



REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS 73



ÍNDICE DE FIGURAS

CAPÍTULO 2

Figura 2.1. Microestructura del Inconel 600 observada en el microscopio electrónico de barrido [9].....	8
Figura 2. 2. Esquema de los límites de grano presentes en soldaduras con aleaciones base Ni que solidifican como austenita [14].....	11
Figura 2.3. Macrografías de la junta soldada Inconel 600 [9].....	12
Figura 2.4. Microestructura del acero inoxidable austero dúplex 2101 [30].....	14
Figura 2.5. Microestructura de la zona de fusión de un acero inoxidable dúplex [24].	16
Figura 2. 6. Representación esquemática de la soldadura de un acero inoxidable dúplex, de lado izquierdo el sistema Fe-Cr-Ni, A-MS, B-ZAT de alta temperatura, C-ZAT de baja temperatura y D- MB [24, 26]	17
Figura 2. 7. Acero inoxidable dúplex soldado con FCAW; a) ZF y b) ZAT [33].....	19
Figura 2.8. Zona sin mezclar en la interfaz de: a) Soldadura ENiCu-7 e Inconel 600, b) soldadura ENiCu-7 y Monel 400, c) soldadura ENiCu e Inconel 600 y d) Soldadura ENiCu y Monel 400 [19].	21
Figura 2.9. Microestructura de la unión disímil Inconel 625 y DSS 2205 de la zona de fusión tomadas con el MEB [35].....	22
Figura 2.10. Microestructura de la unión disímil IN718/AL6XN; a) Zona de fusión, b) Interfase entre la zona de fusión y el AL6XN, c) Interfase entre la zona de fusión y el IN718 [12].	23
Figura 2. 11. Micro mecanismos de fractura en los metales: a) Fractura dúctil, b) Fractura por clivaje y c) Fractura Intergranular [37].....	26

CAPÍTULO 3

Figura 3.1. Diseño y dimensiones de la junta soldada disímil, cotas en mm.	29
Figura 3.2. Macrografías de los perfiles de soldadura con representación esquemática de la zona de dilución para las uniones; a) ERNiCrMo-3 y b) ER2209.	30



Figura 3.3. Sección transversal de la soldadura disímil LDX 2101/IN600 indicando los niveles en los cuales se realizarán los perfiles de microdureza.	31
Figura 3.4. Geometría de los especímenes para el ensayo de tracción uniaxial, dimensiones en mm.	32

CAPÍTULO 4

Figura 4. 1. Microestructura del material del material base IN600 en su condición de llegada; a) sección longitudinal y b) sección transversal.	33
Figura 4. 2. Micrografías mediante MO y MEB del material base IN600: a) Maclas y Ti(C,N), b) Ti(C,N) y c) Espectro de composición de partículas de Ti(C,N).	35
Figura 4. 3. Mapeo de concentración elemental del MEB de las partículas encontradas en el material de llegada IN600.....	36
Figura 4. 4. Microestructura del material de llegada LDX 2101; a) sección longitudinal y b) sección transversal.....	37
Figura 4. 5. Perfiles de microdurezas Vickers de los materiales de llegada IN600 y LDX 2101, de las secciones trasversal y longitudinal.....	38
Figura 4. 6 Macrografía de la unión disímil IN600/LDX 2101 empleando un material de relleno ER2209.	39
Figura 4. 7. Microestructura de las distintas zonas de la unión disímil IN600/LDX 2101 empleando un material de relleno ER2209; a) MS, b) Fases secundarias del MS, c) Interfase LDX 2101/MS, d) ZATAT y ZATBT del LDX 2101, e) Interfase IN600/MS y f) Zona de no mezcla, ZATAT y ZATBT en el IN600.	41
Figura 4. 8. Mapeo de elementos en el MEB del MS en la unión disímil IN600/LDX2101, utilizando un material de relleno ER2209; a) MS, b) Ti, c) N, d) C, e) Fe, f) Mo, g) Cr, h) Si y i) Ni.	43
Figura 4. 9. Micrografías por MEB de las interfases de la soldadura y fases secundarias encontradas; a) interfase LDX 2101-M, b) partícula rica en Cr y Ti c) partículas ricas Cr, N, Ca, O y Ti d) interfase IN600-MS, e) partículas de TiN y f) partículas ricas en Ni y Cr.	44
Figura 4. 10. Macrografía de la unión disímil IN600/LDX 2101 empleando un material de relleno ERNiCrMo-3.	45



- Figura 4. 11.** Microestructura de las distintas zonas de la unión disímil IN600/LDX 2101 empleando un material de relleno ERNiCrMo-3; a) MS, b) Fases secundarias del MS, c) Interfase LDX 2101/MS, d) ZAT del LDX 210, e) Interfase IN600/MS y f) Zona de no mezcla, ZATAT y ZATBT en el IN600. 46
- Figura 4. 12.** Mapeo elemental en el MEB del MS en la unión disímil IN600/LDX2101, utilizando un material de relleno ERNiCrMo-3; a) MS, b) Nb, c) Mo, d) Ti, e) N, f) C, g) Si, h) Ni y i) Cr.49
- Figura 4. 13.** Micrografías por MEB de las interfases de la soldadura y fases secundarias encontradas; a) interfase LDX 2101-MS, b) partícula rica en Si y C, c) partícula rica en Cr, C y Si, d) interfase IN600-MS, e) Ti(C,N), f) fase Lave..... 50
- Figura 4. 14.** a) Imagen de calidad y b) imagen de fases de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo ENiCrMo-3. c) Imagen de calidad y d) imagen de fases de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo E2209..... 51
- Figura 4. 15.** a y c) Imágenes de calidad y b y d) imágenes de polo inverso z de la interfase Inconel 600 y soldadura con electrodo ENiCrMo-3 y de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo E2209 respectivamente. 52
- Figura 4. 16.** (izquierda) mapas GAM y (derecha) mapas KAM de las interfases a-b) Inconel 600 y soldadura con electrodo ENiCrMo-3 y c-d) de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo E2209..... 54
- Figura 4. 17.** a) Imagen de calidad y b) imagen de fases de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo ENiCrMo-3. c) Imagen de calidad y d) imagen de fases de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo E2209..... 55
- Figura 4. 18.** Imágenes de polo inverso z (izquierda) de ferrita y (derecha) de austenita en las interfases soldadura acero dúplex austero 2101 (a-b) de soldadura con electrodo ENiCrMo-3 y (c-d) de soldadura con electrodo E2209 respectivamente. 56
- Figura 4. 19.** Mapas GAM (izquierda) ferrita y (derecha) austenita de las interfases 2101 AIDA a-b) soldadura con electrodo ENiCrMo-3 y c-d) la soldadura con electrodo E2209. 57
- Figura 4. 20.** Mapas KAM (izquierda) ferrita y (derecha) austenita de las interfases 2101 AIDA a-b) soldadura con electrodo ENiCrMo-3 y c-d) la soldadura con electrodo E2209. 58
- Figura 4. 21.** Sección transversal de la soldadura disímil LDX 2101/IN600 indicando los perfiles usados para la microdureza; a) ER2209 y b) ERNiCrMo-3. 59



Figura 4. 22. Perfiles de microdureza de las uniones disímiles de las distintas secciones del cordón de soldadura; a) ER2209- Superior, b) ERNiCrMo-3- Superior, c) ER2209- Medio, d) ERNiCrMo-3-Medio, e) ER2209- Inferior y f) ERNiCrMo-3-Inferior.	60
Figura 4. 23. Curvas del ensayo de tensión de la soldadura disímil soldada con ER2209 y los metales base IN600 y LDX2201: a) Esfuerzo- Elongación y b) Esfuerzo- Deformación.	62
Figura 4. 24. Probeta de tensión fracturada de la unión empleando un electrodo ER2209.....	63
Figura 4. 25. Fractografías obtenidas en el MEB de los especímenes de tensión de la unión disímil empleando un material de relleno ER2209.....	64
Figura 4. 26. Curvas del ensayo de tensión de la soldadura disímil soldada con ERNiCrMo-3 y los metales base IN600 y LDX2201: a) Esfuerzo- Elongación y b) Esfuerzo- Deformación.	65
Figura 4. 27. Probeta de tensión fracturada de la unión empleando ERNiCrMo-3.....	66
Figura 4. 28. Fractografías obtenidas en el MEB de los especímenes de tensión de la unión disímil empleando un material de relleno ERNiCrMo-3.....	67
Figura 4. 29. Diferencia en las curvas del ensayo de tensión de la soldadura disímil soldada con ERNiCrMo-3 y ER2209 y de los metales base IN600 y LDX2201: a) Esfuerzo- Elongación y b) Esfuerzo- Deformación.....	69



ÍNDICE DE TABLAS

CAPÍTULO 3

Tabla 3. 1. Composición química de los materiales base y los electrodos. 27

Tabla 3. 2. Condiciones generadas durante la soldadura. 29

CAPÍTULO 4

Tabla 4. 1. Cuantificación en porcentaje en peso y porcentaje atómico de las partículas encontradas en el IN600. 34

Tabla 4. 2. Comportamiento mecánico de los MB y la unión disímil empleando ER2209. 62

Tabla 4. 3. Comportamiento mecánico de los MB y la unión disímil empleando ERNiCrMo-3. 66

Tabla 4. 4. Comportamiento mecánico de los MB y la unión disímil empleando ERNiCrMo-3 y ER2209 69



RESUMEN

En el presente trabajo se estudió la unión disímil de una superaleación base níquel, Inconel 600, y un acero inoxidable dúplex austero 2101. La soldadura se realizó mediante el proceso de soldadura GMAW de arco pulsado, empleando dos metales de aporte distintos, ER2209 y ERNiCrMo-3. Esto con el objetivo de establecer cuál de los dos presenta las mejores propiedades metalúrgicas y mecánicas en la junta soldada, realizando para ello una caracterización microestructural mediante varias técnicas, además distintas pruebas mecánicas. Se sabe que una soldadura disímil resulta difícil debido a las distintas propiedades, termofísicas y mecánicas de los materiales a soldar. Esta unión se pretende implementar como una alternativa para sustituir a la junta disímil de Inconel 625 y acero inoxidable dúplex 2205 utilizada en las tuberías de las plantas de generación de energía geotérmica, ya que tanto el Inconel 600 como el acero inoxidable dúplex austero 2101 cuentan con propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión realmente buenas para este tipo de aplicación. La caracterización de las uniones disímiles mostró un porcentaje de dilución menor para la junta soldada con el ERNiCrMo-3, debido a la poca fluidez de las aleaciones base níquel. Se observó una zona de no mezcla en ambas soldaduras en la interfase IN600-MS para el electrodo ER2209 y en la interfase LDX 2101-MS para el electrodo ERNiCrMo-3, esto debido a la poca compatibilidad en composición química y rangos de temperatura de fusión que existe entre los MB y los electrodos. En la ZAT del IN600 de ambas uniones se tuvo un crecimiento excesivo de grano y una zona con menor recrystalización, por lo cual se dio la mayor reducción de dureza. En la soldadura con el electrodo ERNiCrMo-3 se encontró la presencia de fases Laves en esta zona (ZAT). Por otro lado, en la ZAT de la interfase LDX 2101 de las uniones se presentó un desbalance en la relación ferrita-austenita por el fenómeno de ferritización, el cual también causó una reducción de la dureza. Se encontraron fases intermetálicas en la soldadura con el electrodo ERNiCrMo-3, como fases Laves, NbC y TiNC, mientras que en la junta con el electrodo ER2209 se obtuvieron precipitados de Ti, N y C. Los resultados en EBSD mostraron en los mapas de fases, en el MS, para ambos electrodos se obtuvo austenita aun siendo uno de ellos un acero inoxidable dúplex, los mapas de KAM por su parte, mostraron una mayor desorientación en la unión soldada con el electrodo ERNiCrMo-3 en la interfase con el LDX 2101. Las fracturas de las pruebas mecánicas de tensión se observaron en el MS con el electrodo ER2209 por la presencia de las fases secundarias interdendríticas ahí presentes y en el MB IN600 para el electrodo ERNiCrMo-3 por el crecimiento de grano excesivo



en la ZAT y la presencia de fases no deseables. Sin embargo, se puede concluir que los parámetros usados en la soldadura GMAW por arco pulsado fueron los adecuados, ya que las uniones resultaron mecánicamente eficientes, 4.1% menor para la unión disímil empleando el material de relleno 2209, el cual resulta más económico en el mercado.

Palabras clave: Unión disímil, ferritización, zona de no mezcla, ERNiCrMo-3, ER2209, GMAW por arco pulsado, inconel 600, acero inoxidable dúplex 2101



ABSTRACT

In the present work, the dissimilar joining of a nickel-based superalloy, Inconel 600, and a 2101 duplex stainless Steel was studied. The welding was performed by the pulsed arc GMAW welding process, using two different filler metals, ER2209 and ERNiCrMo-3. The objective was to establish which of the two has the best metallurgical and mechanical properties in the welded joint, performing a microstructural characterization by means of several techniques, as well as different mechanical tests. It is known that a dissimilar weld is difficult due to the different thermophysical and mechanical properties of the materials to be welded. This joint is intended to be implemented as an alternative to replace the dissimilar joint of Inconel 625 and 2205 duplex stainless steel used in geothermal power plant piping, since both Inconel 600 and 2101 duplex stainless steel have really good mechanical properties and corrosion resistance for this type of application. The characterization of the dissimilar joints showed a lower dilution percentage for the joint welded with ERNiCrMo-3, due to the low fluidity of the nickel base alloys. A non-mixing zone was observed in both welds at the IN600-MS interface for the ER2209 electrode and at the LDX 2101-MS interface for the ERNiCrMo-3 electrode, this due to the poor compatibility in chemical composition and melting temperature ranges that exists between the MB's and the electrodes. In the IN600 HAZ of both junctions there was excessive grain growth and a zone with less recrystallization, which resulted in the greatest reduction in hardness. In the welding with the ERNiCrMo-3 electrode, the presence of Laves phases was found in this zone (HAZ). On the other hand, in the HAZ of the LDX 2101 interface of the joints there was an imbalance in the ferrite-austenite ratio due to the ferritization phenomenon, which also caused a reduction in hardness. Intermetallic phases were found in the weld with the ERNiCrMo-3 electrode, such as Laves, NbC and TiNC phases, while Ti, N and C precipitates were obtained in the joint with the ER2209 electrode. The results in EBSD showed in the phase maps, in the MS, for both electrodes austenite was obtained even being one of them a duplex stainless steel, the KAM maps on the other hand, showed a greater misorientation in the joint welded with the ERNiCrMo-3 electrode at the interface with LDX 2101. Fractures in the mechanical tensile tests were observed in the MS with the ER2209 electrode due to the presence of interdendritic secondary phases present there and in the MB IN600 for the ERNiCrMo-3 electrode due to excessive grain growth in the HAZ and the presence of



undesirable phases. However, it can be concluded that the parameters used in the pulsed arc GMAW welding were adequate, since the joints were mechanically efficient, 4.1% lower for the dissimilar joint using the filler material 2209, which is cheaper in the market.

Keywords: dissimilar bonding, ferritization, non-mixing zone, ERNiCrMo-3, ER2209, pulsed arc GMAW, inconel 600, duplex stainless steel 2101



CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

Las uniones disímiles cada vez son más requeridas ya que varias aplicaciones tienen la necesidad de unir componentes con diferentes propiedades mecánicas y electroquímicas. Una prueba de ello es en la generación de energía en plantas geotérmicas donde se utiliza el calor natural de la tierra para generar electricidad. En las plantas geotérmicas se utiliza en las tuberías uniones disímiles de Inconel 625 y acero inoxidable dúplex 2205 para transportar líquidos y vapores altamente corrosivos con presencia de cloruros, dióxido de carbono y sulfuros a temperaturas altas y bajas llegando hasta temperaturas criogénicas [1-3].

La unión disímil con la superaleación Inconel 600 y el acero inoxidable dúplex austero 2101 (LDX 2101[®], outokumpu) se estudia en el presente trabajo para tener una opción que pueda llegar a sustituir la junta disímil antes mencionada. La superaleación base níquel Inconel 600 con una microestructura austenítica (FCC) es ampliamente utilizada en aeronáutica, ingeniería espacial, aplicaciones marítimas, plantas petroleras, entre otras, por sus propiedades únicas, como la resistencia a la corrosión aún a temperaturas altas en especial en compuestos de azufre y por el alto contenido de níquel a algunos compuestos orgánicos e inorgánicos [4, 5]. Por otro lado, el acero inoxidable dúplex austero 2101 es una aleación con contenido bajo en Ni y Mo, tiene una microestructura ferrita/austenita que ofrece alta resistencia, una excelente resistencia a la corrosión bajo tensión en cloruros y buena soldabilidad. Por sus buenas propiedades desde hace tiempo ha comenzado a reemplazar a los aceros inoxidables austeníticos convencionales. Las aplicaciones típicas son en la industria química y petrolera [6-8].

No obstante, cuando este tipo de aleaciones son unidas por medio de algún tipo de soldadura por fusión ocurren transformaciones metalúrgicas, como son la precipitación de carburos, el empobrecimiento del cromo en la matriz lo que reduce la resistencia a la corrosión y oxidación, al igual que, un decremento en sus propiedades mecánicas [9, 10]. Para contrarrestar estos efectos se propone la utilización del proceso de soldadura por arco metálico con protección gaseosa pulsado (GMAW-P por sus siglas en inglés), el cual por una disminución en la entrada de calor las propiedades del material no se ven tan afectadas, además de presentar una fusión aceptable y una zona de afectación térmica menor [11].

Otro punto importante que se evalúa en este proyecto es el material de aporte utilizado, el cual es de gran importancia en las uniones disímiles ya que pueden generarse diversos problemas en la



soldadura que merman sus propiedades. Por lo cual y englobando todo lo antes mencionado se realizó caracterización microestructural y mecánica para evaluar el desempeño de la unión IN600/LDX 2101 y establecer cuál es el electrodo más recomendable para su unión de estas aleaciones disímiles.



OBJETIVOS

Objetivo General

Determinar las características microestructurales y su relación con el comportamiento mecánico de la junta disímil Inconel 600/LDX 2101 soldada mediante el proceso de soldadura GMAW con arco pulsado empleando como metales de aporte los electrodos ERNiCrMo-3 y ER2209.

Objetivos Específicos

- ✓ Evaluar las características microestructurales y mecánicas esenciales de los materiales base.
- ✓ Realizar las soldaduras disímiles empleando el proceso de soldadura GMAW- pulsado entre los materiales Inconel 600 y acero inoxidable dúplex austero 2101, con los materiales de aporte ERNiCrMo-3 y ER2209.
- ✓ Realizar la caracterización microestructural de la junta soldada a detalle en sus diferentes zonas.
- ✓ Evaluar el comportamiento mecánico de las uniones por medio de ensayos de tensión y perfiles de microdureza.
- ✓ Caracterizar a detalle las fracturas para establecer los tipos de falla.



JUSTIFICACIÓN

En las plantas donde se genera la energía eléctrica a partir de energía geotérmica se utilizan tuberías las cuales necesitan ser altamente resistentes a la corrosión y oxidación a altas y bajas temperaturas. Las uniones disímiles de Inconel 625 y acero inoxidable dúplex 2205 son comúnmente utilizadas en las plantas geotérmicas. Sin embargo, en el presente estudio se propone una nueva unión disímil entre Inconel 600 y un acero inoxidable dúplex austero 2101 la cual se espera que en algún momento pueda sustituir la unión antes mencionada. Una ventaja importante de la soldadura disímil propuesta, es el costo del IN600 en comparación al IN625. La aleación LDX 2101 está protegida por derechos de patente por lo que su comercialización se ha limitado y su costo es superior al acero inoxidable dúplex 2205 a pesar de tener menores contenidos de elementos aleantes.

Un aspecto muy importante al realizar una unión disímil, además de los parámetros de soldadura, es el metal de aporte a utilizar, ya que se podrían presentar una serie de problemas en la junta soldada si no se utilizará el correcto. La composición química y el punto de fusión del electrodo ER2209 cuenta con una afinidad mayor por el LDX 2101, mientras que el electrodo ERNiCrMo-3 es más compatible con la superaleación Inconel 600. Así, la realización de este estudio indicará con cuál de los dos materiales de aporte se obtiene mejores resultados en sus propiedades metalúrgicas y mecánicas al realizar la soldadura.

Se presentan algunos inconvenientes al soldar a dos aleaciones (IN600 y LDX 2101) con procesos convencionales como la disminución de sus propiedades, por ejemplo, una baja en la resistencia a la corrosión y oxidación, la formación de fases secundarias y frágiles que actúan como concentradores de esfuerzos, entre otras, esto por la gran cantidad de calor transferido durante el proceso. Los modos en los que se transfiere el metal de aporte al baño de soldadura pueden aumentar o disminuir la entrada de calor, por lo cual se cree conveniente utilizar el modo pulsado del proceso GMAW para realizar la unión disímil IN600/LDX 2101. Este modo de transferencia del material de aporte tiene la ventaja de transmitir menos calor que el modo de transferencia por roció (típicamente utilizado para soldar aleaciones base Ni) o globular (típicamente utilizado para soldar aceros inoxidables dúplex), además de que se generar buena fusión y una disminución en el área de la zona afectada por el calor.



HIPÓTESIS

La composición química de los electrodos ER2209 y ERNiCrMo-3 es afín a la del acero inoxidable dúplex 2101 y la aleación Inconel 600, respectivamente, en su composición química y punto de fusión, por lo cual con los dos metales de aporte se generarán uniones disímiles con buenas propiedades tanto microestructurales como mecánicas. Sin embargo, se espera que el electrodo de ERNiCrMo-3 tenga menos resistencia al crecimiento de grieta por la cantidad de fases secundarias que se generan en su microestructura por el alto contenido de Mo y Nb y la baja solubilidad de estos elementos en el níquel.



CAPITULO 2. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

La energía geotérmica es conocida como una fuente renovable de energía la cual utiliza el calor natural de la tierra para generar electricidad. El agua de lluvia es filtrada por debajo de la superficie de la tierra, entrando en contacto con el magma y por consecuencia, se calienta convirtiéndose parcial o completamente en vapor. Para lograr alcanzar este fluido, generalmente se perforan pozos con profundidades de 1,500 a 3,000 metros. Estos fluidos se llevan a la superficie, con el fin de que el vapor impulse las turbinas que generan electricidad, y los líquidos restantes se inyectan nuevamente en el depósito. Las plantas de energía geotérmica se alimentan con salmuera caliente altamente corrosiva, ya que cuenta con altos niveles de cloruros entre 106,000 y 167,000 ppm, PH entre 4.5 y 5.7, H₂S 1050 ppm y CO₂ entre 800 y 4,800 ppm. Las tuberías utilizadas son fabricadas con uniones de Inconel 625 y dúplex 2205, siendo estas muy relevantes para la industria geotérmica [2]. Sin embargo, se busca remplazar esta unión por una más económica, proponiendo como alternativa la soldadura disímil Inconel 600/ LXD 2101, la cual resulta menos costosa.

Por otro lado, también ha surgido interés de realizar las soldaduras disímiles, ya que varias aplicaciones enfrentan la necesidad de unir diferentes aleaciones optimizando el diseño y con ello explotando las características individuales de sus propiedades mecánicas y electroquímicas que tiene cada material de acuerdo con las condiciones de servicio en las que se requiera su uso, ya sea en un proceso de reparación o remplazo [1, 12].

2.1 Inconel 600

El Inconel 600 es una superaleación base níquel, sus principales elementos de composición química son el Ni, Fe y Cr. La microestructura que presenta es austenítica (FCC), además de poseer excelentes propiedades mecánicas tales como alta resistencia y buena ductilidad. Gracias a la presencia de la capa pasiva de óxido producida por el cromo cuenta con una excelente resistencia a la corrosión a altas temperatura y ante compuestos oxidantes y de azufre. El contenido alto en níquel proporciona a la aleación resistencia alta a la corrosión ante compuestos orgánicos e inorgánicos. Debido a estas características el Inconel 600 se utiliza principalmente en tubos de intercambiadores de calor en plantas de energía nuclear y plantas químicas [4, 9, 13].

Sin embargo, el IN600 cuenta con la necesidad de tener un control en la entrada de calor al ser soldado, ya que es muy susceptible a presentar algunos cambios metalúrgicos dañinos, como lo



son la precipitación de carburos, el agotamiento de cromo el cual afecta su resistencia a la corrosión, entre otros más [9].

2.1.1 *Microestructura del Inconel 600*

Las aleaciones base Ni cuentan con una matriz austenítica (FCC), la cual es expandida y reforzada mediante la adición de elementos sustitucionales como el Cr, Fe, Mo y Cu, estos elementos solo promueven dicha fase si su límite de solubilidad no es excedido. Estas aleaciones contienen normalmente carburos cuya naturaleza está determinada por una composición y tratamiento térmico. La adición de Nb, Ti, W, Mo y Ta dan lugar a la formación de carburos del tipo MC, mientras que los carburos del tipo $M_{23}C_6$ son promovidos por el Cr, Mo y W, estos dos tipos de carburos son los más comunes en estas aleaciones [14].

Los elementos presentes en la aleación base Ni le proporciona ciertas propiedades físicas y químicas, como se menciona a continuación [15]:

- Níquel – Es estabilizador de la fase FCC y formador γ' ($(Ni_3(Al, Ti))$), e inhibe la formación de fases nocivas para la aleación.
- Cromo – Brinda la resistencia a la corrosión y sulfuración mediante la formación de una capa pasiva. Ayuda al endurecimiento por solución sólida y forma carburos de límite de grano.
- Molibdeno, tantalio y tungsteno - Genera endurecimiento por solución sólida y forma carburos del tipo MC.
- Titanio – Forma γ' y carburos del tipo MC.
- Aluminio - Forma γ' y mejora la resistencia a la corrosión.
- Carbono – provoca la formación de carburos.
- Niobio y tantalio - Forma γ' (Ni_3Nb) y carburos del tipo MC.
- Boro y zirconio – Mejora la resistencia mecánica y retarda la formación de Ni_3Nb .
- Lantano e itrio - Mejora la resistencia a la corrosión.

Herrera y col. [9] analizaron la microestructura de la aleación IN600 (Figura 2.1), la cual estaba compuesta por granos equiaxiales austeníticos, además de observarse precipitación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ en los límites de grano, mientras que al interior de los granos austeníticos se detectaron del tipo MC y M_7C_3 .

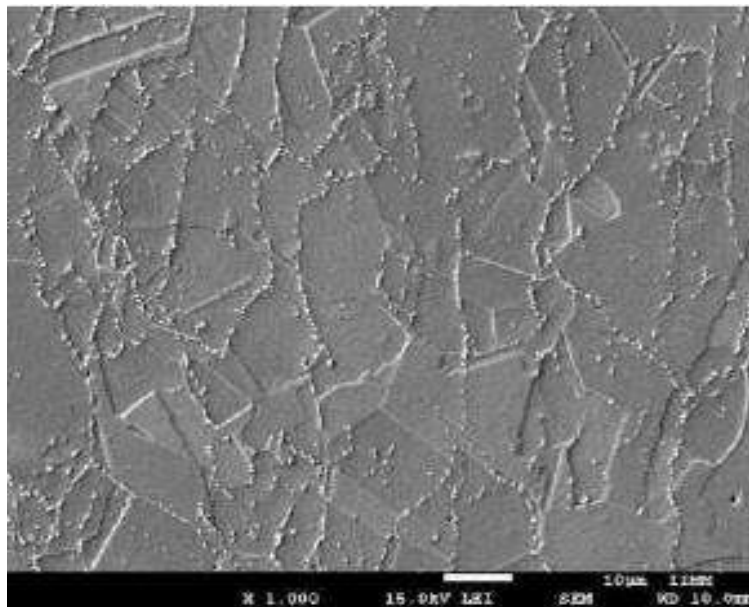


Figura 2.1. Microestructura del Inconel 600 observada en el microscopio electrónico de barrido [9].

Comúnmente en la microestructura de la aleación base Ni se encuentran maclas. En general la tensión necesaria para producir maclas es mayor y menos sensible a la temperatura que es necesaria para el deslizamiento. El maclado generalmente se produce cuando el sistema de deslizamiento se ve restringido o cuando se aumenta por alguna razón la tensión cizallante crítica resuelta, de manera que la tensión para el maclado sea menor que la tensión necesaria para el deslizamiento. Las deformaciones en la red que se requieren para generar maclas son pequeñas, por consiguiente, la deformación macroscópica que se puede producir por maclado resulta ser pequeña. Lo realmente importante es que el maclado produce cambios en la orientación que puede llegar a situar nuevos sistemas de deslizamiento en condiciones favorables respecto al eje de tensión y con ello puede llegar a ocurrir un deslizamiento adicional. Las maclas se pueden generar ya sea por deformación mecánica o como resultado del recocido después de que existe la deformación plástica. Las primeras se les conoce como maclas mecánicas y a las otras como maclas de recocido. Las maclas de recocido suelen producirse en metales que cuentan con una estructura FCC, mientras que para las maclas mecánicas mayormente se observan en metales BCC y HCP [3, 16, 17]. En materiales ingenieriles las maclas son muy deseables ya que poseen algunas de las energías de límites de grano más bajas [9, 18].



2.1.2 Comportamiento mecánico del Inconel 600

En las aleaciones base níquel la resistencia es buena en un amplio rango de temperaturas, incluso a temperaturas criogénicas, la adición de elementos de aleación sustitutivos genera la expansión de la red FCC rica en Ni, lo que da lugar a un fortalecimiento o endurecimiento de la fase austenita sus límites de elasticidad oscilan entre 275 a 450 MPa y su resistencia a la tracción se encuentra entre 485 y 830 MPa, un límite de elasticidad entre 275 y 450 MPa y una dureza de 229 HV. La aleación IN600 se reportó con una resistencia a la tensión de 550 MPa, % elongación de 40 y su límite de elasticidad de 345 MPa [14].

Aminipour y col. [19] al realizar la caracterización de propiedades mecánicas obtuvieron para el IN600 un límite de elasticidad de 241 MPa, un % elongación de 30 y una resistencia a la tensión de 552 MPa. Por otro lado Herrera y col. [9] obtuvieron en las microdurezas valores de 231,7 HV y un límite de elasticidad de 350 MPa. Los estudios mencionados tienen gran similitud en los valores de las propiedades mecánicas con los encontrados en otras fuentes bibliográficas.

La precipitación de carburos en los límites de grano es un fenómeno común en las aleaciones base níquel, generando deficiencias en la resistencia a la corrosión. Wang y col. [20] estudiaron el efecto que dichos carburos situados en los límites de grano tenían en las propiedades de tracción e impacto sobre el IN600, el resultado obtenido fue que a diferencia de los aceros inoxidable del tipo 316 los cuales pueden volverse muy frágiles, estos carburos tuvieron muy poco efecto en las propiedades mecánicas.

2.1.3 Corrosión de la aleación IN600

Las aleaciones base Ni se utilizan ampliamente en aplicaciones que requieren combinar fuerza y excelente resistencia a la corrosión a temperaturas de hasta 800°C y en algunos casos hasta de 1200°C [14]. En las aleaciones base Ni como el IN600, los carburos del tipo Cr_{23}C_6 o los Cr_7C_3 en los límites de grano, puede tener un efecto profundo en la susceptibilidad a corrosión intergranular. El cromo en dicha aleación aporta una buena resistencia a la corrosión, sin embargo, necesita ayuda del níquel para mantener esta resistencia aún a altas temperaturas [21]

En aplicaciones donde la corrosión por tensión intergranular es preocupante, es posible someter el material algún tratamiento térmico en el rango de temperatura en que precipitan los carburos de 600 a 800 °C para eliminar la región agotada de Cr que rodea a dicho carburo, esto ocurre porque



cuando se expone de manera prolongada al rango de temperatura de precipitación del carburo da paso a que la región agotada de Cr en la interfaz carburo/matriz se “cure” por la difusión del Cr de la matriz en la región que inicialmente estaba agotada [14].

La aleación de Inconel 600 cuenta con una excelente resistencia a la corrosión y oxidación en ambientes fríos y calientes, sin embargo, la mayor preocupación es cuando su uso conlleva altas temperaturas. Li y col. [22] realizaron un estudio a altas temperaturas (700, 800 y 900°C) en aire, con un tiempo de exposición de 100 horas y los resultados arrojados fueron una excelente resistencia a la oxidación a 800 °C, lo cual significa que la película de óxido protege bien al sustrato. La capa de óxido formada a 700°C contenía Cr_2O_3 , la capa a 800°C fue de NiCr_2O_4 y a 900° de MnCr_2O_4 . Sin embargo, esas capas de óxidos se desprenden más fácilmente bajo la aplicación de fuerza cuando la temperatura aumenta más allá de los 800°C.

2.1.4 Soldabilidad del Inconel 600

En las aleaciones base Ni, la microestructura en la zona de fusión solidifica como austenita en forma columnar-dendrítica, esta austenita es estable durante el enfriamiento. Existe segregación de elementos e impurezas las cuales pueden conducir a la formación de segundas fases al final de la solidificación y estas a su vez producen una disminución en sus propiedades mecánicas. La zona afectada térmicamente en estas aleaciones sufren una recrystalización que puede dar lugar a un ablandamiento local en su estructura, además de estar sujeta a la aparición de carburos [14].

Es de gran importancia conocer la naturaleza de los diversos tipos de límites o interfaces que pueden estar presentes en el metal de soldadura de las aleaciones base Ni, ya que muchos defectos durante el servicio de los componentes se relacionan con estos límites. Se conocen tres tipos de límites diferentes como se muestra en la Figura 2.2., uno de ellos es el límite de subgrano de solidificación (SSGB) donde los subgranos se presentan comúnmente como células o dendritas separados por dicho límite. Una característica de este tipo de límite es la baja desorientación (límites de bajo ángulo) ya que el crecimiento del subgrano durante la solidificación se produce generalmente en las direcciones cristalográficas de fácil crecimiento, para los metales FCC y BCC estas direcciones son $\langle 100 \rangle$ por lo cual existe una baja densidad de dislocaciones ya que no hay gran desorientación estructural que se debe acomodar [14].

Por otro lado, existe también el límite de grano de solidificación (SGB), el cual se genera por la interacción de paquetes o grupos de subgranos, siendo el resultado directo del crecimiento competitivo que se produce a lo largo del borde del metal de soldadura, en este caso los límites de grano tienen una elevada desorientación (límites de alto ángulo) ya que los subgranos tienen una dirección y orientación de crecimiento diferente, dando lugar a una red de dislocaciones a lo largo del SGB [14].

También existen los límites de grano emigrados (MGB) y ocurre ya que el SGB comúnmente se forma al final de la solidificación, teniendo un componente de composición y otro cristalográfico, para algunas situaciones el componente cristalográfico del SGB migra lejos del componente de composición, dando paso a un nuevo límite que lleva consigo una desorientación grande proveniente del SGB padre [14].

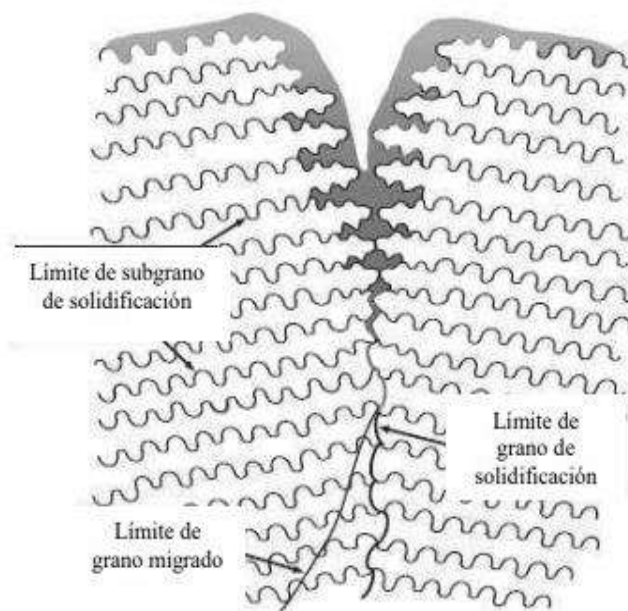


Figura 2. 2. Esquema de los límites de grano presentes en soldaduras con aleaciones base Ni que solidifican como austenita [14].

Herrera y col. [9] caracterizaron el IN600 soldado con GMAW, en la macrografía observaron que la fusión era buena en los tres cordones que se depositaron, además de no presentarse grietas o poros. Por otro lado, se observan granos columnares gruesos los cuales tienen un crecimiento hacia la fuente de calor como se muestra en la Figura 2.3. La caracterización microestructural del IN600,

mostró que en el metal de soldadura se tuvo un crecimiento columnar dendrítico y la presencia de fases secundarias (carburos, nitruros, carbonitruros y fases Laves) que precipitan en los espacios inter-dendríticos. Dichas fases secundarias estaban enriquecidas de Nb y Mo, estos elementos se encuentran en gran porción en el electrodo ERNiCrMo-3 utilizado en la soldadura. Por otro lado, en la ZAT se obtuvo un crecimiento de grano excesivo por la recrystalización durante el proceso de soldadura.

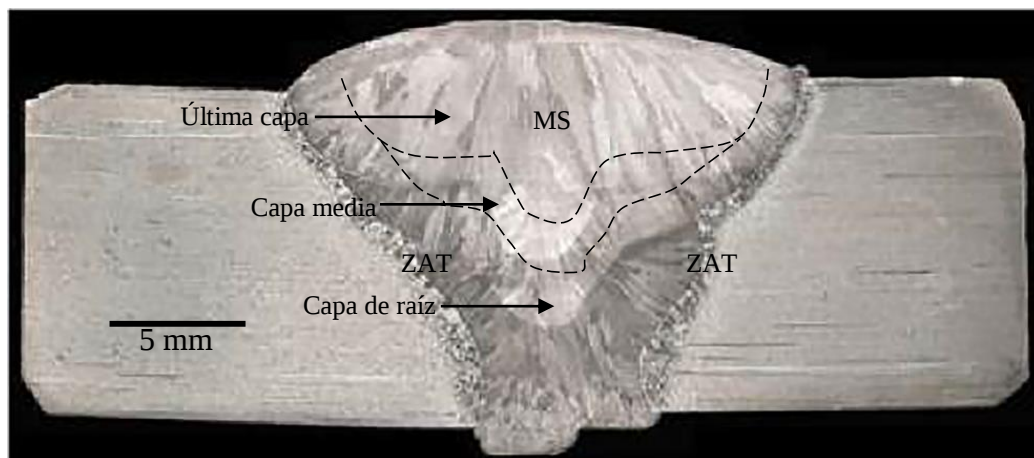


Figura 2.3. Macrografías de la junta soldada Inconel 600 [9].

De igual manera, Harinadh y col. [23] al soldar con GTAW-súper pulsado y ERNiCrMo-3 como metal de aporte, obtuvo una microestructura inter-dendrítica con matriz austenítica. La dureza promedio de la soldadura fue de 254,67 HV y aumentaba en la zona afectada térmicamente debido a la formación de precipitados. En el ensayo de tensión la fractura ocurrió en la zona de la soldadura, su resistencia a la tensión resultó de 719.68 MPa, con un módulo de Young de 48 GPa y un porcentaje de ductilidad del 30%.

Por otro lado, la resistencia a la corrosión en soldaduras es menor, y esto se puede atribuir a varios factores, como que en la zona de fusión tendrá gradientes de concentración y fases secundarias interdendríticas las cuales son formadas debido a la redistribución de la solución durante la solidificación. Estos gradientes de concentración y fases secundarias pueden conducir a una corrosión localizada acelerada [14].



2.2 Acero inoxidable dúplex austero 2101 (LDX 2101)

La aplicación de este tipo de aceros ha aumentado principalmente en la industria química, petroquímica, marina y nuclear, ya que gracias a su bajo contenido en Ni y Mo se vuelven económicamente rentables. El LDX 2101 fue diseñado principalmente para construcciones ligeras, sustituyendo a los aceros inoxidables austeníticos de la serie 300. Estos aceros son comúnmente suministrados en estado de recocido. Sin embargo, al realizársele un envejecimiento pueden encontrarse fases indeseables como la fase σ , carburos, nitruros, entre otras fases intermetálicas, lo cual produce un deterioro drástico en las propiedades mecánicas y de corrosión [7, 24, 25].

2.2.1 Microestructura del acero inoxidable dúplex austero 2101

Los aceros inoxidables dúplex están basados en un sistema de aleación Fe-Cr-Ni-N. La composición química de estos aceros se ajusta de tal manera que se obtiene en su microestructura doble fase de 50% ferrita (δ) y 50% austenita (γ), de ahí el término dúplex. Se añade nitrógeno con elemento de aleación para estabilizar y generar la fase austenita además de mejorar la resistencia a la corrosión por picadura de estos materiales. La alta resistencia a la corrosión general y dureza son dadas por la fase austenítica mientras que la ferrita contribuye para mejorar la resistencia a la corrosión por agrietamiento bajo tensión y ductilidad [24-26].

Los elementos presentes en los aceros inoxidables dúplex le proporcionan ciertas propiedades físicas y químicas, como se menciona a continuación [27]:

- Cromo – El elemento más importante, formador de la capa pasiva dándole al material la resistencia a la corrosión.
- Níquel – Mantiene el equilibrio ferrita-austenita, genera buena tenacidad al impacto a bajas temperaturas.
- Molibdeno – Estabilizador de la ferrita, genera resistencia a la corrosión, formador de α' .
- Nitrógeno – Estabiliza a la austenita, mejora la ductilidad y tenacidad. Genera resistencia a la corrosión por picaduras.
- Manganeso – Estabilizador de austenita.

Una pequeña desventaja de los aceros inoxidables dúplex es su dureza moderada a bajas temperaturas, sin embargo, la ductilidad es suficiente para temperaturas de servicio de hasta -40°C .



Además, son propensos a sufrir fragilización después de un tratamiento térmico de envejecimiento, lo cual limita la temperatura máxima en sus aplicaciones a 250 °C [28].

Los metales de aporte afines a estos aceros inoxidable dúplex son recomendados, ya que, de ser soldados autógenamente, la ferrita tiende a generarse en mayores proporciones. La pérdida de elementos y segregación de estos podrían generar pérdidas en la resistencia a la corrosión y sus propiedades mecánicas. Los electrodos utilizados contienen Cr, Ni y Mo los cuales se alean con el N para obtener una soldadura optima respecto a la corrosión, sin embargo, hay que cuidar los contenidos de estos elementos ya que pueden causar mayor riesgo de formación de fases intermetálicas o en el caso del Ni alearse al N y formar mayor austenita perdiendo su resistencia a la corrosión por picaduras y grietas [24, 29].

Gao y col. [30] caracterizaron el acero inoxidable dúplex austero y encontraron al observar en el microscopio óptico austenita (γ) en forma de islas uniformemente distribuida en una matriz de ferrita como se muestra en la Figura 2.4. Estos aceros son propensos a presentar fases intermetálicas por el alto contenido de aleación, sin embargo, por su bajo contenido en Mo y C se suprime la presencia de precipitados de FeCr (Mo) y $M_{23}C_6$. La fracción en volumen de la fase ferrita que se obtuvo fue de 48.7%, por lo cual la relación de fases γ/δ fue aproximadamente de 1:1.

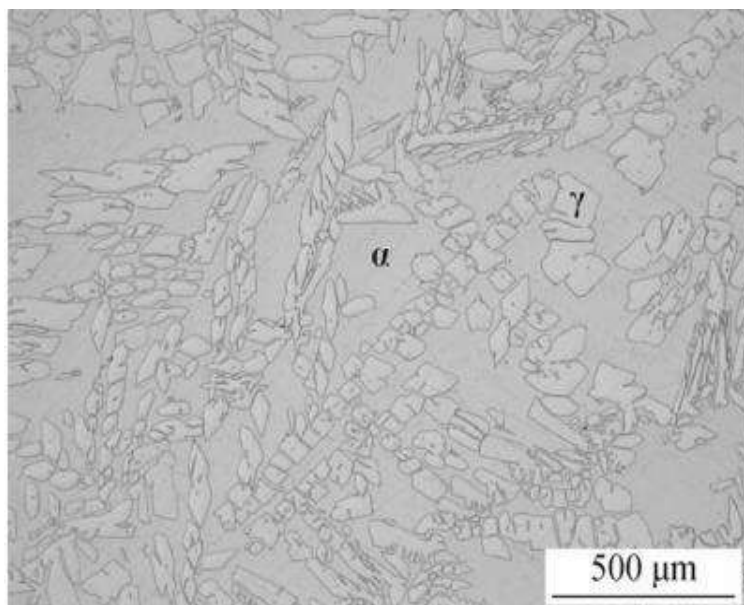


Figura 2.4. Microestructura del acero inoxidable austero dúplex 2101 [30].



2.2.2 Comportamiento mecánico del acero inoxidable dúplex austero 2101

El acero inoxidable dúplex austero 2101 se utiliza en aplicaciones de recipientes a presión debido a su alta resistencia mecánica, combinado con una buena resistencia a la corrosión. El LDX 2101 cuenta con propiedades mecánicas similares a las de dúplex 2205 el cual por lo común cuenta con una resistencia a la tensión de 650 MPa, un límite elástico de 450 MPa y un porcentaje de elongación de 25% [24].

Sieurin y col. [6] realizaron ensayos de tensión en el acero inoxidable LDX 2101 a distintas temperaturas y mostraron los siguientes resultados; a temperatura ambiente de 20°C el límite elástico evaluado con una deformación del 0.2% fue de 488 MPa, la resistencia a la tensión fue de 694 MPa y tuvo un porcentaje de elongación de 39%, con una resistencia al impacto de 133 J y su dureza de 260 ± 13 HV. Con una temperatura a 0°C se obtuvo un límite elástico de 529 MPa, con una resistencia a la tensión de 590 MPa y un porcentaje de elongación igual al determinado con la temperatura anterior, la resistencia al impacto bajo a 95 J. A una temperatura de -100 °C el límite elástico aumentó hasta 692 MPa al igual que su resistencia a la tensión que fue de 832 MPa. Sin embargo, el porcentaje de elongación disminuyó drásticamente hasta el 11% y su resistencia al impacto fue de tan solo 15 J.

2.2.3 Corrosión del acero inoxidable dúplex austero 2101

Los aceros inoxidables dúplex se eligen por una mayor resistencia a la corrosión que los aceros inoxidables austeníticos. Son especialmente resistentes a la corrosión bajo tensión por agrietamiento en cloruros por el bajo contenido de Ni y alto contenido en Cr [24].

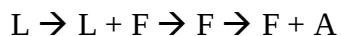
Johansson y col. [31] evaluaron la corrosión por picaduras del acero inoxidable LDX 2101, 306L y el 304 usando NaCl con 1 M a una temperatura de 35 °C con una tasa de exploración de 0.1667 mV/s. Se obtuvo que los potenciales por picadura medidos del LDX 2101 eran iguales con el 304 pero inferiores al 316L. Se calcularon los números PRE_N (número equivalente de resistencia a las picaduras) para cada acero mediante la Formula 1.1:

$$PRE_N = Cr + 3.3 \times Mo + 16 \times N [\%] \quad (1.1)$$

Estos cálculos mostraron que para el 304 el PRE_N era de 19.7, el del 316L 25.2 y 24.2 mientras que para el LDX 2101 fue de 26 y 25.4, un poco mayor que para el 306L y 304 [31].

2.2.4 Soldabilidad de acero inoxidable dúplex austero 2101

La secuencia de transformación para los aceros inoxidables dúplex al ser soldados es la siguiente:



Los metales de soldadura de los aceros dúplex contiene una mezcla de austenita ferrita. La ferrita se encuentra estable a una temperatura elevada, cuando la transformación de austenita comienza debajo de la línea de solvus de la ferrita, la austenita primero se forma a lo largo de los límites de grano de ferrita. Esto ocurre por un proceso de nucleación y crecimiento que suele dar lugar a una cobertura completa de los límites de grano de ferrita por la austenita. Puede formarse austenita adicional en forma Widmanstätten fuera de la austenita de los límites de grano, o también intergranularmente dentro de los granos de ferrita. En la Figura 2.5 se muestra un ejemplo de la microestructura de la zona de fusión de un acero inoxidable dúplex [24].

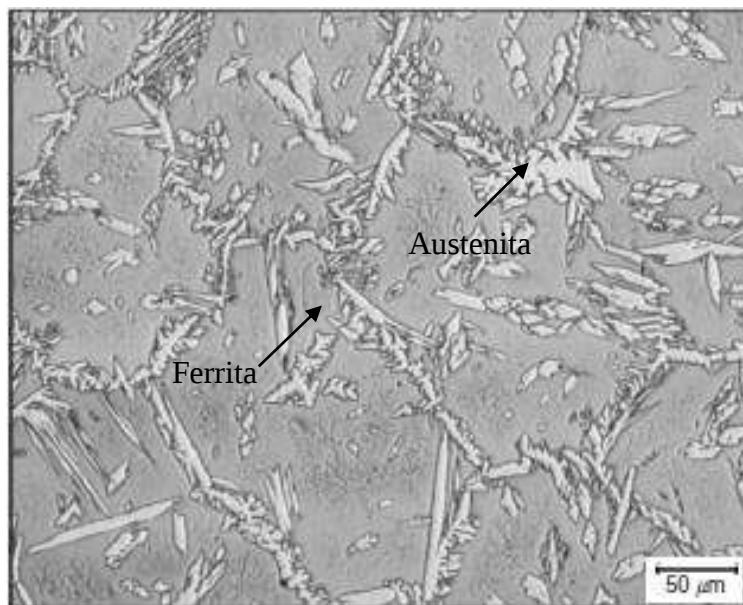


Figura 2.5. Microestructura de la zona de fusión de un acero inoxidable dúplex [24].

La soldabilidad de los aceros inoxidables dúplex es considerado inferior al de los aceros inoxidables austeníticos, ya que la mayoría de los problemas en su soldabilidad es por la reducción

que presenta la fase austenítica tanto en la ZF y en la ZAT. Por su composición química estos aceros al calentarse tienen una transformación completa a ferrita como ya se mencionaba anteriormente a una temperatura alrededor de los 1300-1400 °C manteniendo esa estructura hasta su temperatura de fusión. La ZAT también se convierte totalmente ferrítica por lo cual durante experimenta un crecimiento de grano excesivo, además de la aparición de la austenita principalmente en los límites de grano de la ferrita. Un contenido mayor de la ferrita reduce la tenacidad y resistencia a la corrosión en la ZAT. En la Figura 2.6 para las temperaturas más bajas T1 y T2 la cantidad de austenita aún puede disminuir, sin embargo, se mantiene una estructura de dos fases, el crecimiento de grano tiende a ser mínimo y la microestructura bastante similar a la del metal base [24, 26, 32] .

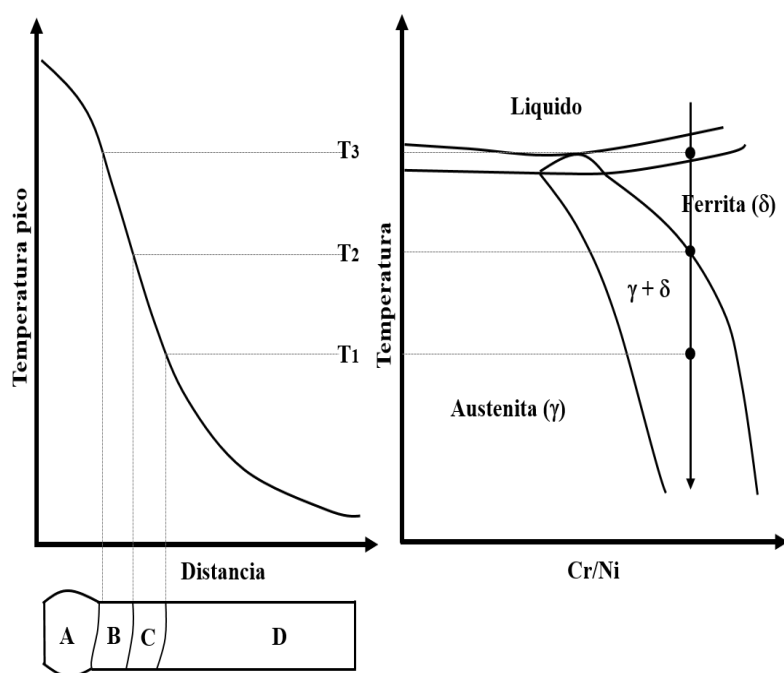


Figura 2. 6. Representación esquemática de la soldadura de un acero inoxidable dúplex, de lado izquierdo el sistema Fe-Cr-Ni, A-MS, B-ZAT de alta temperatura, C-ZAT de baja temperatura y D- MB [24, 26] .

Los aceros inoxidables dúplex contienen nitrógeno intencionalmente para mejorar la dureza y la resistencia a la corrosión por picaduras en un rango de contenido entre el 0.08 y 0.35 % en peso. Sin embargo, estos niveles de nitrógeno están muy encima de la solubilidad en el límite de la ferrita, mientras la solubilidad de este en la austenita es mayor, esta diferencia de solubilidad tiene efectos



con respecto a la precipitación de nitruros en estas aleaciones. Si el contenido de ferrita es alto, en el metal de soldadura y en la zona afectada térmicamente bajo un enfriamiento rápido, se produce una intensa reacción de precipitación de nitruros ya que el límite de solubilidad de la ferrita se excede y el nitrógeno no tiene suficiente tiempo de separarse de la austenita. Se cree que estos nitruros son ricos en Cr y principalmente son Cr_2N , los cuales producen una pérdida de ductilidad, dureza y resistencia a la corrosión [24, 26].

Como resultado de la soldadura se da lugar a mayor crecimiento de austenita existente o la nucleación de una segunda fase llamada austenita secundaria en este tipo de aceros dúplex. La austenita secundaria es la más prevaleciente en el metal de soldadura y ZAT en soldaduras multipasos. La soldadura de múltiples pasos hace que el precipitado de Cr_2N se disuelvan y propician sitios de nucleación para la fase de austenita secundaria (γ_2), la cual presenta un contenido bajo en Cr, por lo cual genera el deterioro de la resistencia a la corrosión. Otras fases secundarias que precipitan son la fase σ y M_{23}C_6 en la zona afectada por el calor y la zona del metal de soldadura [24, 33].

Hu y col. [33] realizaron soldaduras multipasos de LDX 2101 con FCAW en una cámara hiperbárica en donde la presión variaba de 0 a 0.75 MPa, observaron que en la zona de fusión (Figura 2.7.a)) se dio presencia de austenita secundaria intergranular y en la zona afectada térmicamente (Figura 2.7.b)), se formó austenita secundaria con presencia de precipitados de Cr_2N . La soldadura realizada a 0.45 MPa fue la más afectada en cuanto a la presencia de Cr_2N y austenita secundaria γ_2 intergranular, por lo cual realizaron pruebas de corrosión localizada con ensayos electroquímicos de reactivación potenciocinética y concluyeron que la corrosión por picaduras fue inducida por la presencia de Cr_2N y γ_2 [33].

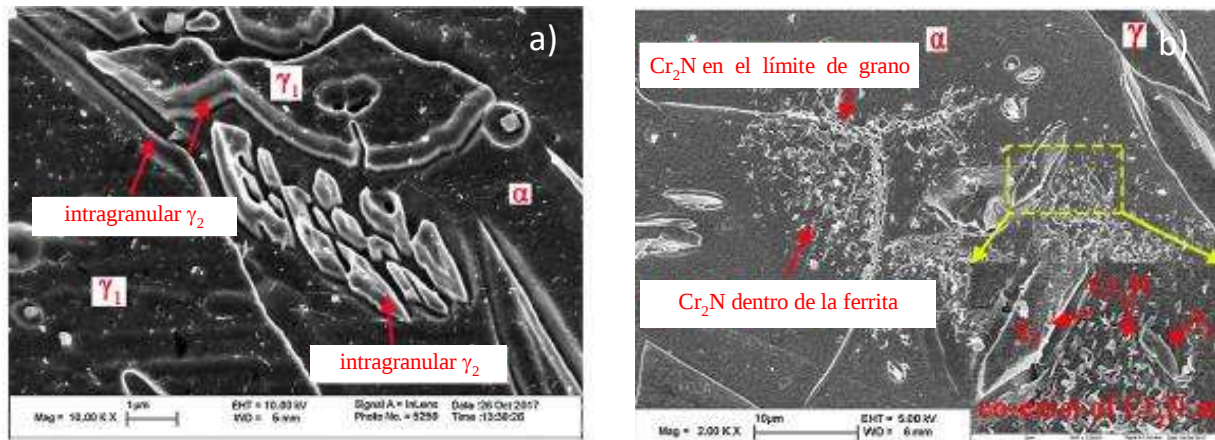


Figura 2. 7. Acero inoxidable dúplex soldado con FCAW; a) ZF y b) ZAT [33].

Sieurin y col. [6] realizaron soldaduras con LDX 2101 con FCAW y encontraron en la microestructura similitud a lo descrito por Hu y col. [33]. Además, evaluaron las propiedades mecánicas como resistencia a la tensión, impacto y dureza en donde se obtuvo que, las pruebas de tensión fallaron en MB, la resistencia a la tensión de la junta soldada fue de 697 MPa, con un límite elástico de 515 MPa y el porcentaje de elongación de 37%, la dureza de la ZAT fue de 274 HV y la ZF de 267 HV, comparado con el MB no se tuvo una diferencia grande en estas propiedades.

2.3 Metalurgia de la soldadura de uniones disímiles

La unión de aceros disímiles mediante procesos de soldadura por arco eléctrico es una práctica poco común, sin embargo, en algunos casos es necesario por la complejidad de algunos equipos o maquinas como, por ejemplo, calderas recuperadoras de calor, turbinas, intercambiadores de calor, etc. los cuales son requeridos en la industria. Las uniones disímiles resultan ser más difíciles de soldar que aleaciones similares debido a la diferencia en el coeficiente de la expansión térmica, rango de temperaturas de fusión y composición química. Estas uniones suelen presentar problemas como agrietamiento en la ZAT, presencia de zonas sin mezclar, agrietamiento durante la solidificación, tensiones residuales y la formación de fases frágiles secundarias intermetálicas. Tener un metal de aporte inadecuado conduce a muchos problemas como formación de fases secundarias y grietas las cuales son perjudiciales para la soldadura [19, 34].

Aleaciones que contienen Ni y otros aceros especiales se sueldan comúnmente con metales de aporte base Ni, ya que brindan propiedades en el metal de soldadura iguales o mayores al del metal



base en estado de soldadura, por ejemplo se utilizan consumibles de Ni-Cr para soldar en aceros con 9% de Ni dando como resultado soldaduras con excelente resistencia al impacto aun a temperaturas criogénicas, otro ejemplo es, en soldaduras de aceros inoxidables superdúplex y superausteníticos con consumibles NI-Cr- Mo se obtienen juntas con una resistencia a la corrosión buena [14].

Aminipour y col. [19] estudiaron una junta disímil de Monel 400 e IN600, soldado mediante el proceso GTAW, utilizando cuatro distintos metales de aporte (ENiCu, ENiCu-7, ENiCr-3 y ENiCrFe-3). En la soldadura disímil, la composición y microestructura del metal base fundido dentro del cordón de soldadura muy cercano a la línea de fusión dentro de la piletta de soldadura, son a menudo diferentes del metal de soldadura, esta región es amplia y se conoce como zona sin mezclar.

La Figura 2.8 muestra la zona sin mezclar entre la soldadura ENiCu-7 y ENiCu y los metales base, en la Figura 2.8 a) y c) se muestra una zona amplia de zona sin mezclar entre el metal de soldadura y el Inconel 600 debido a la diferencia de temperaturas de fusión y composición química del material de relleno y el metal base, a medida que se tiene mayor similitud entre estos factores no se observa una zona considerable sin mezclar, para los otros dos electrodos (ENiCr-3 y ENiCrFe-3) se observa la una zona también sin mezclar pero del lado del monel 400 [19].

De igual manera se estudiaron las interfases de estas uniones y se observó que durante la solidificación de los metales de relleno se encontraron carburos de Cr, precipitados de Ti y Nb interdendríticos en la zona sin mezclar y zona de fusión, sin embargo, no se encontraron fases Laves. Se realizaron mediciones de microdureza y ensayo de tracción en las juntas. El valor de dureza promedio en el metal de soldadura obtenido de ENiCrFe-3 es más alto que el de las otras soldaduras. La soldadura ENiCu-7 exhibió la mayor resistencia a la tracción de 540 MPa y un porcentaje de alargamiento del 53% en contraste con la soldadura ENiCrFe-3 con la menor resistencia a la tracción (518 MPa) y el porcentaje de alargamiento (39%). La fractura en el ensayo de tensión del ENiCu-7 se originó en el metal base monel 400, mientras que para el electrodo ENiCrFe-3 se dio en el metal de soldadura [19].

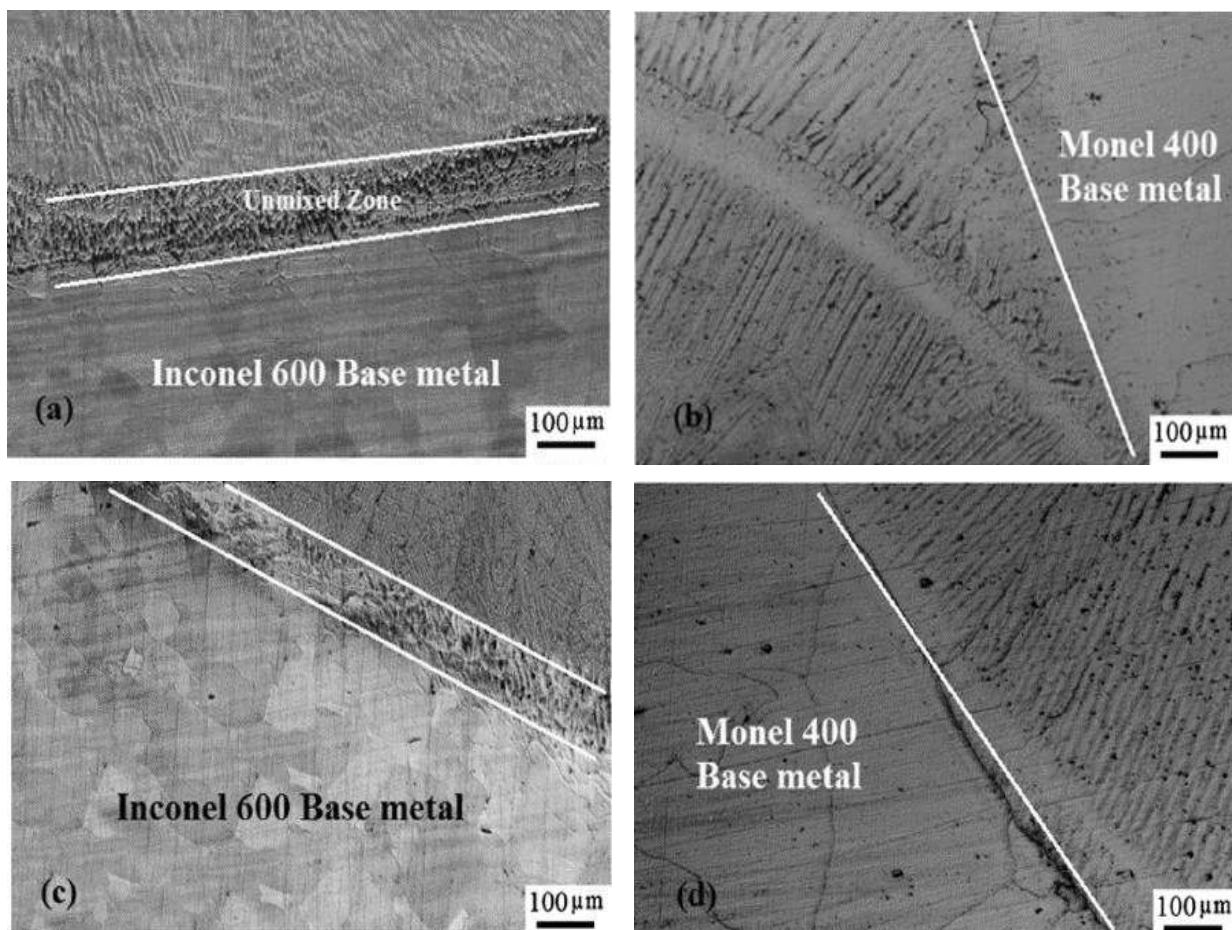


Figura 2.8. Zona sin mezclar en la interfaz de: a) Soldadura ENiCu-7 e Inconel 600, b) soldadura ENiCu-7 y Monel 400, c) soldadura ENiCu e Inconel 600 y d) Soldadura ENiCu y Monel 400 [19].

Por otro lado, Ahmad y col. [35] realizaron mediante el proceso de soldadura laser una junta disímil autógena de Inconel 625 y acero inoxidable dúplex 2205, aleaciones muy similares a las estudiadas aquí. La microestructura obtenida en el metal de soldadura mostró dos tipos, celular dendrítica y columnar dendrítica (Figura 2.9.a)). Se señala que esto ocurre por la variación en las propiedades térmicas como la conductividad térmica de las aleaciones base.

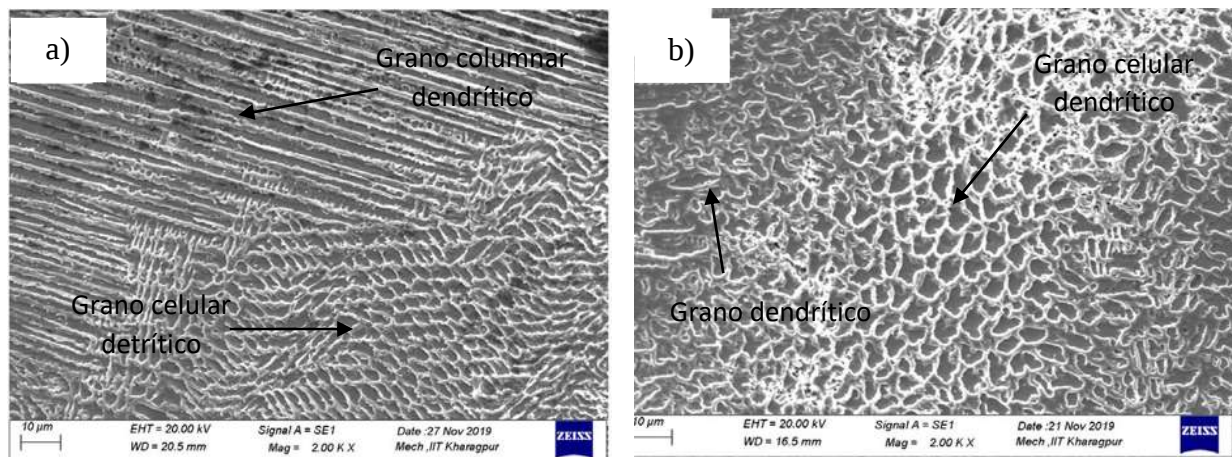


Figura 2.9. Microestructura de la unión disímil Inconel 625 y DSS 2205 de la zona de fusión tomadas con el MEB [35].

La velocidad de enfriamiento es inversamente proporcional al tamaño y forma de la estructura dendrítica. La microestructura observada en la Figura 2.9.b) muestra que las dendritas celulares son dominantes en el centro de la zona de fusión, mientras que cambia a dendritas columnares en el borde de esta zona. Este fenómeno predomina hacia el lado del Inconel 625 comparado con el lado del DSS 2205, esto ocurre debido a que la conductividad térmica del Inconel 625 es menor que la del DSS 2205, lo que resulta en una disipación más pequeña en la región de la aleación de Ni. Sin embargo, se observa entre el centro de la zona de fusión y la interfaz del metal de soldadura y el del DSS 2205, dendritas celulares, debido principalmente al enfriamiento uniforme en el centro del metal de soldadura y al menor gradiente térmico en las interfaces sólido-líquido del lado del acero inoxidable dúplex. También se observó la presencia de fases Laves y fases enriquecidas en Ti y Nb, sin embargo, comparado con trabajos anteriores realizados con el proceso GTAW se produjo menor cantidad, esto por la menor cantidad de calor aportado con soldadura laser. Al corroborar lo anterior con la resistencia mecánica de la unión, se obtuvo que la resistencia máxima de tracción fue de 890 MPa y la falla se produjo en el metal de soldadura por la segregación de fases ricas en Mo y Nb, además de fases Laves [35].

Cortes y col. [12] evaluaron una soldadura disímil Inconel 718 y AL6XN, la cual fue soldada mediante el proceso GTAW utilizando material de aporte ERNiFeCr-2. De esta investigación el punto de interés es comportamiento del Inconel 718, por tener una similitud con el estudiado en este proyecto.

La microestructura de la unión soldada (Figura 2.10.a)) se observó una microestructura austenítica con granos columnar dendrítico. La Figura 2.10.b) muestra la interfaz ZF/AL6XN en donde se reveló la presencia de una zona sin mezclar, esto por la diferencia de composición y de igual manera del punto de fusión entre el material base y el metal de aporte, estos dos aspectos tienden a promover el flujo no convectivo lo cual no permite la mezcla del material fundido en la interfase sólido/líquido. Esta zona de no mezcla tiende a ser más ancha si la diferencia en la composición química y la temperatura de fusión de los materiales es mayor. Por otro lado, en la Figura 2.10.c) en la interfaz ZF/IN718 se muestra un crecimiento de granos en la zona afectada por el calor, además de algunos carburos en los límites y dentro de los granos a lo largo de la línea de fusión [12].

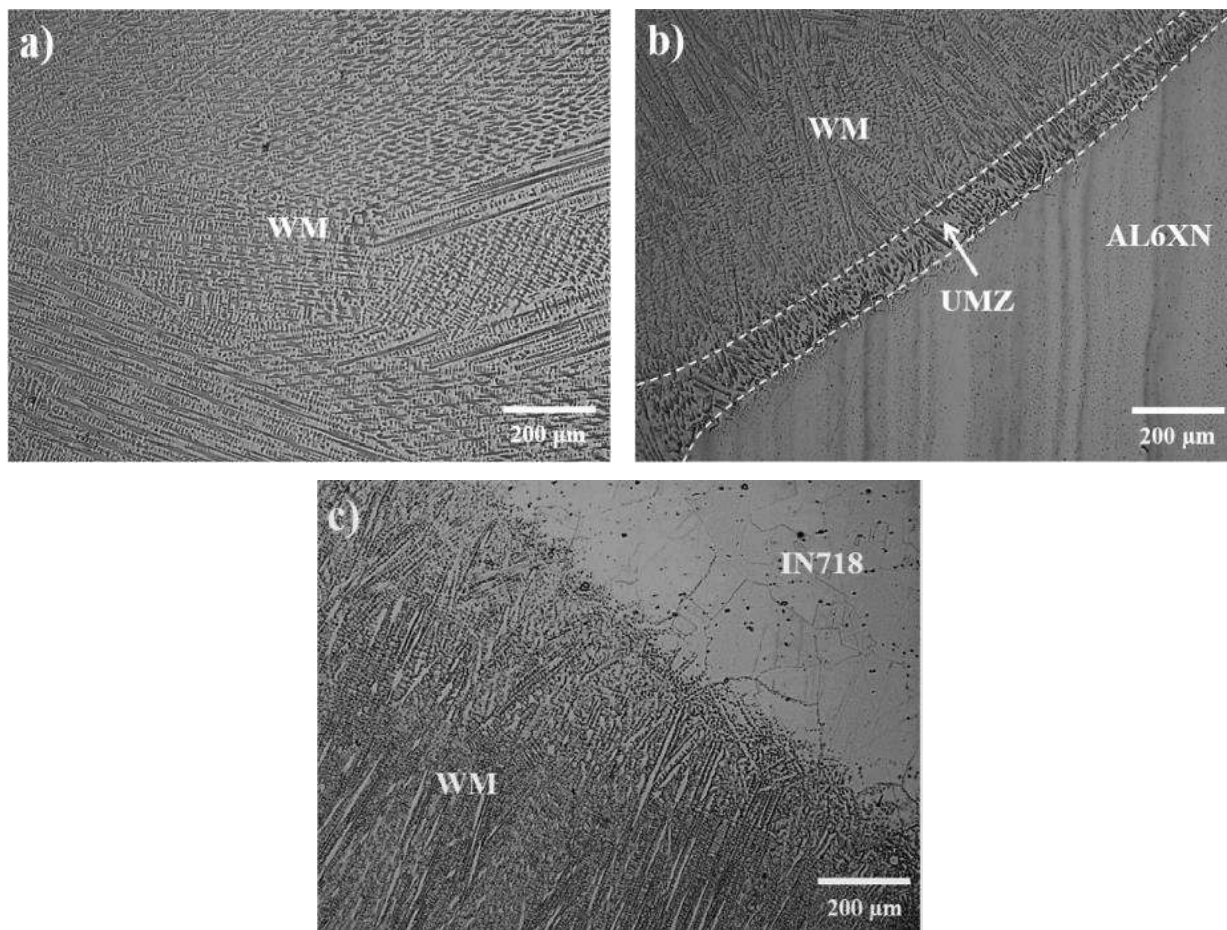


Figura 2.10. Microestructura de la unión disímil IN718/AL6XN; a) Zona de fusión, b) Interfase entre la zona de fusión y el AL6XN, c) Interfase entre la zona de fusión y el IN718 [12].



Los perfiles de dureza por otro lado mostraron una disminución en la dureza en la ZF cerca del IN718 atribuyéndolo a la segregación de Nb durante la solidificación, lo cual produce la precipitación de NbC y presencia de fases Laves, disminuyendo la cantidad de Nb para la formación de la austenita. La zona no mezclada no tuvo gran efecto, ya que solo se obtuvo una disminución muy insignificante de dureza.

2.4 Comportamiento en Fractura de los Materiales Metálicos

El estudio sobre los mecanismos de fractura que pueden generarse en los metales progreso por la utilización del microscopio electrónico de barrido (MEB), haciendo posible la caracterización de dichas fracturas. Existen distintos tipos de fractura que se pueden hacer presentes en los metales, como se observa en la Figura 2.11, fractura por clivaje, fractura dúctil y agrietamiento intergranular [12, 36, 37].

2.4.1 Fractura Dúctil

La fractura dúctil (Figura 2.11.a)) está asociada con la deformación plástica. La cantidad de deformación plástica que se necesita para producir la fractura puede llegar a ser en algunos casos limitados, con un consumo de energía pequeño, em este caso aun cuando se presente deformación plástica, desde el punto de vista ingenieril la fractura será frágil y se puede iniciar en una entalla o grieta aguda, con valores relativamente bajos de la tensión nominal, particularmente se da un estado de deformación plana que reduce las posibilidades de deformación plana. Los metales puros que están libres de fases secundarias, la probeta en el ensayo de tensión puede estriccionar hasta que materialmente solo quede un punto, obteniéndose valores de reducción de área muy próximos al 100%. Esta deformación plástica se produce con formación de cuchillos o bandas apiladas de los planos de deslizamiento. Por otro lado, los materiales de ingeniería siempre contienen gran cantidad de partículas e inclusiones. Las partículas de gran tamaño suelen ser frágiles y como una consecuencia de ellos su deformación plástica es muy inferior a la plasticidad de la matriz. Por lo que se genera la fractura mucho antes de que la matriz complete su deformación plástica y de esta manera se forman microhuecos. En otras palabras, los materiales en los que las partículas están dispersas en la matriz, la nucleación de micrhuecos representa a menudo un momento crítico del proceso de fractura dúctil y la fractura se genera inmediatamente



después de la formación de los microhuecos, el proceso se completa en la segunda fase con el crecimiento de microhuecos alrededor de la partícula y en una tercera fase posterior se culmina el proceso con la coalescencia y crecimiento de los microhuecos y sus adyacentes [12, 36, 37]..

2.4.2 Fractura por clivaje

La capacidad de un material para deformarse plásticamente y absorber energía en consecuencia del mecanismo de rotura, se puede definir como tenacidad. Existen términos de uso diario para definir a los materiales de alta tenacidad (dúctil) o baja tenacidad (frágil). En dicho contexto el clivaje como tal es un mecanismo de fractura aún más frágil, el cual es posible originarse en materiales cristalinos. Es posible definir a la fractura por clivaje (Figura 2.11.b)) como una propagación extremadamente de la grieta, por una simple separación de los enlaces químicos, a lo largo de un determinado plano cristalográfico. Existen planos preferentes de clivaje y son aquellos que tiene la menor densidad de empaquetamiento, por las siguientes razones, el número de enlaces que se requiere separar es menor y la distancia interplanar es mayor. Cuando la deformación plástica es restringida el mecanismo de fractura por clivaje es más propenso a suceder. Los metales como Ni, Cu, Al, entre otras los cuales tiene una cristalización FCC tienen poca susceptibilidad a la fractura por clivaje por su gran número de sistemas de deslizamiento. Los metales BCC a bajas temperaturas por el bajo número de sistemas de deslizamiento suelen fallar por clivaje como el Fe, W, Mo y el Cr. Por otro lado, los metales policristalinos HCP, al solo contar con tres sistemas de deslizamiento por grano son muy susceptibles a esta fractura también como el Zn, Be y Mg [12, 36, 37].

2.4.3 Fractura intergranular

Esta forma de agrietamiento es menos frecuente que las dos formas anteriores. No existe como tal un mecanismo de fractura intergranular (Figura 2.11.c)), lo que ocurre es una variedad de situaciones que pueden llevar a la formación de grietas en los límites de grano, por ejemplo, la precipitación de fases frágiles en el límite de grano, el agrietamiento asistido por el medio ambiente, la corrosión intergranular, la cavitación en el límite de grano y agrietamiento a altas temperaturas [12, 36, 37].

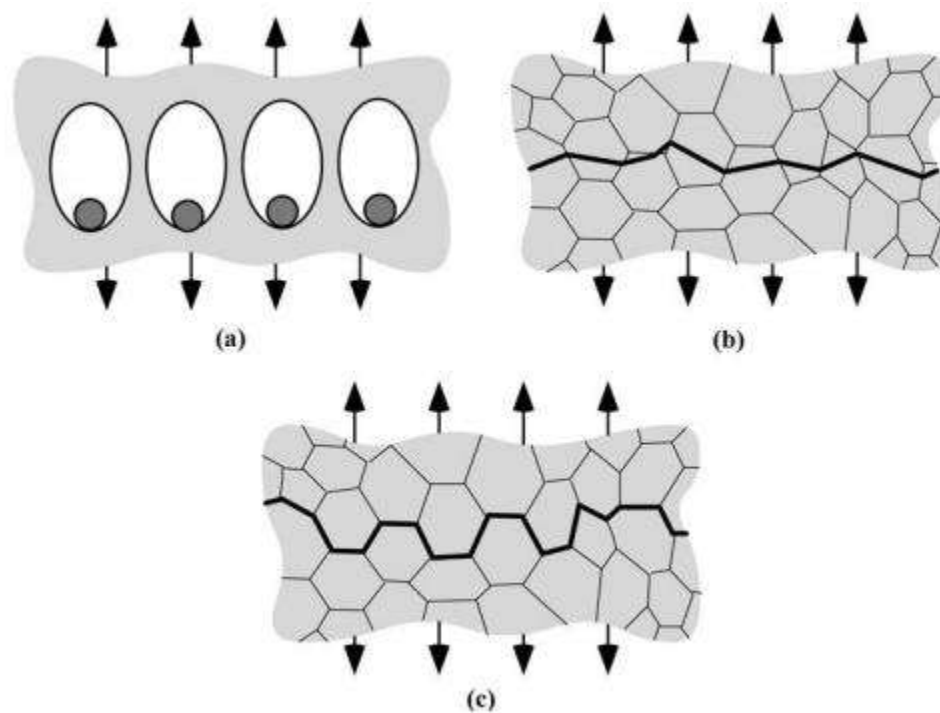


Figura 2. 11. Micro mecanismos de fractura en los metales: a) Fractura dúctil, b) Fractura por clivaje y c) Fractura Intergranular [37].



CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este proyecto de investigación se utilizaron soleras de acero inoxidable dúplex austero 2101 e Inconel 600 como materiales base. La preparación de junta se realizó en simple V para posteriormente ser soldados por el proceso de soldadura con gas inerte y electrodo metálico consumible (GMAW). El equipo utilizado realiza la transferencia por arco pulsado por sí solo, la pileta líquida de soldadura fue protegida con gas de protección $\text{Ar} + 3\%\text{N}_2 + 3\%\text{O}_2$. Además, se utilizaron dos electrodos como material de aporte ERNiCrMo-3 y ER2209, con diámetro 1.2 mm en ambos casos.

3.1 Composición química de los materiales base

Se realizó el análisis químico en los materiales base Inconel 600 y acero inoxidable dúplex austero 2101 mediante la técnica de espectrometría por emisión óptica de chispa con un equipo Bruker modelo Q4 TASMAN. La composición química de los metales base reportada por los fabricantes se muestra en la Tabla 1.

Tabla 3. 1. Composición química de los materiales base y los electrodos.

LXD 2101											
C	Mn	Si	Cr	Ni	Co	Cu	N	Fe	Ti	Mo	Al
0.021	5.08	0.77	21.40	1.66	0.03	0.41	0.21	Bal.	0.008	0.32	0.013
IN600											
C	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	Cu	P	Fe	Ti	S	Al
0.07	0.18	0.30	16.12	73.59	<0.01	0.02	0.01	9.19	0.19	0.002	0.18
ER2209											
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	P	Fe	Ti	S	Al
0.01	1.4	0.4	22.7	8.5	3.0	0.06	0.01	Bal	---	0.001	---
ERNiCrMo-3											
C	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	Cu	P	Fe	Ti	Si	Al
0.015	0.05	0.05	22.06	64.68	3.5	0.01	0.003	0.303	0.4	0.05	---

El coeficiente de expansión térmica de la aleación base Ni Inconel 600 es de $13.34 \mu\text{m}/\text{m}/^\circ\text{K}$,



mientras que para la aleación LDX es de $13.00 \mu\text{m}/\text{m}/^\circ\text{K}$. Otra característica importante a mencionar es su punto de fusión, para el IN600 se encuentra en un rango de $1354\text{-}1413^\circ\text{C}$ y para el acero dúplex austero en un rango de $1385\text{-}1443^\circ\text{C}$.

3.2 Caracterización del metal base

3.2.1 Microestructural

Se realizaron cortes en las placas de los materiales base en probetas de $10 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$ con un espesor de lámina de 6.35 mm y se desbastaron con lija de grano de carburo de silicio del 400-2000 hasta llegar a un pulido espejo con pasta de diamante y un ataque químico con sulfato cúprico CuSO_4 (25 ml de H_2O + 25 ml de HCl + 2.5 g de CuSO_4) para el IN600 y NaOH al 20% para el LDX 2101. Posteriormente se analizaron por medio de microscopía electrónica de barrido (MEB) y por dispersión de la energía de rayos-X (EDS, por sus siglas en inglés) con el equipo JEOL JSM-7600F para observar las fases presentes y su composición.

3.2.2 Microdureza

Se cortaron probetas de forma longitudinal y transversal para obtener la dureza inicial del material de llegada. Se empleó un microdurómetro marca Mitutoyo HM 210 empleando una carga de 100 g durante 15 segundos siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E92 [38]. Se realizaron de 10 a 15 mediciones para reportar el valor promedio.

3.2.3 Ensayo de tensión en materiales base:

Se realizaron ensayos de tracción en al menos 3 probetas (Figura 3.3) en cada uno de los materiales base en un equipo servo hidráulico marca MTS-Landmark con una capacidad de 100 kN de acuerdo a los requerimientos de la norma ASTM E8 [39]. Los ensayos se realizaron en forma longitudinal y transversal a la laminación.

3.3. Soldadura de los materiales base.

Se cortaron placas de Inconel 600 y acero inoxidable LDX 2101 de $100 \times 200 \times 6.35 \text{ mm}$ para realizar las uniones disímiles. Se soldaron por medio del proceso de soldadura GMAW- pulsado

con una máquina ESAB Aristo 5000i y un sistema semi-automático. Se utilizaron dos electrodos ERNiCrMo3 y ER2209 ambos de 1.2 mm de diámetro como material de aporte. El gas con el cual se protegió la pileta de soldadura fue $\text{Ar} + 3\% \text{O}_2 + 3\% \text{N}_2$ a 16.5 L/min, la preparación de junta se realizó en simple V con un ángulo de 60° y 2.5 mm de separación entre cada placa, como se muestra en la Figura 3.1. Esta preparación se realizó con el objetivo de garantizar una buena penetración de soldadura, ya que el Inconel 600 cuenta con poca fluidez, además de ser la utilizada comúnmente en estas uniones para su aplicación. La velocidad en la que se desplazó la antorcha para ambas soldaduras fue de 2.5 mm/s, introduciendo el electrodo a la pileta a 171.6 mm/s y un stick out de 2 mm.

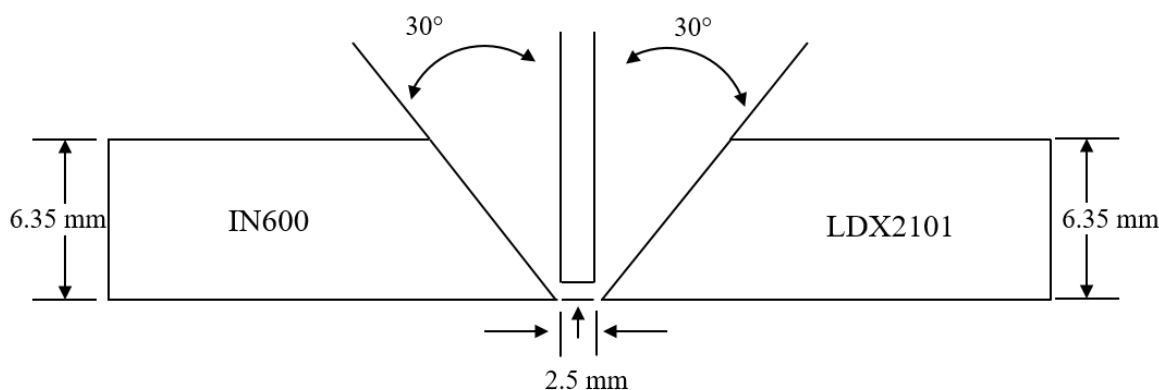


Figura 3.1. Diseño y dimensiones de la junta soldada disímil, cotas en mm.

La máquina ESAB Aristo 5000i regulaba automáticamente algunas condiciones durante el soldeo con los dos distintos electrodos como la corriente, el voltaje, la corriente de fondo y pico, la frecuencia, el tiempo de pulso y la rampa se muestran en la Tabla 3.2.

Tabla 3. 2. Condiciones generadas durante la soldadura.

	ER2209	ERNiCrMo-3
Voltaje	26.5	32.7
Corriente promedio (A)	224	301
Corriente pico (A)	400	352
Corriente de fondo (A)	78	87
Frecuencia (Hz)	52	158
Tiempo de pulso (ms)	2.5	2.1
Rampa (s)	0 - 10.0	0 - 10.0

3.4 Caracterización microestructural de la unión disímil.

Se seccionaron cortes transversales de la unión disímil, se desbastaron con lija de grano de carburo de silicio del 400-2000 hasta llegar a un pulido espejo con pasta de diamante de 1 μm y un ataque electroquímico con ácido oxálico al 10% y 6 Volts durante 10 segundos. Posteriormente se analizaron por medio de microscopía óptica utilizando un microscopio marca Zeiss y microscopía electrónica de barrido con el equipo JEOL JSM-7600F para observar las fases presentes en la unión y el porcentaje de fases presentes en la zona afectada térmicamente.

3.4.1 Porcentaje de dilución

El porcentaje de dilución se calculó mediante la siguiente ecuación 3.1:

$$\% \text{ dilución} = \frac{A_s}{A_s + A_{fm}} \quad (3.1)$$

En donde:

A_s = Área de la sección transversal de sustrato fundido.

A_{fm} = Área de la sección transversal del material de aporte depositado[40].

La representación esquemática de la medición del porcentaje de dilución en las uniones disímiles se puede observar en la Figura 3.2.

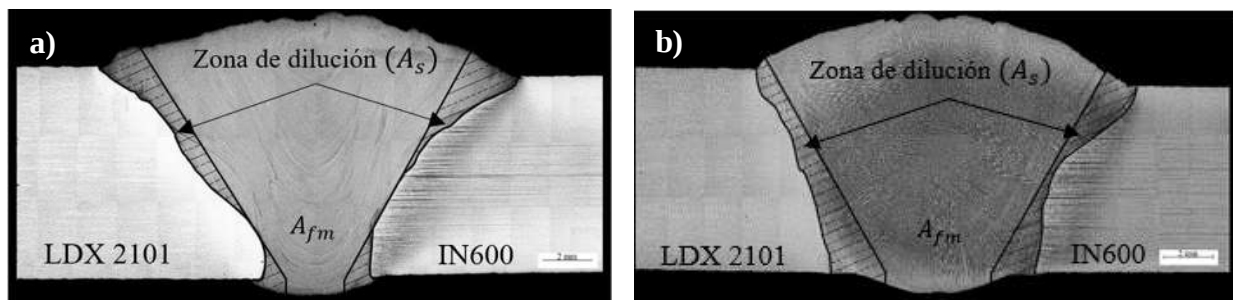


Figura 3.2. Macrografías de los perfiles de soldadura con representación esquemática de la zona de dilución para las uniones; a) ERNiCrMo-3 y b) ER2209.



3.4.2 Análisis mediante difracción de electrones retrodispersados (EBSD)

Se caracterizaron ambas uniones mediante difracción de electrones retrodispersados mediante el microscopio electrónico de barrido (MEB). Se cortaron las piezas a 9 mm de largo en cada interfase tanto con el IN600 como con el LDX 2101. La preparación de las muestras comenzó con un desbaste con lija de grano de carburo de silicio del 400-2000. Se continuó con un pulido de ambas uniones y sus diferentes interfases con alúmina de 1 μm , para después seguir con alúmina de 0.01 μm y terminar con silica coloidal.

3.5 Evaluación de las propiedades mecánicas.

3.5.1 Microdureza

Se les realizaron perfiles de microdureza en la sección transversal de la unión de acuerdo a lo establecido por la norma ASTM E92 [38]. Se empleó una carga de 100 g durante 15 segundos de acuerdo a la norma ASTM-E384-01 [41]. La distancia utilizada entre cada indentación será de cada 100 μm , y los barrios de microdureza serán en tres niveles con respecto a la altura de la soldadura como se muestra en la Figura 3.2.

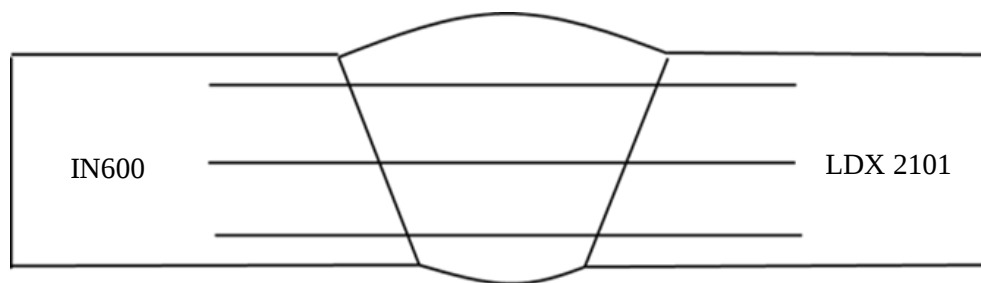


Figura 3.3. Sección transversal de la soldadura disímil LDX 2101/IN600 indicando los niveles en los cuales se realizarán los perfiles de microdureza.

3.5.2 Ensayo de tensión

De igual manera que para el material base se maquinaron probetas de tensión como se muestra en la Figura 3.3 para la unión disímil soldada, realizando al menos tres ensayos con los dos distintos materiales de aporte, con el quipo servo hidráulico marca MTS-Landmark con una capacidad de 100 kN de acuerdo a los requerimientos de la norma ASTM E8 [39]. El ensayo se realizó en la sección transversal de la soldadura. Como referencia de la caracterización mecánica se realizaron



las fractografía en el microscopio electrónico de barrido de las probetas ensayadas.

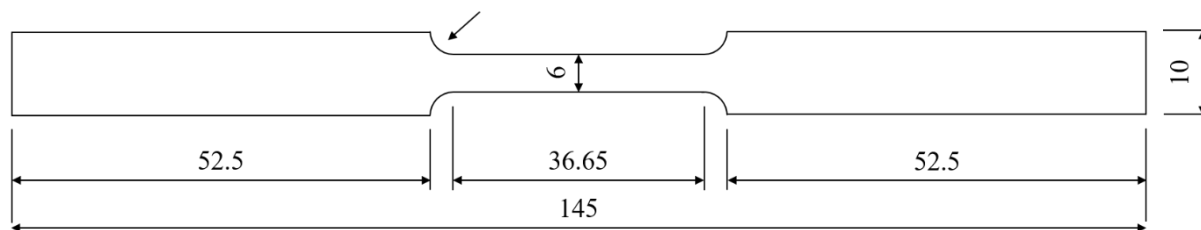


Figura 3.4. Geometría de los especímenes para el ensayo de tracción uniaxial, dimensiones en mm.

CAPÍTULO 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Es de gran importancia conocer las propiedades que presentan a la llegada los materiales base (MB) utilizados, por lo cual se realiza la caracterización microestructural y mecánica, dándonos un punto de partida para saber los cambios que sufren estas propiedades al realizar el proceso de soldadura.

4.1. Caracterización microestructural de los metales base IN600 y LDX 2101

En esta sección se caracterizó microestructuralmente los materiales base Inconel 600 y el acero inoxidable dúplex austero 2101, tanto por microscopía óptica (MO) como por microscopio electrónico de barrido (MEB), además de generar algunos mapeos elementales y análisis puntuales EDS mediante el MEB.

4.1.1 Material base Inconel 600

Las micrografías obtenidas en el microscopio óptico del IN600 se muestran en las Figuras 4.1.a) y b), de la sección transversal y longitudinal, respectivamente.

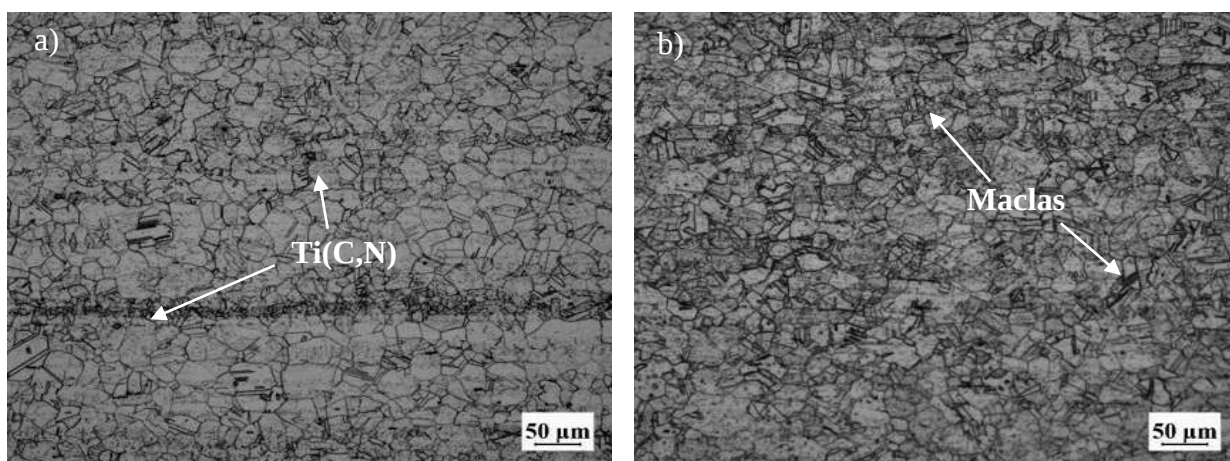


Figura 4. 1. Microestructura del material del material base IN600 en su condición de llegada; a) sección longitudinal y b) sección transversal.

La aleación IN600 muestra en su microestructura granos austeníticos equiaxiales con un tamaño entre 10-60 μm , dentro de estos se presentan de manera significativa maclas de recocido generadas durante el laminado (Figura 4.2.a)), se puede observar también bandas negras que aparecen horizontalmente en las micrografías, las cuales son producto de la laminación del material [16, 42].



Las maclas se generan cuando una porción del cristal adquiere una orientación relacionada de modo simétrico definido con la del resto del cristal sin deformar, cuentan con una energía interfacial mucho menor a la de los límites de grano que se forman cuando los cristales con orientación arbitraria crecen juntos. Existen maclas mecánicas generadas por deformación y maclas de recocido, las primeras normalmente no se forman en metales con estructura FCC, por consiguiente, las maclas presentes en el IN600 son maclas de recrystalización o recocido, las cuales son de gran importancia en la optimización de la resistencia y la ductilidad en estos materiales [16].

Se observan también algunas fases secundarias de color dorado o naranja con un tamaño entre 3-14 μm , las cuales se encontraba tanto en el límite de grano como en el interior de este (Figura 4.2.b)), se les realizaron pruebas en el microscopio electrónico de barrido (MEB) de EDS para conocer su composición. En la Figura 4.2.c) se muestra el patrón de composición de estas partículas, de igual manera, en la Tabla 4.1 se tienen los resultados de la cuantificación de % en peso y % atómico, dando como resultado partículas ricas en mayor parte en Ti, el cual presento 75.96 de % en peso y 60.21 de % atómico. Otro elemento que predominó fue el N con 11.18 % en peso y 30.30 % atómico, dando como resultado que las partículas son nitruros de titanio, carbonitruros (TiCN) y carbonitruros (TiC), las cuales son comunes en la aleación IN600. Yniestra y col. [43] encontraron de igual manera en el IN600 partículas de TiN, el cual la principal causa de su formación en la baja solubilidad del Ti en la austenita de los sistemas de aleaciones Fe-Cr-Ni.

Tabla 4. 1. Cuantificación en porcentaje en peso y porcentaje atómico de las partículas encontradas en el IN600.

Elemento	% peso	% atómico
Titanio	75.96	60.21
Nitrógeno	11.18	30.30
Carbono	2.51	7.87
Cromo	1.98	1.45
Níquel	2.06	1.33

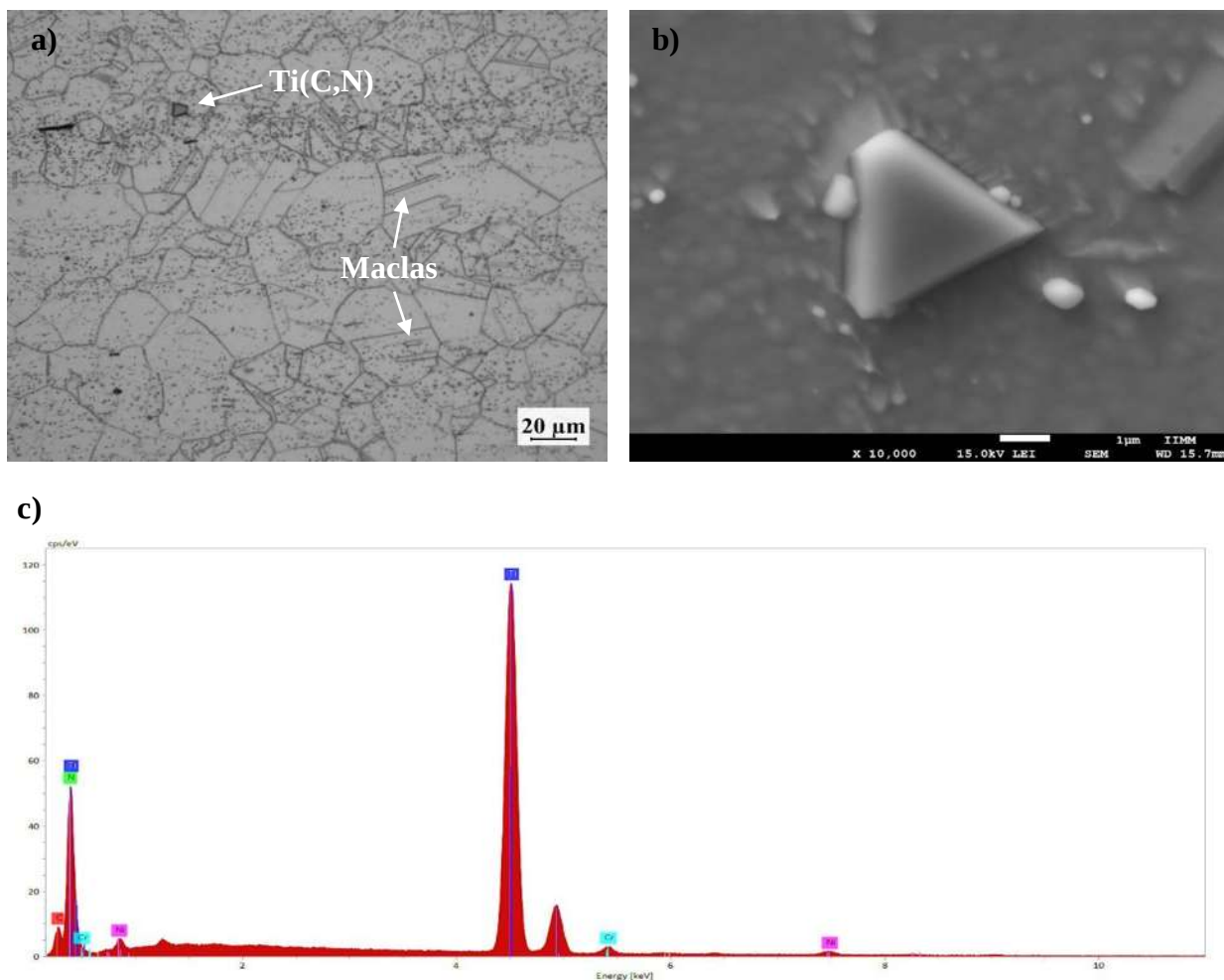


Figura 4. 2. Micrografías mediante MO y MEB del material base IN600: a) Maclas y Ti(C,N), b) Ti(C,N) y c) Espectro de composición de partículas de Ti(C,N).

Se tiene conocimiento de que el IN600 es una aleación de níquel endurecida por solución sólida y se le puede dar mayor endurecimiento en proceso de laminación al precipitar a temperaturas de $\sim 500^{\circ}\text{C}$ a $\sim 1000^{\circ}\text{C}$ partículas ricas en cromo [44]. Estos precipitados observaron en forma de bandas horizontales en la sección longitudinal (zona de laminación) del material, el tamaño de dichas partículas rondaba entre $0.2\text{--}1\text{ }\mu\text{m}$ en forma irregular (Figura 4.3.a y b) dentro del grano y en los límites, donde el mapeo elemental mostró en puntos localizados un contenido rico en cromo y carbono como se observa en la Figura 4.3.c) y d). Dichas partículas pueden ser del tipo MC, M_{23}C_6 y $\text{M}_7\text{C}_3\text{M}$, dado que el cromo puede estabilizar y dar paso a la formación de estos carburos, de igual manera, el carbono contribuye al tener baja solubilidad en la matriz austenítica que presenta el material [9, 14, 45].

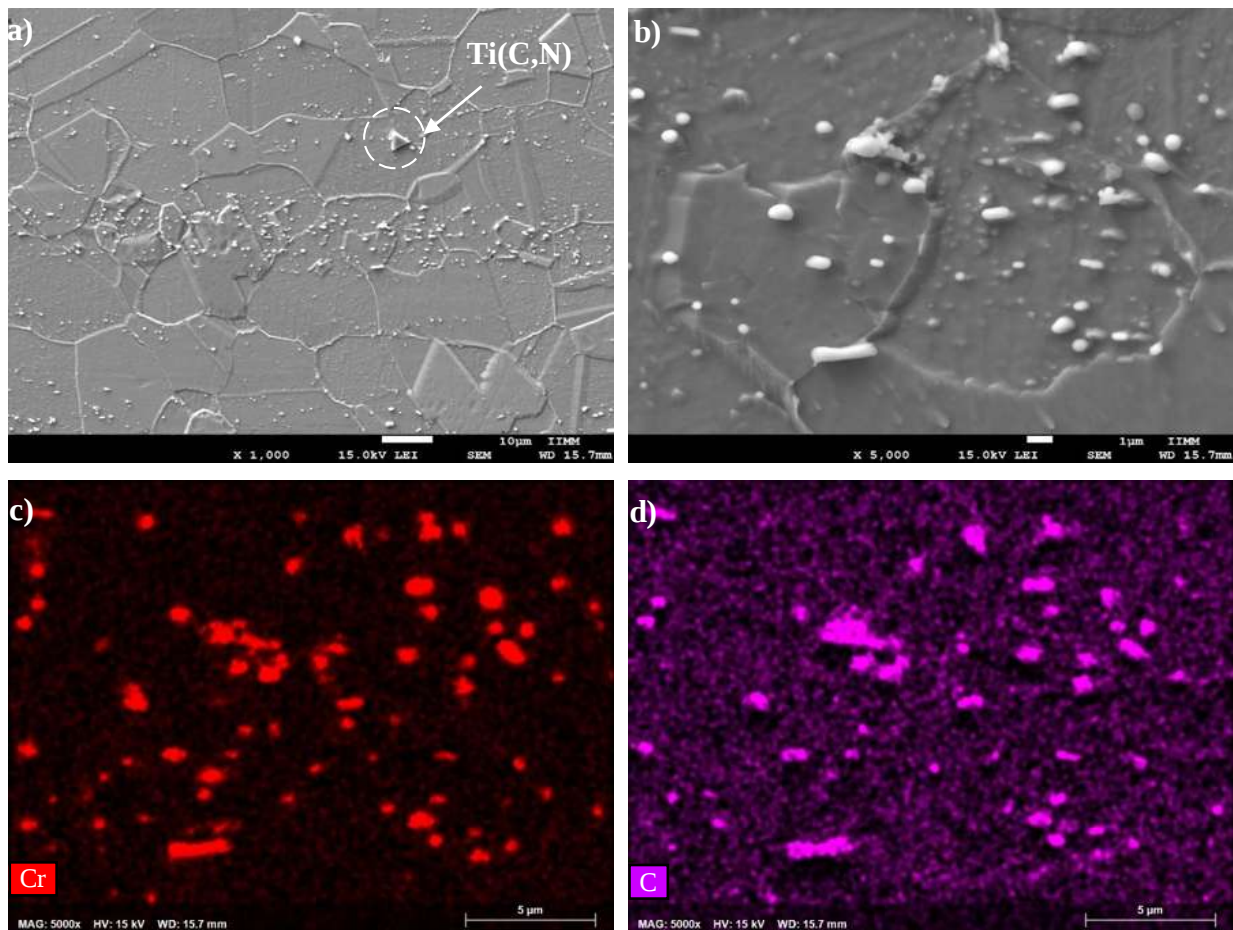


Figura 4. 3. Mapeo de concentración elemental del MEB de las partículas encontradas en el material de llegada IN600.

4.1.2. Material base acero inoxidable dúplex austero 2101

La microestructura del acero inoxidable dúplex austero 2101 en condiciones de llegada en sus dos secciones, longitudinal (Figura 4.4.a)) y transversal (Figura 4.4.b)), de igual manera que en el IN600, la sección longitudinal sufrió un alargamiento en sus granos derivado del trabajo en frío conocido como laminado. Se observan la microestructura típica, de islas de granos austeníticos alargados y otros más pequeños en forma equiaxial de color claro en una matriz ferrítica de color azul, sin presencia de ninguna otra fase significativa [27, 46].

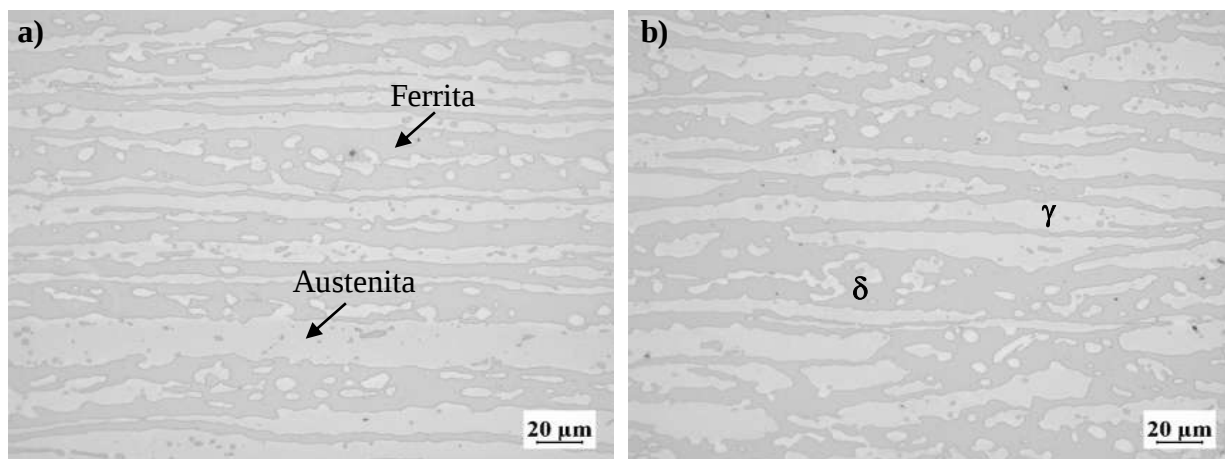


Figura 4. 4. Microestructura del material de llegada LDX 2101; a) sección longitudinal y b) sección transversal.

4.2 Caracterización Mecánica de los Metales Base IN600 y LDX 2101

4.2.1 Perfiles de Microdureza Vickers

La medición de microdureza de los dos metales base se realizaron en la sección transversal y longitudinal de cada uno de ellos y se muestra en la Figura 4.5. Para el acero inoxidable dúplex 2101 el promedio en la sección transversal fue de 250 ± 5 HV y para la sección longitudinal en donde se encuentra el grano alargado por el trabajo de laminación fue de 248 ± 5 HV, con tan solo una variación de 2 unidades, por lo cual se puede despreciar, sin embargo, se puede apreciar una variación entre cada microdureza por las dos fases presentes en este material (austenita y ferrita). De igual manera, para la superaleación Inconel 600 se obtuvo una dureza de 193 ± 11 HV de manera transversal y 203 ± 2 HV en la sección longitudinal, 10 unidades de diferencia, esto por debido al trabajo de laminación en el que se entregó, dando como resultado un material anisotrópico en sus dos secciones.

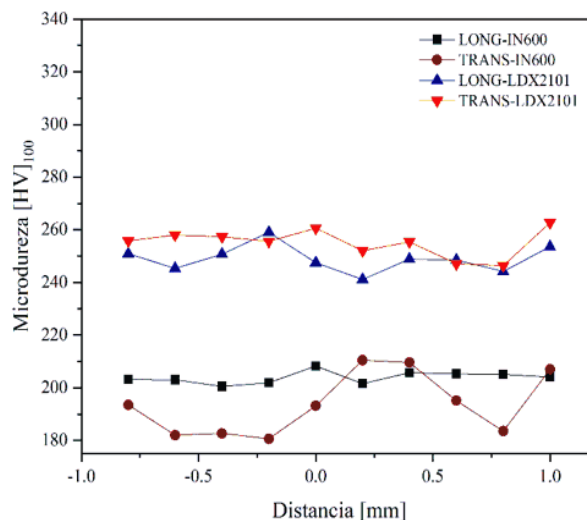


Figura 4. 5. Perfiles de microdurezas Vickers de los materiales de llegada IN600 y LDX 2101, de las secciones transversal y longitudinal.

4.3. Caracterización de la unión soldada IN600/LDX 2101

4.3.1. Caracterización macro y microestructural de la unión disímil IN600/LDX 2101 soldada con ER2209.

La macrografía de la unión disímil entre el Inconel 600 y el acero inoxidable dúplex 2101 empleando un ER2209 se muestra en la Figura 4.6. Se observa una soldadura sana, con penetración completa, sin falta de fusión en las paredes laterales, con buena penetración en la raíz y sin presencia de poros o grietas, además del crecimiento columnar dendrítico que sigue la fuente de calor. Las placas no presentaron distorsión gracias a la restricción que se le realizó en los extremos al generarse la soldadura. De igual manera en la macrografía se logra observar que el ancho del cordón es mayor del lado de IN600 debido a la temperatura de fusión de este, el cual es menor que la del LDX 2101 como se menciona en la sección 3 de este trabajo. Al corroborar esto se realizó el cálculo de porcentaje de dilución tanto para el IN600 como para el LDX 210, dando como resultado de 12.11% y 11.39%, respectivamente.

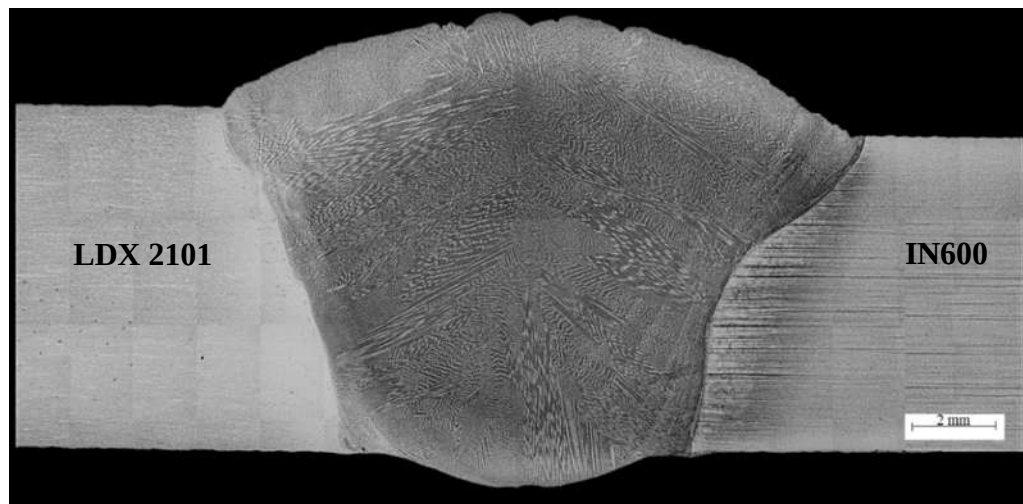


Figura 4. 6 Macrografía de la unión disímil IN600/LDX 2101 empleando un material de relleno ER2209.

En la Figura 4.7 se observa la microestructura de las diferentes zonas de la unión disímil IN600/LDX2101. En la Figura 4.7.a) se presenta el metal de soldadura en donde se observa el típico crecimiento columnar dendrítico y celular dendrítico. Mientras que en la Figura 4.7.b) se muestra la presencia de carburos y carbonitruros de titanio que emigraron del metal base Inconel 600 al metal de soldadura, en donde se pudo observar que tuvieron un alcance hasta la interfase del LDX 2101, esto porque los carburos y carbonitruros de titanio tienden a ser estables aun a temperaturas mayores de los 1100 °C por lo cual solo se ve migración de ellos en el metal de soldadura [45]. El MS debía solidificar en una microestructura ferrita con austenita ya que el electrodo utilizado (ER2209) es similar en el balance de ferrita-austenita que los aceros inoxidable dúplex, sin embargo, un mal proceso de soldadura podría dar paso a la presencia excesiva de ferrita en el cordón de soldadura [47, 48], sin embargo, en el análisis EBSD estudiado enseguida se toca a fondo las fases presentes tanto en el MS como en la ZAT de la unión.

En la Figura 4.7.c) se muestra la interfase entre el metal de soldadura (MS) y el LDX 2101, la línea de fusión (LF) se observa totalmente definida, en donde los granos de solidificación primarios parten de los granos del metal base parcialmente fundido, debido a que la composición entre el MB y el electrodo son similares [24].

La figura 4.7.d) presenta la zona afectada térmicamente (ZAT) del LDX 2101, en donde se observa un desequilibrio de las fases austenita/ferrita a diferencia del que se presentó en el MB, en donde se cuenta con mayor contenido de ferrita y pocos granos austeníticos, debido al fenómeno de



ferritización, el cual radica al generarse el proceso de soldadura en el acero inoxidable dúplex austero, este se calienta hasta tener una transformación en donde la austenita desaparece y queda una microestructura completamente ferrítica (δ), al término del proceso se tiene un enfriamiento rápido en muy corto tiempo el cual no da paso para volver a darse la transformación de austenita (γ), quedando en la ZAT una microestructura predominante de matriz ferrítica con solo algunos granos de austenita [49-51]. El nitrógeno por su parte, tiene un fuerte efecto en la ferritización, ya que la disolución de la austenita en la ZAT se produce principalmente por la difusión del nitrógeno. El nitrógeno aumenta la temperatura de transformación tanto de la ferrita como de la austenita, por la cual, retrasa la ferritización [52]. Es común en los aceros inoxidable al ser soldados presentar en la ZAT una zona de baja (ZATBT) y alta (ZATAT) afectación térmica alterando la microestructura en comparación con el metal base, estas alteraciones incluyen la como antes mencionamos el desequilibrio en la relación de las dos fases presentes y además la precipitación de fases perjudiciales como carburos y nitruros de cromo durante la exposición a temperaturas entre los 400 y 1000 °C, lo que genera que la ZATAT pueda ser susceptible a la corrosión localizada por el agotamiento de Cr y Mo en las zonas adyacentes los precipitados y carburos. Se tiene conocimiento que los carburos de cromo suelen nuclear y crecer en los límites de grano, mientras que los nitruros de cromo tienden a distribuirse en forma intergranular en las fases [10].

En la ZAT del LDX 2101 y corroborando con lo obtenido en la literatura podemos observar austenita de límite de grano (ALG), austenita intergranular (AI) y austenita Widmanstätten (AW) en la matriz ferrítica, la LF cubierta por austenita y la presencia de algunos poros donde se cree existieron fases secundarias dañinas. Ruiz y col. [7] al realizar una junta soldada mediante el proceso GMAW con este mismo material logró observar una microestructura similar a la antes mencionada.

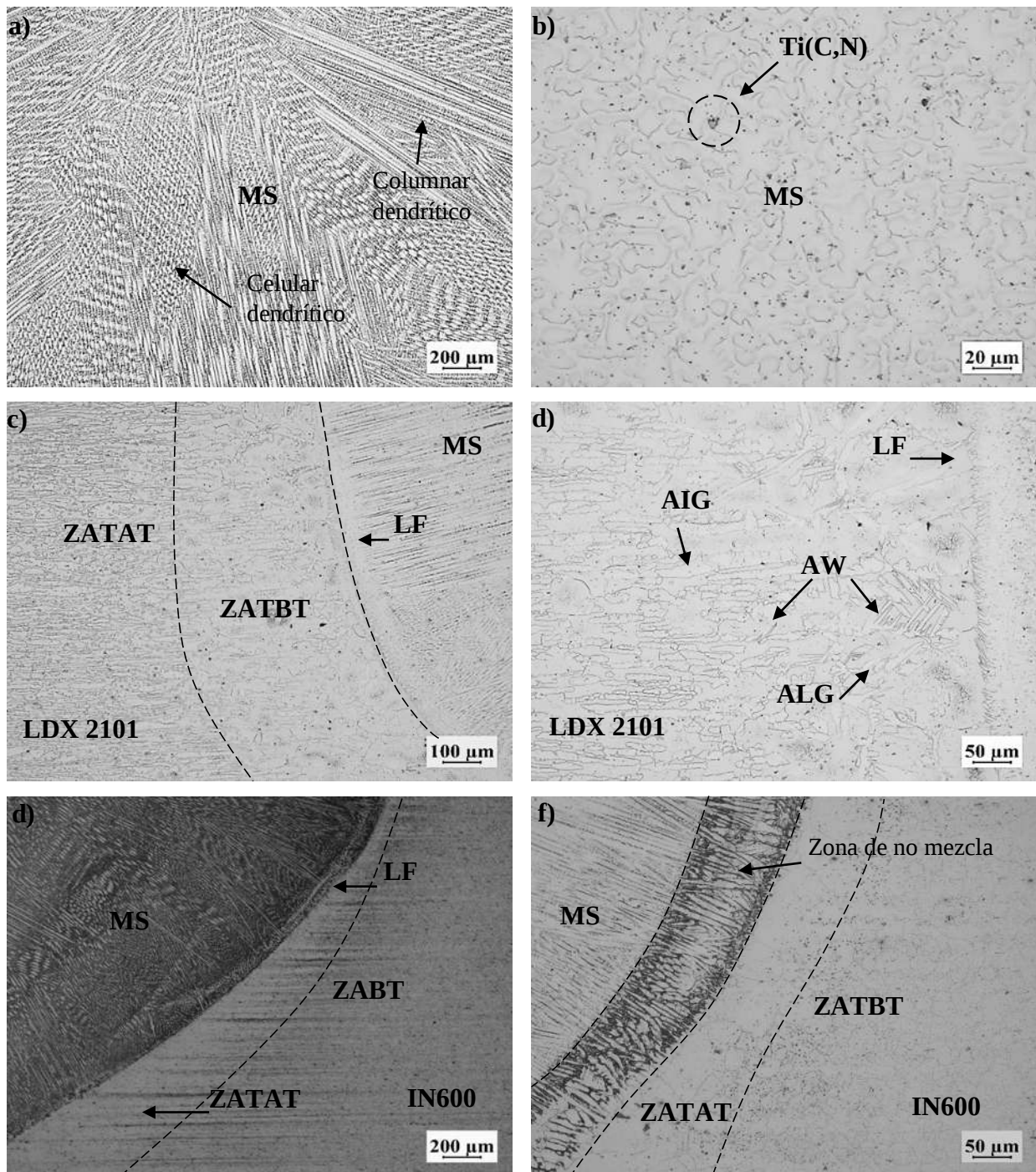


Figura 4. 7. Microestructura de las distintas zonas de la unión disímil IN600/LDX 2101 empleando un material de relleno ER2209; a) MS, b) Fases secundarias del MS, c) Interfase LDX 2101/MS, d) ZATAT y ZATBT del LDX 2101, e) Interfase IN600/MS y f) Zona de no mezcla, ZATAT y ZATBT en el IN600.

En la interfase IN600 y el MS representado en la Figura 4.7.e) se puede observar en las micrografías la ZAT en donde existió un crecimiento de grano, esta zona se puede dividir en dos partes, la ZAT



de alta temperatura (ZATAT) y una más de baja temperatura (ZATBT) como lo ocurrido en la interfase con el acero inoxidable dúplex 2101. En la ZATAT se puede ver un crecimiento de granos de manera excesiva a más de los 50 μm , mientras que en la ZATBT solo se tiene granos recrystalizados. Este fenómeno lo podemos encontrar en materiales que en su condición de llegada se suministraron con un trabajo de deformado en frío. En la ZAT de las aleaciones base Ni es muy común reacciones como la recrystalización, el crecimiento de grano, la disolución de partículas, la formación de precipitados, la segregación del límite de grano y la licuefacción del límite de grano. El crecimiento de grano depende de la microestructura inicial del metal base y el aporte térmico suministrado en la soldadura [14]. Del mismo modo, se siguen observando en la ZATAT los precipitados de Ti(C,N) de color naranja, que como se menciona anteriormente su temperatura de fusión es muy alta.

En la figura 4.7.f) se observa un fenómeno importante en la interfase entre el IN600 y el MS, en donde solo una pequeña porción del IN600 se fundió y recrystalizo sin sufrir una dilución con el relleno, ya que se sabe que las soldaduras entre combinaciones diferentes exhiben zonas de no mezcla, en donde la microestructura y la composición química son diferentes a las del metal de soldadura circundante. Estas zonas se forma por la diferencia tanto en composición como en temperaturas de fusión entre el metal base y el electrodo utilizado, ya que las corrientes de convección no pueden promover el flujo del líquido y una mezcla adecuada [44, 53].

La Figura 4.8 muestra un mapeo elemental en el MS, en donde se observa la presencia de fases alojadas en los espacios interdendríticos, algunas con aspecto cuadrado con alto contenido en Ti, N y un poco de C (Figura 4.8.b.c y d). El C y Fe están casi nulos en los espacios interdendríticos de la soldadura, por otro lado, el Mo, Cr y Si, se concentraron más en estos espacios, por último, el Ni tuvo una distribución uniforme en todo el metal soldado. Weltin y col. [28] demostraron en un LDX 2101 como MB, los elementos estabilizadores de la ferrita eran el cromo, molibdeno y silicio, mientras que el nitrógeno, níquel y manganeso estaban concentrados en la fase austenítica, sin embargo, en el metal de soldadura el níquel a menudo se distribuía uniformemente, mientras el

molibdeno, cromo y manganeso en su mayoría se segregaban en forma interdendrítica, como se observó en esta unión.

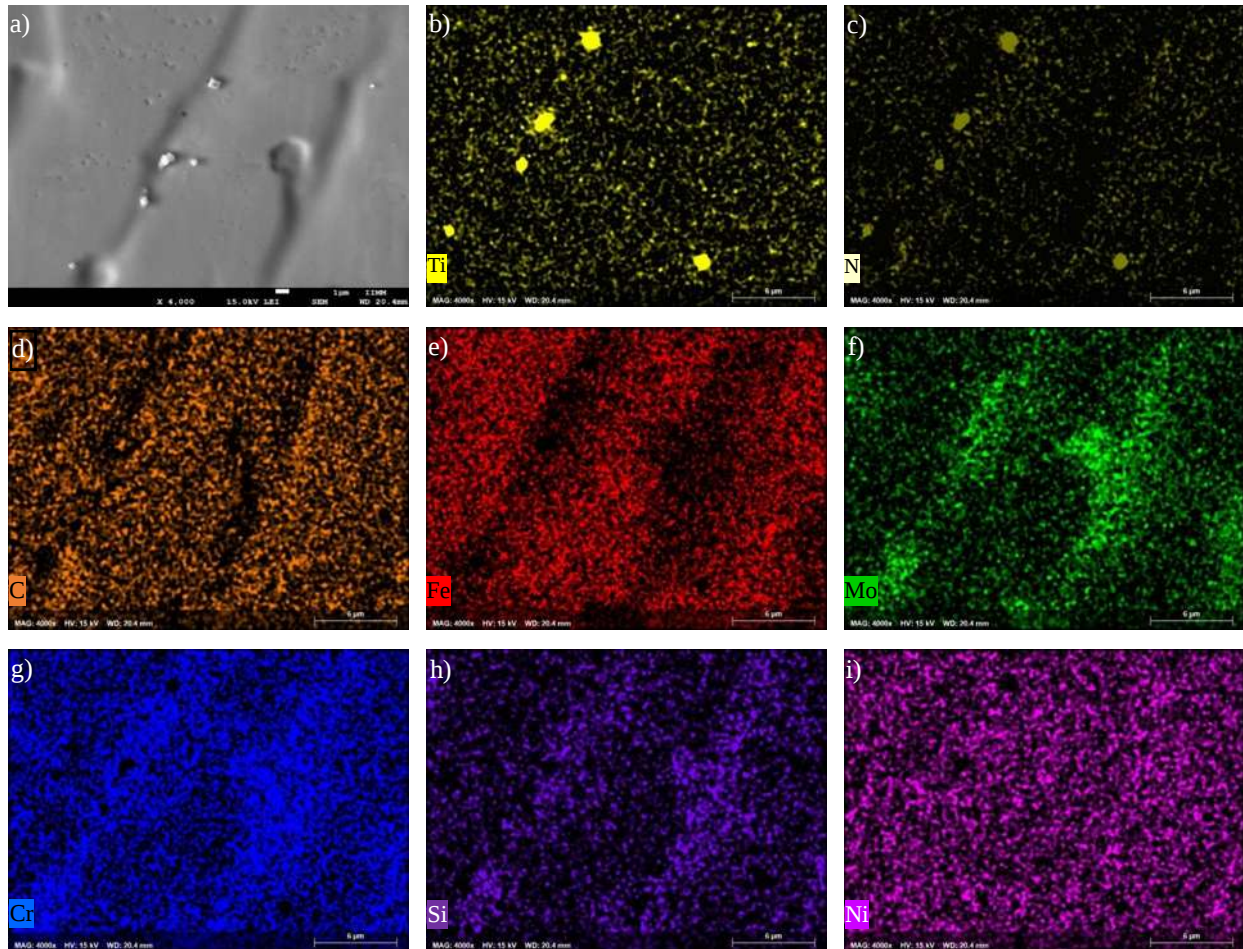


Figura 4. 8. Mapeo de elementos en el MEB del MS en la unión disímil IN600/LDX2101, utilizando un material de relleno ER2209; a) MS, b) Ti, c) N, d) C, e) Fe, f) Mo, g) Cr, h) Si y i) Ni.

En la Figura 4.9 se muestran las micrográficas tomadas en el MEB, de la unión disímil soldada con un electrodo ER2209. En la Figura 4.9.a) se observa la interfase LDX2101-MS, en la ZAT se logró encontrar la precipitación de algunas fases secundarias a las cuales se les realizó EDS/MEB, la partícula de la Figura 4.9.b) mostró ser rica en Cr, Ti y un poco de Nb. Por otro lado, en la Figura 4.9.c) los precipitados mostrados tuvieron un alto contenido en Cr, N, Ca, O y Ti. No obstante, se tienen huecos en gran parte de la ZAT, muy cercanos a la LF, en donde se presume debieron estar presentes alguna fase secundaria comunes en los aceros inoxidable, los nitruros de cromo (Cr_2N

o CrN), los cuales se forman por la baja solubilidad del nitrógeno en la ferrita. En otras palabras, cuando el contenido de ferrita es demasiado alto, bajo condiciones de enfriamiento rápido se excede el límite de solubilidad en la ferrita, el nitrógeno no tiene tiempo de generar austenita y crea una reacción al precipitar dichas fases perjudiciales, muchas veces en regiones de alta energía como los límites de grano [49, 50]. Sin embargo, debido al ataque tan agresivo realizado se tuvo un desprendimiento de ellos.

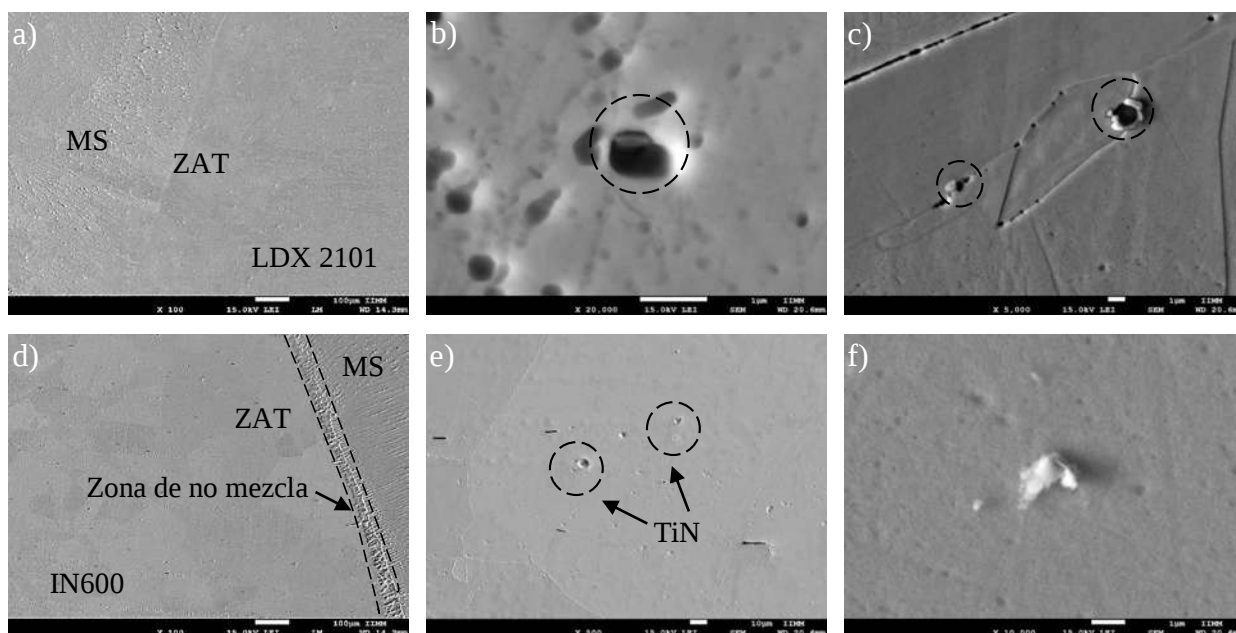


Figura 4. 9. Micrografías por MEB de las interfaces de la soldadura y fases secundarias encontradas; a) interfase LDX 2101-M, b) partícula rica en Cr y Ti c) partículas ricas Cr, N, Ca, O y Ti d) interfase IN600-MS, e) partículas de TiN y f) partículas ricas en Ni y Cr.

En las Figuras 4.9.d) se puede corroborar que existe una zona de no mezcla y el crecimiento de grano en la interfase IN600-MS. Las partículas encontradas se muestran en la Figura 4.9.e) y f), las de la primera imagen son TiN y la de la segunda tiene un contenido rico en Ni y Cr.

4.3.2. Caracterización macro y microestructural de la unión disímil IN600/LDX 2101 soldada con ERNiCrMo-3.

En la Figura 4.10 se observa la macrografía tomada de la unión disímil IN600/LDX 2101 utilizando un material de relleno ERNiCrMo-3, en esta unión disímil también se muestra una soldadura completamente sana, con penetración completa y sin falta de fusión en las paredes laterales, no se

encontraron ni poros o grietas visibles. De igual manera las placas se observan sin distorsión. Como se puede observar del lado del acero inoxidable dúplex austero 2101 se observa mayor penetración del cordón dado que su porcentaje de dilución fue de 7.57%, mientras que en el lado del IN600 fue mucho menor tan solo del 2.50%. El Ni tanto en el electrodo como en el IN600 tiene poca fluidez, además que estos dos materiales cuentan con una composición y punto de fusión muy similares, dando como resultado la poca disolución en la interfase IN600-MS.

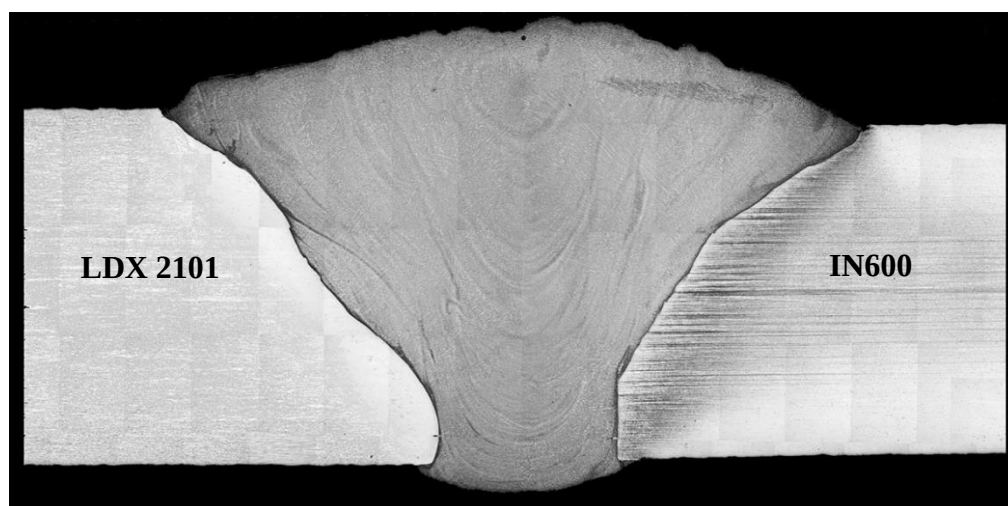


Figura 4. 10. Macrografía de la unión disímil IN600/LDX 2101 empleando un material de relleno ERNiCrMo-3.

Las micrografías tomadas en el MO se muestran en la Figura 4.11 de la unión disímil utilizando el electrodo ERNiCrMo-3. En la Figura 4.11.a) en el MS se puede observar una microestructura columnar dendrítica y celular dendrítico, la mayor parte del crecimiento celular ocurre en la parte baja del cordón de soldadura debido al gradiente de composición química y la velocidad de enfriamiento, el metal de relleno utilizado y cuenta con una estructura austenítica en el MS [44, 54]. En la Figura 4.11.b) en los espacios interdendríticos del MS resalta la presencia de fases intermetálicas quebradizas. Los precipitados dispersos que se encuentran enriquecidos en Mo y Nb a lo largo de la región interdendríticas puede prevenir el crecimiento adicional de las dendritas durante el enfriamiento fijándolas, dando como resultado granos más finos equiaxiales en el metal de soldadura [54].

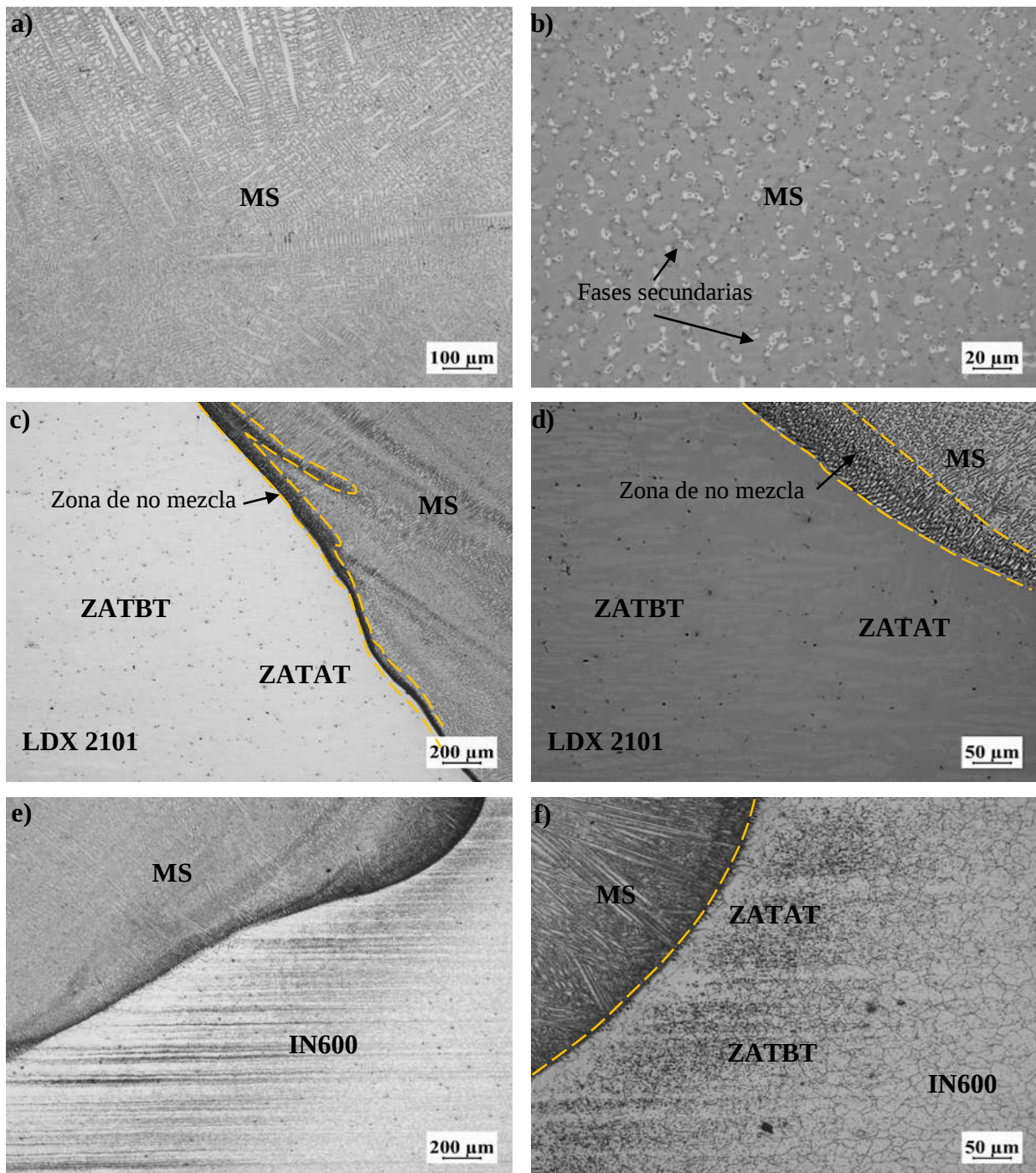


Figura 4. 11. Microestructura de las distintas zonas de la unión disímil IN600/LDX 2101 empleando un material de relleno ERNiCrMo-3; a) MS, b) Fases secundarias del MS, c) Interfase LDX 2101/MS, d) ZAT del LDX 210, e) Interfase IN600/MS y f) Zona de no mezcla, ZATAT y ZATBT en el IN600.



La interfase LDX2101- MS se observa en la Figura 4.11.c) en donde se tiene una zona de no mezcla, recordemos que esta zona entre mayor sea la diferencia entre la composición y el punto de fusión de los materiales mayor será. De igual manera, en la Figura 4.11.d) se muestra en la ZATAT del LDX 2101 el fenómeno de ferritización, además la ZATBT. En la ZATAT existe presencia de austenita en la línea de fusión.

La austenita que delimita los límites de granos también es llamada austenita primaria, es la primera fase que nuclea directamente a partir de la fase ferrita delta-delta (δ/δ) durante la transformación en estado sólido en un rango de temperatura de 1300 a 800°C, por otra parte, la austenita Widmanstätten en forma de aguja se ramifica desde los límites de grano de la δ -ferrita, esto debido al desplazamiento y difusión de los elementos de aleación en el rango de temperatura de 800 a 650°C y por ultimo austenita intergranular que se encuentra dentro de los granos de ferrita precipitados solo a menor temperatura con un mayor subenfriamiento [55]. Hosseini y col. [56] demuestran que un alto contenido de ferrita puede disminuir la resistencia a la corrosión y afectar a las propiedades mecánicas de la soldadura.

En la Figura 4.11.e) se presenta la interfase IN600-MS, se observa crecimiento de grano epitaxial y de nueva cuenta un crecimiento de grano en la ZATAT con grano recristalizado en la ZATBT, además se observa la presencia de carburos en el grano y límite de grano. La ZAT experimenta una temperatura más alta que el metal base por lo que la mayoría de los precipitados de esa región se eliminan y se forman unos más grandes perjudicando la vida útil, la ductilidad y resistencia a la corrosión [57].

Se realizó un mapeo elemental del MS con el fin de identificar mejor las partículas observadas en el MO. La Figura 4.12.a) muestra las fases quebradizas interdendríticas contenidas en el MS. En la Figura 4.12.b.c.d.e y f) se observa el gran contenido y la distribución del Nb, Mo, Ti, N, Si y C ya que se observan estos elementos ampliamente resaltados. Por lo que se puede corroborar que se tiene presencia de fases Laves, NbC y Ti(C,N) [58]. El carbono en la Figura 4.12.f) tiende a tener presencia en las fases interdendríticas, pero se ve pobreza de este elemento en las dendritas, mientras que, el Cr y Ni (Figura 4.12.h y i) tienen una distribución uniforme por todo el MS, pero por el contrario no se encuentran en las fases secundarias, mientras que el Si está en todo el MS y en las partículas encontradas. Durante la solidificación de la soldadura, los elementos de baja



solubilidad en el Ni como el Mo y Nb se rechazan en el líquido hacia las zonas interdendríticas, mientras que los elementos Cr, Ni y Fe se concentran en el núcleo dendrítico [54].

Las fases de Nb y Mo se observan en la Figura 4.12.b y c), respectivamente, tienen un contenido de entre el 57.90- 11.42% en peso de Nb y de 1.73-8.11% en peso de Mo. Las fases Laves tienen una estructura cristalina hexagonal compacta, su morfología de estas fases está relacionada con la estructura dendrítica y puede formar una red interconectada [59] su forma es $(\text{Ni, Fe, Cr})_2(\text{Nb, Mo y Ti})$. Se presume que en el metal de soldadura con el electrodo ERNiCrMo-3 las fases Laves se forman durante la última etapa de solidificación de forma eutéctica. Las investigaciones indican que la adición de Si y Cu puede acelerar la precipitación de dichas fases [58]. Las fases Laves y los NbC son fases secundarias habituales en soldaduras con aleaciones que contienen Nb. Si se eliminará el alto contenido de Nb se daría una solidificación de austenita en una sola fase y la eliminación de las fases quebradizas antes mencionadas. Sin embargo, estas pueden evitarse si el contenido de Si y C es bajo. En algunas aleaciones con presencia de Nb, la presencia de fases laves genera un incremento en el rango de temperatura de solidificación. En Nb es añadido a estas aleaciones para fortalecer la solución sólida, como por ejemplo, el endurecimiento por precipitación, sin embargo, al tener un control cuidadoso de la forma del cordón de soldadura existen consumibles de Nb-Cr-Fe-Mo que permiten soldaduras sin fisuras, ya que las fases Laves son generan susceptibilidad al agrietamiento al ser una reacción eutéctica [14, 60]. Manikandan y col. [61] demostraron que la velocidad de enfriamiento de la soldadura tiene un efecto significativo en la formación de las fases Laves, reduciendo la presencia de estas al igual que la poca segregación del Nb en MS al tener una velocidad de enfriamiento muy alta. Según lo reportado en la literatura la temperatura de precipitación del NbC (1325°C) es más alta que la de los Laves (1266°C) por lo cual es el primero en nuclear y crecer en forma de $\gamma + \text{NbC}$ y a medida que avanza la solidificación el Nb se agrega frente a la interfaz líquido/sólido, cuando la relación Nb/Cr aumenta aparecen las fases Laves [62, 63].

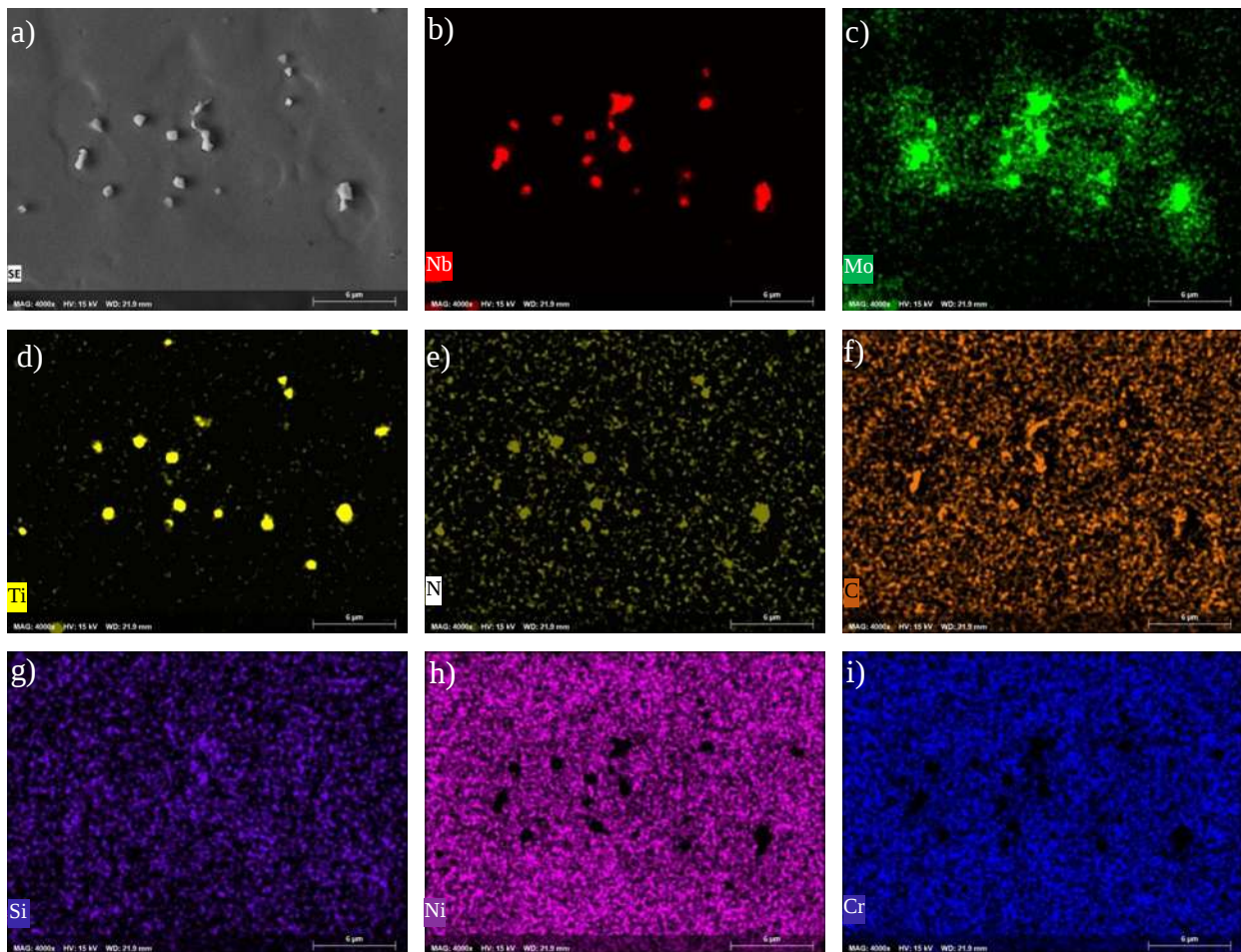


Figura 4. 12. Mapeo elemental en el MEB del MS en la unión disímil IN600/LDX2101, utilizando un material de relleno ERNiCrMo-3; a) MS, b) Nb, c) Mo, d) Ti, e) N, f) C, g) Si, h) Ni y i) Cr.

La Figura 4.13 muestra las interfases de la unión disímil IN600/LDX 2101, en donde se encontraron algunas partículas ubicadas en la ZAT, y de nueva cuenta se corrobora la presencia de una zona de no mezcla en esta región.

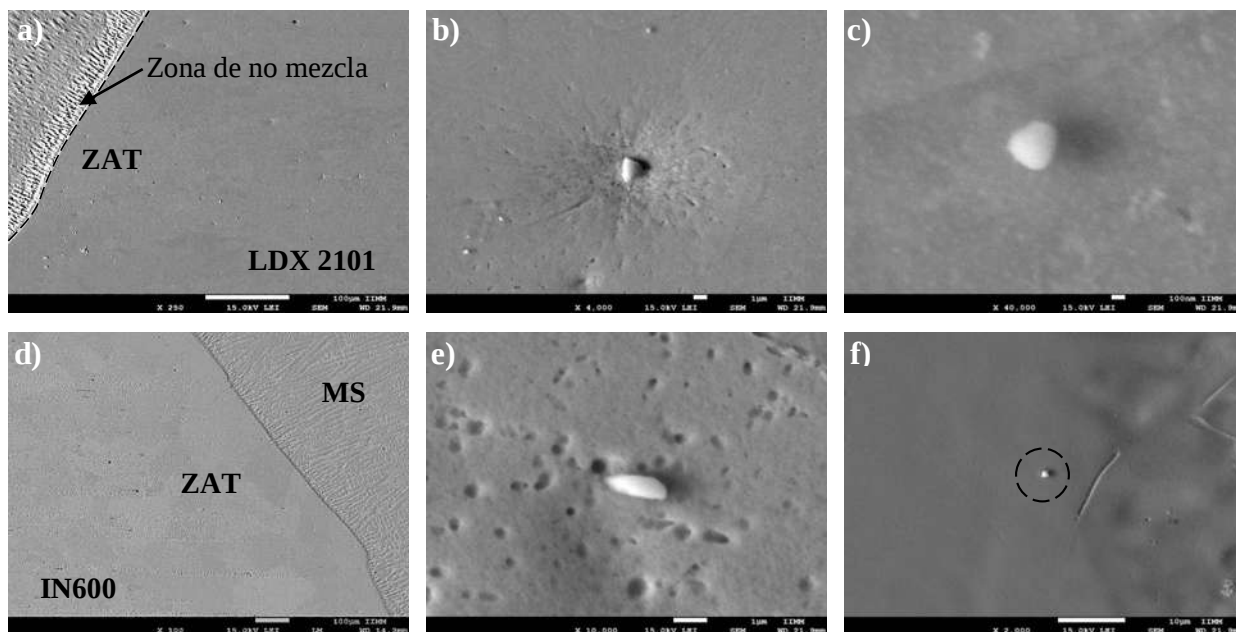


Figura 4. 13. Micrografías por MEB de las interfaces de la soldadura y fases secundarias encontradas; a) interfase LDX 2101-MS, b) partícula rica en Si y C, c) partícula rica en Cr, C y Si, d) interfase IN600-MS, e) Ti(C,N), f) fase Lave.

En la Figura 4.13.b) se observa en la ZAT del LDX2101 partículas ricas en Si y C, mientras que la Figura 4.13.c) la partícula contiene Cr, C y Si. Los precipitados de la interfase IN600-MS fueron de Ti(C, N) el cual se observa con otra morfología a los ya antes mostrados (Figura 4.13.e), también se encontraron elementos como Nb con un 54% en peso, Cr, Ti y C en la partícula observada en la figura 4.13.f), en otras palabras, se segregaron fases Laves en la ZAT de esta interfase.

4.4 Caracterización mediante difracción de electrones retrodispersados (EBSD) de la unión disímil IN600/LDX 2101 soldada con ER2209 y ERNiCrMo-3

Uno de los cambios importantes que pueden sufrir los materiales policristalinos durante procesos de conformado, algún proceso de soldadura o alguna manipulación del material es la formación de nuevas texturas en donde la orientación preferente de los granos se da en determinadas direcciones cristalográficas. La técnica basada en la difracción de electrones retrodispersados EBSD es empleado como una técnica adicional de caracterización a un microscopio electrónico de barrido (MEB), la cual permite determinar orientaciones de granos individuales, la textura, correlaciones de orientación punto a punto e identificación de fases [64, 65].

4.4.1 Análisis por medio de EBSD en la interfase entre el Inconel 600 y el metal de soldadura

La Figura 4.14 (a-b) muestra la imagen de calidad IC y la imagen de fase de la interfase inconel 600 y el metal de soldadura ENiCrMo-3. En la Figura 4.4.b), el mapa de fases mediante EBSD genera una imagen de colores el cual asigna un color a las fases IF presentes dependiendo de su estructura cristalina [16]. En la Figura 4.14.b) se muestra que la única fase presente es tanto en el IN600 y el metal de soldadura es la austenita (rojo).

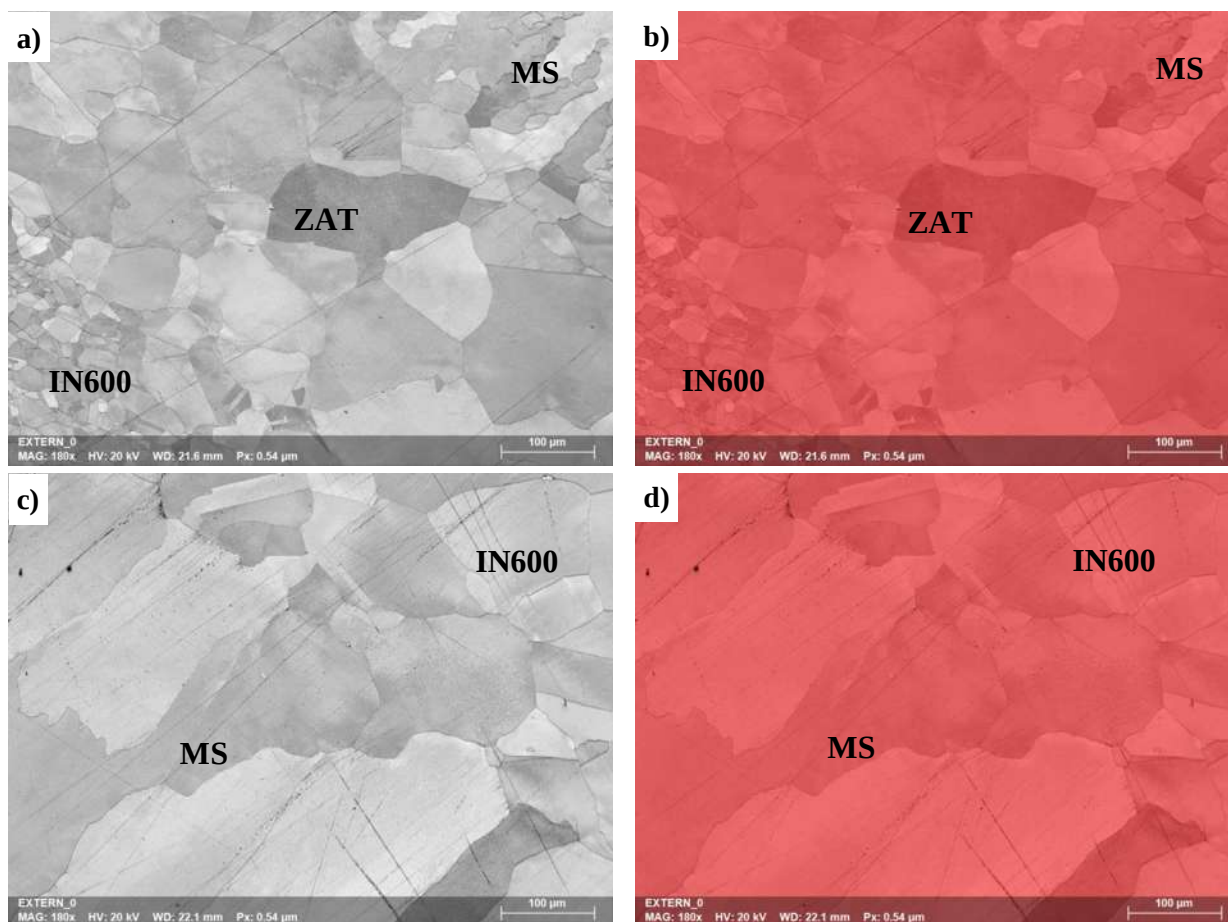


Figura 4. 14. a) Imagen de calidad y b) imagen de fases de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo ENiCrMo-3. c) Imagen de calidad y d) imagen de fases de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo E2209.

La Figura 4.14 (c-d) muestra la IC y la IF de la interfase inconel 600 y el metal de soldadura E2209. Al igual que en la unión con electrodo ENiCrMo-3, la única fase presente tanto en el IN600 y el metal de soldadura es la austenita como se observa en la Figura 4.14.d).

Los mapas de fases de la soldadura de electrodo ER2209 muestra manchas oscuras las cuales

podrían tratarse de las fases secundarias descritas anteriormente. Debido a que se usó un electrodo ER2209 dúplex, se creía que en la microestructura del metal de soldadura se tendría presencia de ferrita, sin embargo, debido al enfriamiento y por el proceso de soldadura GMAW por arco pulsado solamente se precipitó la fase austenita. Uno de los métodos convencionales para presentar la textura cristalográfica es por medio de figuras polos inversa mediante análisis de EBSD, las cuáles revelan la orientación cristalográfica de la microestructura analizada. En las Figuras 4.15 a y c) se observan las imágenes de calidad para las interfaces de soldadura arriba descritas. Mientras que en las Figuras 4.15 c y d) se muestran las imágenes de polos z inversas donde el pequeño triángulo indicando la familia de planos atómicos más importantes [100], [110], y [111] las cuales permiten establecer la distribución de la orientación de los granos de la microestructura analizada [16].

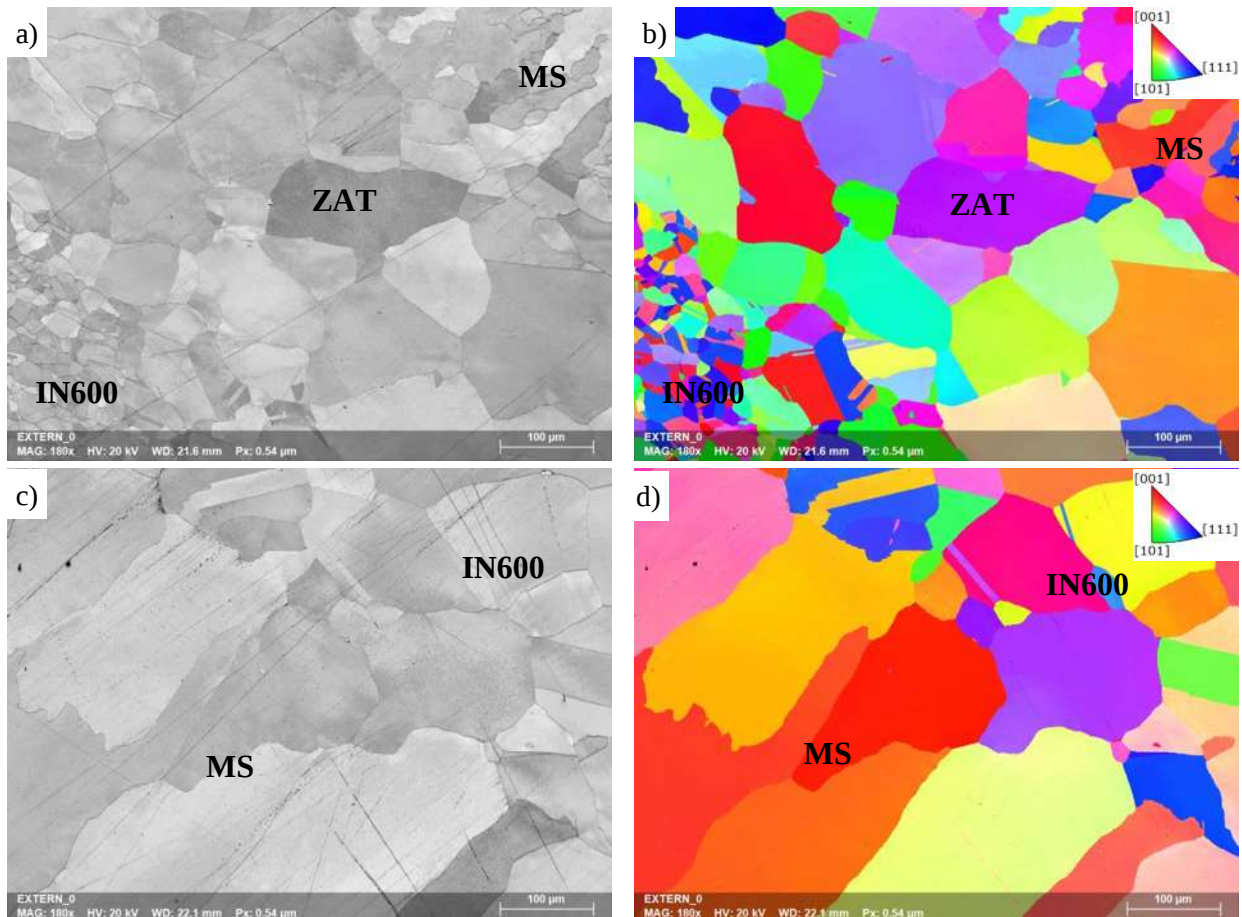


Figura 4. 15. a y c) Imágenes de calidad y b y d) imágenes de polo inverso z de la interfase Inconel 600 y soldadura con electrodo ENiCrMo-3 y de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo E2209 respectivamente.



Si se analiza la frecuencia de los polos de la interfase IN600 con los dos metales de soldadura ENiCrMo-3 (Figura 4.15.b)) la microestructura parece ser isotrópica, es decir que no hay una orientación preferencial o textura cristalográfica. Mientras que en el caso de soldadura ER2209 (Figura 4.15.d)) el proceso de soldadura ha impartido cierta anisotropía en la microestructura siendo la dirección [001] la orientación preferencial. En la Figura 4.15 se observa el mapa IPFz de interfase con el IN600 y le MS, las distintas coloraciones que se presentan tienen tintes más entre azules y verdes tanto en la ZAT como en el MS dando así que las orientaciones cristalográficas de los granos fueron las direcciones [111] y [101]. El crecimiento de los granos en la LF al MS se muestra a mejor escala en dichas figuras, por lo cual nos permite observar cómo los límites de granos de solidificación primarios parten de los granos parcialmente fundidos del MB, en otras palabras, se da el límite de grano de solidificación (SGB) [14].

Otra herramienta que nos proporciona la EBSD son los mapas de desorientación promedio de granos, estos mapas permiten observar aspectos de cada grano individualmente. Para la formación de la imagen de un grano se ocupa definir la desorientación de cada pixel y un número mínimo para formar el cristal, a partir de estos parámetros se pueden formar dos tipos de mapas de desorientación promedio a lo largo del cristal, el mapa de ángulo de desorientación promedio de granos GAM (grain average misorientation) y el ángulo de desorientación promedio Kernel (Kernel average misorientation) KAM en ambos casos se usan las siglas en inglés [16].

El mapa GAM nos indica la desorientación promedio de cada grano, mientras que por otro lado el mapa KAM permite observar el ángulo de desorientación de un punto dado con respecto a todos sus vecinos, la mayor utilidad de estos es mostrar la concentración de esfuerzos residuales GAM y dislocaciones KAM que distorsionan las redes cristalinas de granos que se encuentran vecinos [16, 66]. En las Figura 4.16 a y c) se observa los mapas GAM de ambas interfases tienen una coloración donde la desorientación se acumula mayormente en un rango de azul marino mientras que ambas interfaces muestran algunos granos con una coloración verde indicando un mayor ángulo de desorientación y por consiguiente una mayor concentración de esfuerzos residuales en dichos granos.

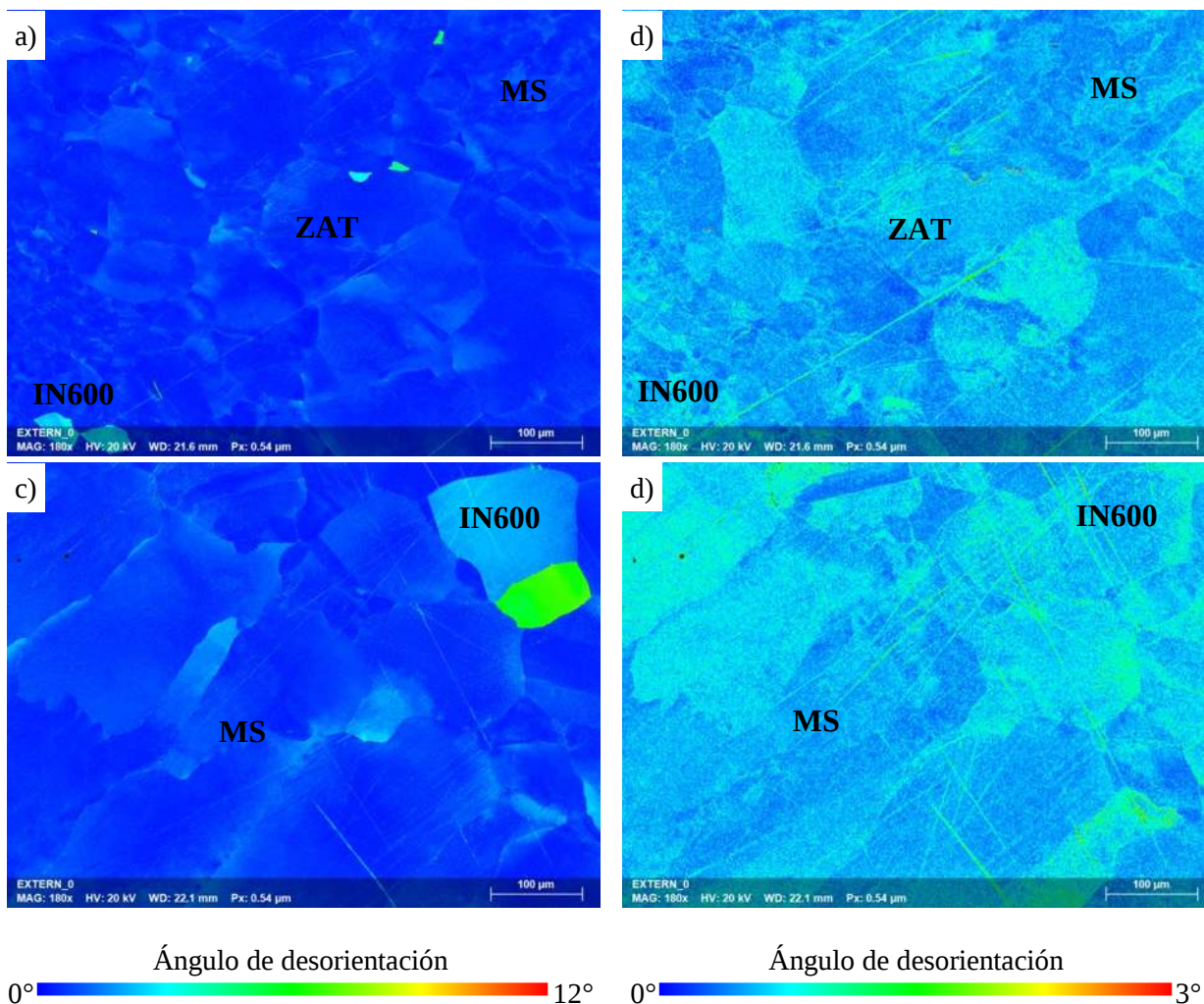
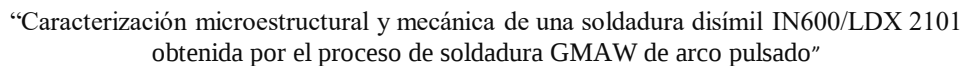


Figura 4. 16. (izquierda) mapas GAM y (derecha) mapas KAM de las interfases a-b) Inconel 600 y soldadura con electrodo ENiCrMo-3 y c-d) de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo E2209.

4.4.2 Análisis por medio de EBSD en la interfase entre el LDX 2101 y el metal de soldadura

La Figura 4.17 a y c) muestra la imagen de calidad para las interfaces de las uniones soldadas con electrodo ENiCrMo-3 y electrodo E2209 respectivamente. En ambas interfases se observa que el metal de soldadura está constituido solamente por austenita (rojo). Mientras que en la zona afectada por el calor de ambas interfases se observan la microestructura dúplex del acero 2101 austero con granos de ferrita (verde) y austenita (rojo). Los mapas de fases de la soldadura de electrodo ER2209 muestra manchas oscuras las cuales pudieran tratarse de las fases secundarias descritas anteriormente. En ambas imágenes de fases, la orientación de la interfase depende del lugar donde

fueron obtenidas. La imagen de calidad de la unión soldada con electrodo ENiCrMo-3 (Figura 4.17.b)) muestra granos columnares de austenita que comienzan a crecer a partir de la interfase.

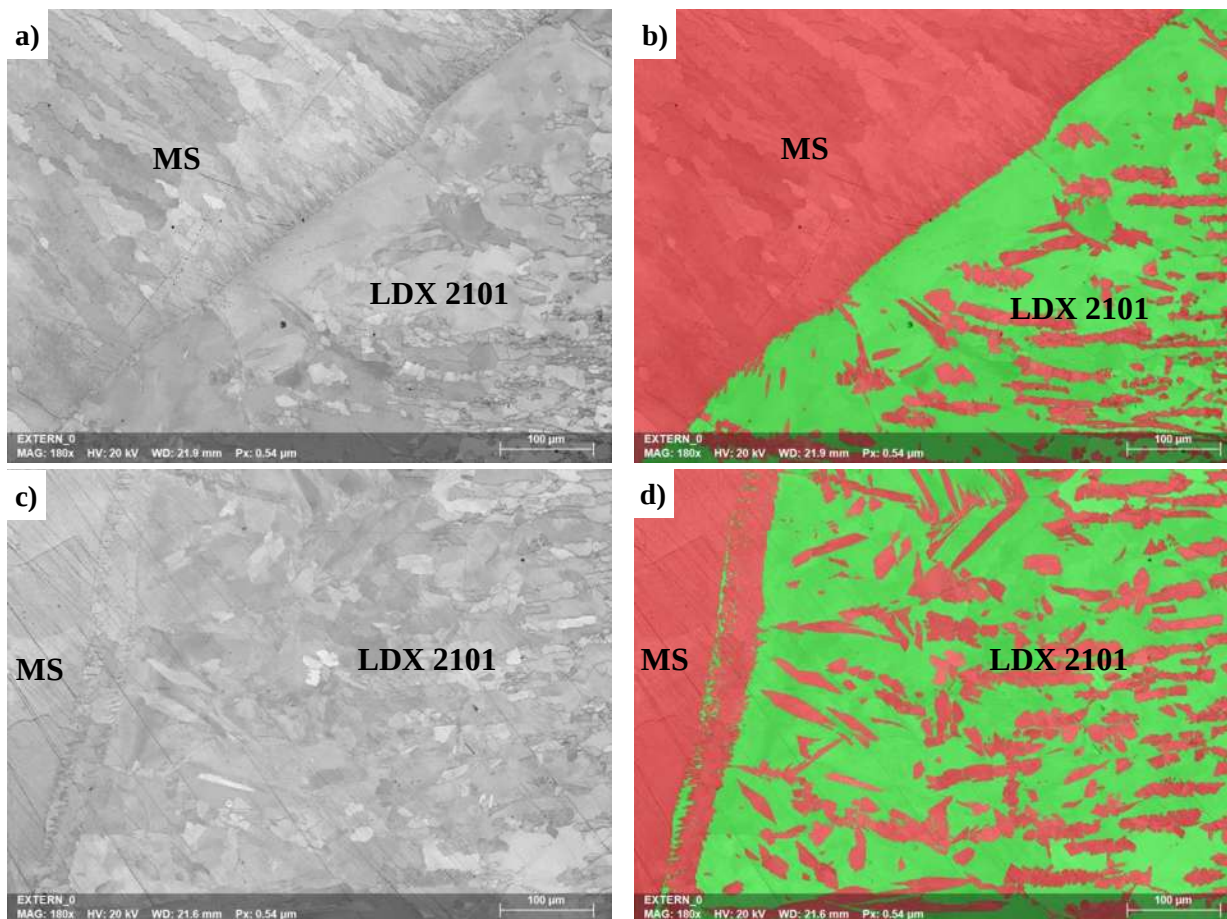


Figura 4. 17. a) Imagen de calidad y b) imagen de fases de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo ENiCrMo-3. c) Imagen de calidad y d) imagen de fases de la interfase Inconel 600 y la soldadura con electrodo E2209.

La Figura 4.18 muestra las figuras de polo inversa z para las fases ferrita (izquierda) y austenita (derecha). Debido al proceso de laminado con el cual es fabricado el acero inoxidable dúplex austero, se puede observar que la ferrita muestra una orientación preferencial en la dirección [101] mientras que en la austenita es [111]. Pero en la ZAT de la unión soldada con electrodo ENiCrMo-3 debido al ciclo térmico, se puede observar que hubo crecimiento de granos de ferrita con orientaciones cristalográficas distintas, mientras que la austenita presenta granos más pequeños lo que indica el calor aportado tiene un menor impacto.

Por otra parte, en el metal de soldadura con electrodo ENiCrMo-3, se puede ver que la austenita

presenta granos columnares que crece con orientaciones [101], [111] y [001]. Finalmente, el metal de soldadura con electrodo E2209 muestra que la microestructura tiene una orientación preferencial.

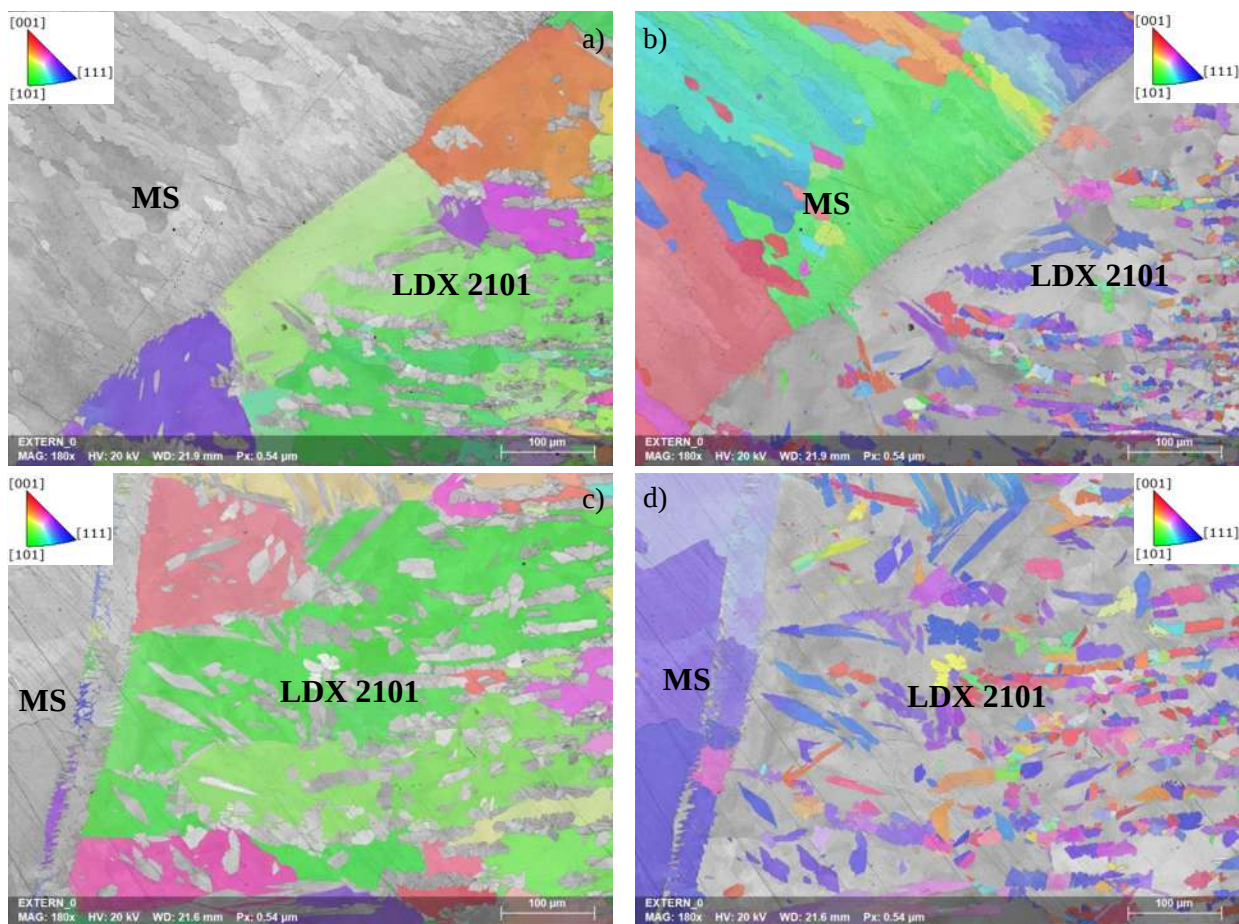


Figura 4. 18. Imágenes de polo inverso z (izquierda) de ferrita y (derecha) de austenita en las interfaces soldadura acero dúplex austero 2101 (a-b) de soldadura con electrodo ENiCrMo-3 y (c-d) de soldadura con electrodo E2209 respectivamente.

En la Figura 4.19 (a-d) se observan los mapas GAM en la interfase MS/LDX 2101 de ambas soldaduras. En la ZAT de la unión utilizando el ERNiCrMo-3 (Figura 4.19.a)) se observa una coloración mayormente azul, en otras palabras, se presenta baja desorientación entre los granos indicando bajo grado de esfuerzos o dislocaciones en dicha zona. Por otro lado, en el MS de podemos observan coloraciones amarillas, verdes y rojizas lo cual es indicador de un alto grado de desorientación principalmente en las zonas con coloración rojiza, indicando un alto grado de

dislocaciones y esfuerzos en el cordón de soldadura.

En la Figura 4.19.a y b) podemos observar que a comparación de el cordón de soldadura con el ERNiCrMo-3, tanto para el MS como en la ZAT (Zona de ferritización) la coloración se presento en coloraciones azules y verdes, sin presencia de zonas rojizas con alto grado de desorientación, sin embargo, para la fase ferrítica (Figura 4.19.c)) se observa zonas mayormente verdes, en comparación con la fase austenítica (Figura 4.19.d)), mientras que en el MS los granos también se encuentran mayormente en coloración verde al igual que la ferrita del MB en la ZAT del LDX 2101.

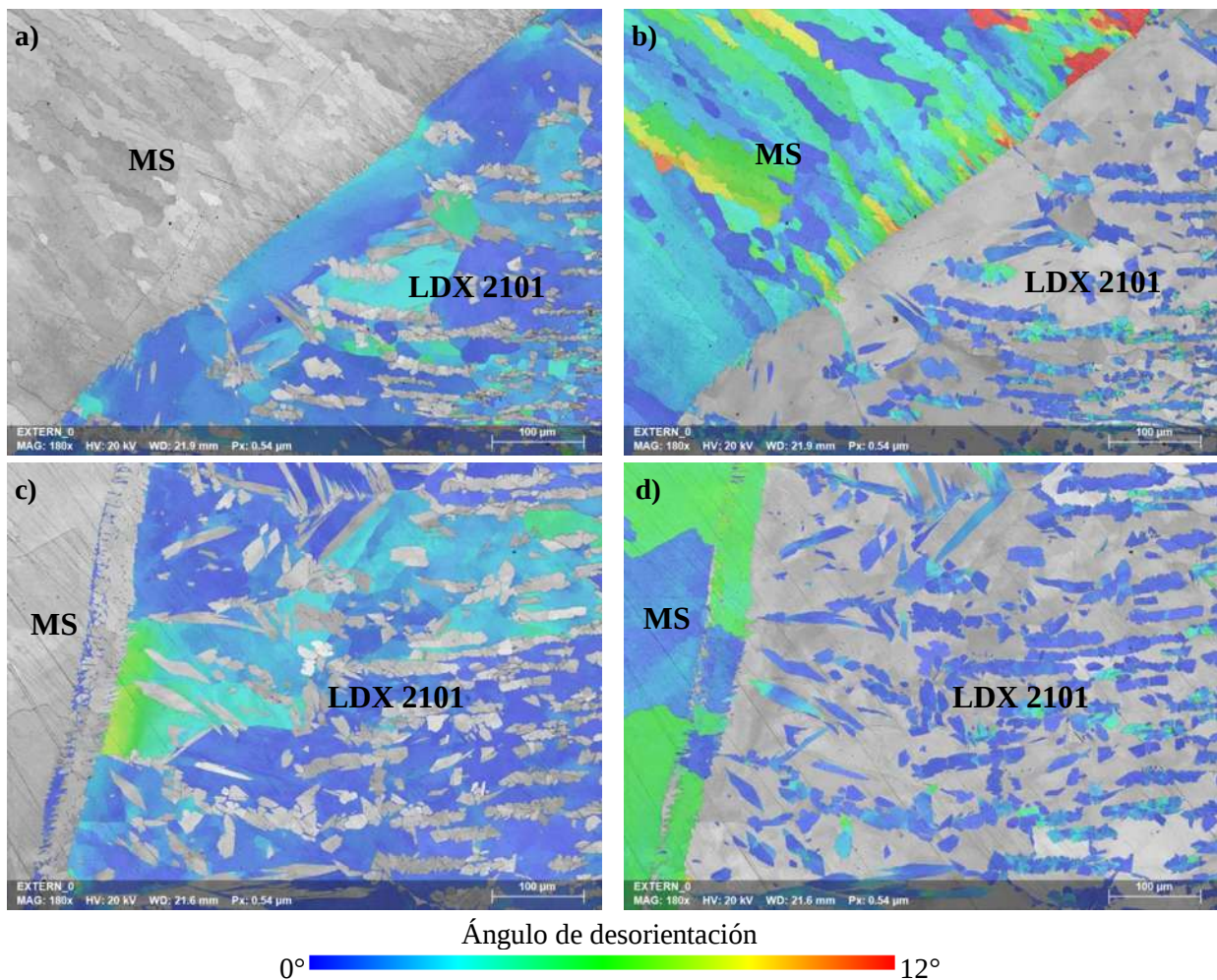


Figura 4. 19. Mapas GAM (izquierda) ferrita y (derecha) austenita de las interfaces 2101 AIDA a-b) soldadura con electrodo ENiCrMo-3 y c-d) la soldadura con electrodo E2209.

En la Figura 4.20 (a-d) se muestran los mapas KAM en donde podemos confirmar lo dicho

anteriormente, presentándose para el ERNiCrMo-3 mayor grado de desorientación tanto en el MS como en la ZAT donde se dio el fenómeno de ferritización en el MB dúplex 2101, en comparación con la unión soldada con el ER2209.

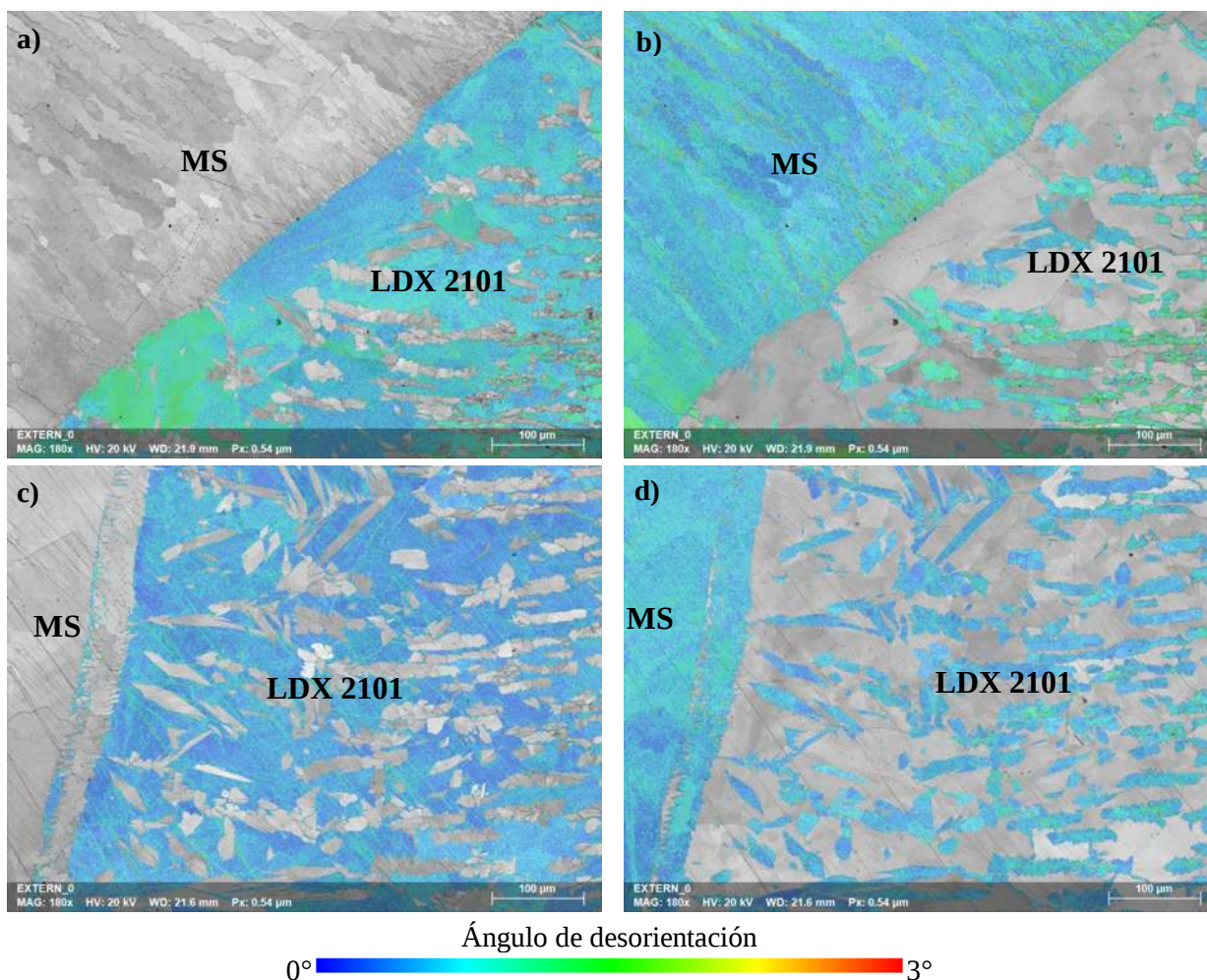


Figura 4. 20. Mapas KAM (izquierda) ferrita y (derecha) austenita de las interfases 2101 AIDA a-b) soldadura con electrodo ENiCrMo-3 y c-d) la soldadura con electrodo E2209.

4.5 Caracterización mecánica de la unión disímil IN600/LDX 2101 soldada con ER2209 y ERNiCrMo-3

4.5.1 Perfiles de microdureza Vickers

Se realizaron en la sección transversal de las uniones tres perfiles, el superior, medio e inferior de las juntas soldadas con los dos electrodos ER2209 y ERNiCrMo-3 como se muestran en la Figura

4.21.

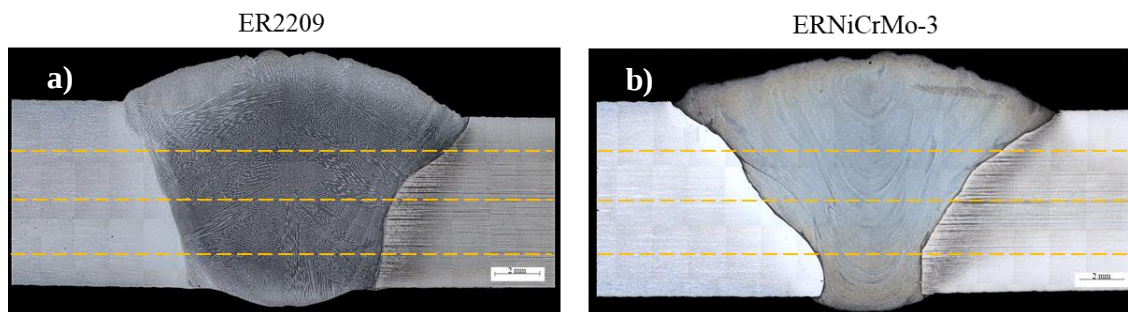


Figura 4. 21. Sección transversal de la soldadura disímil LDX 2101/IN600 indicando los perfiles usados para la microdureza; a) ER2209 y b) ERNiCrMo-3.

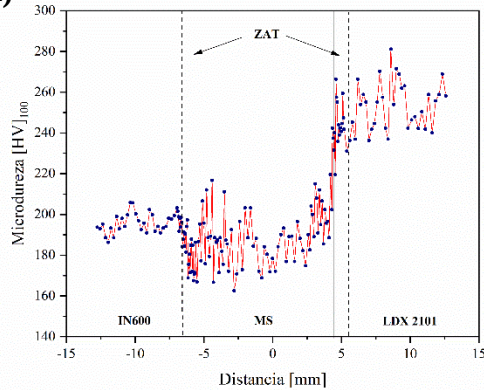
Los perfiles de microdureza Vickers se presentan en la figura 4.31. Se puede observar que en todos los perfiles se obtuvo una reducción de los valores de microdureza en la zona afectada térmicamente del IN600 de la junta soldada respecto al IN600 en condiciones de llegada, el promedio de la ZAT para la soldadura con el ERNiCrMo-3 fue de 171 HV, 32 unidades menos que le MB, mientras que para la unión con el ER2209 fue de 184 HV, con tan solo 19 unidades. Dicha reducción es debido al crecimiento de grano que existe en esta zona, el decremento en la solubilidad el Cr y el C logrado por las altas temperaturas alcanzadas, las cuales fueron más evidentes en la unión soldada con ERNiCrMo-3 [67, 68].

De igual manera, en la ZAT del LDX2101 se obtuvo una reducción similar de microdureza en cada uno de los perfiles, para el cordón soldado con el electrodo ER2209 el promedio fue de 235 HV, mientras que, para el ERNiCrMo-3 fue de 239 HV, de ~20 unidades menos que el MB. En este caso este suceso ocurre por el fenómeno de ferritización en la ZAT. Díaz y col. [69] midieron la microdureza de un acero inoxidable dúplex, de la ferrita y la austenita por separado, dando 247.8 HV y 263 HV, respectivamente, por lo cual se concluye que la ferrita tiene una dureza inferior a la austenita, por lo cual la ZAT presento esta baja en su dureza.

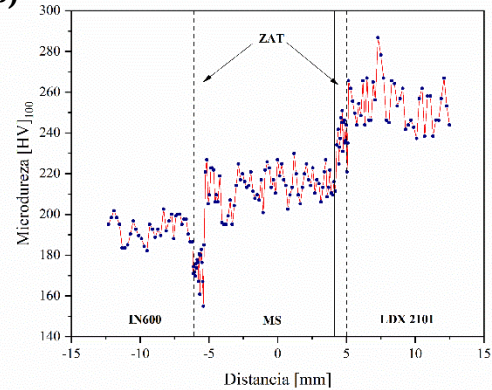
ER2209

ERNiCrMo-3

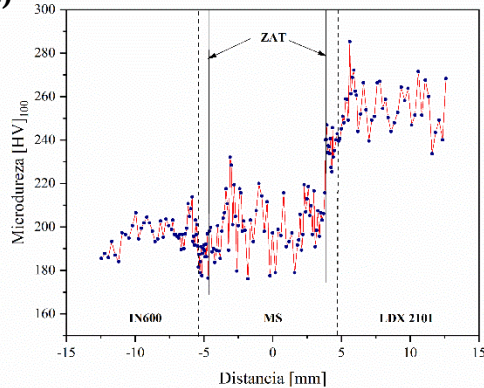
a)



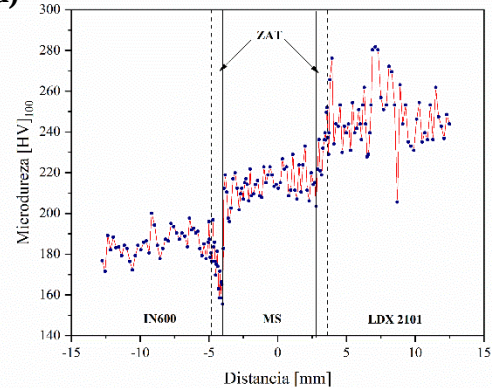
b)



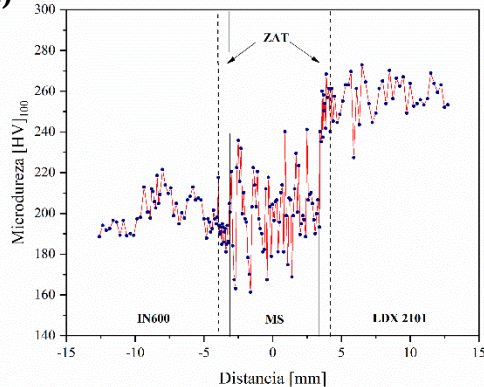
c)



d)



e)



f)

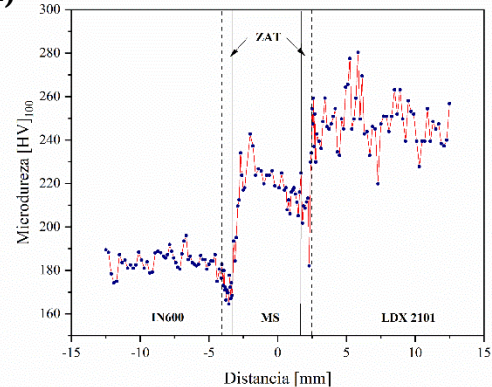


Figura 4. 22. Perfiles de microdureza de las uniones disímiles de las distintas secciones del cordón de soldadura; a) ER2209- Superior, b) ERNiCrMo-3- Superior, c) ER2209- Medio, d) ERNiCrMo-3-Medio, e) ER2209- Inferior y f) ERNiCrMo-3-Inferior.

En la zona de fusión la microdureza en los perfiles del cordón de soldadura realizado con el



electrodo ferrítico-austenítico (ER2209) en donde la dureza máxima común del electrodo por sí solo es de 296 HV al realizar la soldadura tuvo un promedio para la parte superior de 190 HV, mientras que para la media e inferior se obtuvo de 200 HV. Para el cordón de soldadura realizado con el electrodo ERNiCrMo-3 el promedio entre los tres perfiles fue de 215 HV solo 5 unidades menos que la microdureza que se tiene en el electrodo por sí solo de 220 HV. Sridhr y col. [67] observaron en su estudio utilizando un electrodo ERNiCrMo-3 valores de dureza (212 HV) similares a los obtenidos en este proyecto, de la misma manera no encontrando variaciones de dureza entre cada uno de los perfiles. Por otro lado, con un electrodo ER2209 si obtuvieron distintas durezas en la parte inferior siendo la más baja, media y superior con la dureza más alta, ya que tuvo una estructura más fina de dendritas en la raíz y por la temperatura diferente que existe durante la soldadura entre la parte superior e inferior que da como resultado una deformación plástica en la raíz. Además de que la menor dureza en las zonas de la soldadura podría atribuirse a las mayores entradas de calor desarrolladas en la soldadura, lo que dio como resultado una velocidad de enfriamiento lentas y con esto los granos más gruesos en la parte superior de la soldadura.

4.5.2 Comportamiento mecánico a la tensión de la unión disímil IN600/LDX 2101 utilizando el metal de aporte ER2209

La Figura 4.32.a) y b) muestran el comportamiento entre Esfuerzo-Elongación y Esfuerzo-Deformación, respectivamente, tanto de la unión disímil con el metal de relleno ER2209 como de los MB, el límite de fluencia (σ_y) al 0.2% de la soldadura resulto de 375 MPa, mayor por ~20 MPa que la aleación IN600, menor por ~231 MPa que el LDX 2101 y de igual manera ~225 MPa que el ER2209. En la resistencia a la tensión, la unión obtuvo los valores más bajo, teniendo una disminución de 57 MPa, 86 MPa, 123 MPa en el IN600, LDX 2101 y el ER2209, respectivamente. De igual manera, la elongación tuvo un decremento de 5% respecto al LDX 2101, 8% con el IN600 y de solo 3% con el electrodo, valores buenos en cuanto se habla de perdida de elongación.

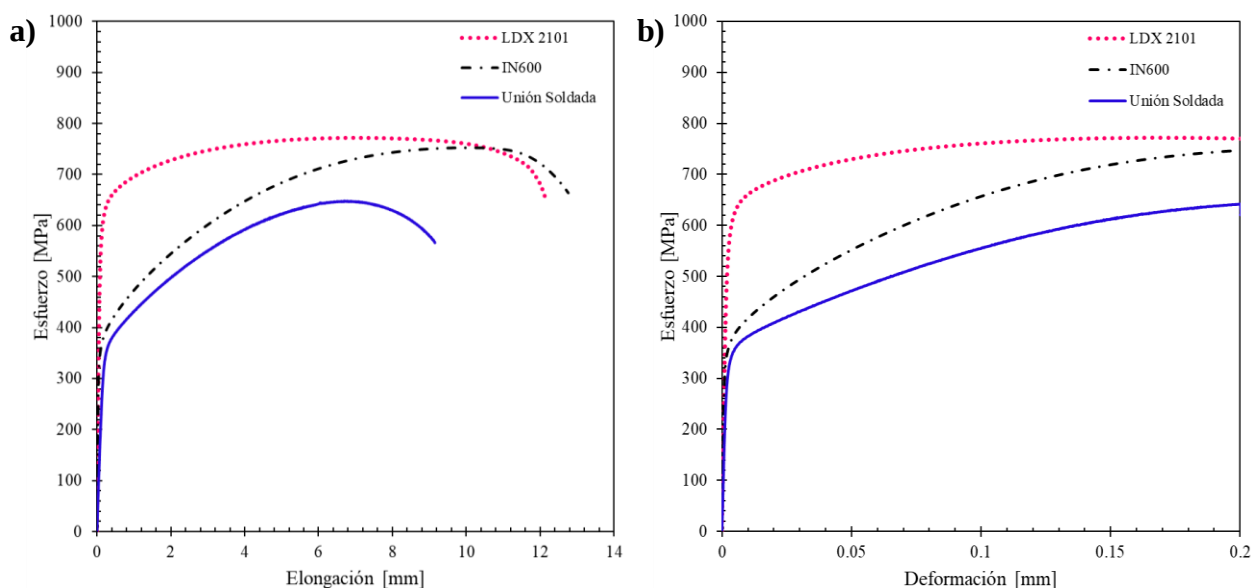


Figura 4. 23. Curvas del ensayo de tensión de la soldadura disímil soldada con ER2209 y los metales base IN600 y LDX2201: a) Esfuerzo- Elongación y b) Esfuerzo- Deformación.

Todos estos valores se encuentran presentes en la Tabla 4.2, los cuales son resultado del promedio entre las pruebas realizadas. Estos valores concuerdan con el resultado final, al ser el MS de la unión soldada con el electrodo ER2209 la que tuvo la fractura, esto por verse disminuidos todas sus propiedades, en especial la resistencia a la tensión y el esfuerzo de fluencia entre la soldadura y el electrodo. Sin embargo, la eficiencia mecánica que presentó la unión soldada fue del 95.3%, la cual en una unión de soldadura es aceptable y está en el límite para poder ser aceptable, dando un buen rendimiento a nuestra unión disímil. La eficiencia mecánica se calculó con el esfuerzo de tensión de la junta soldada dividido entre el MB IN600 al tener el menor valor.

Tabla 4. 2. Comportamiento mecánico de los MB y la unión disímil empleando ER2209.

	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	Esfuerzo de tensión [MPa]	Elongación [%]	Eficiencia Mecánica [%]
LDX 2101	606	766	34	---
IN600	355	730	37	---
ER2209	600	800	33	---
Junta Soldada	389	696	20	95.3

4.5.3 Fractografías de especímenes de tensión de la unión disímil IN600/LDX 2101 utilizando un metal de aporte ER2209

La probeta de tensión fracturada de la unión disímil empleando el electrodo ER2209 se observa en la Figura 4.33, la falla ocurrió en el MS, más cercano a la interfase con la aleación base-Ni (IN600).

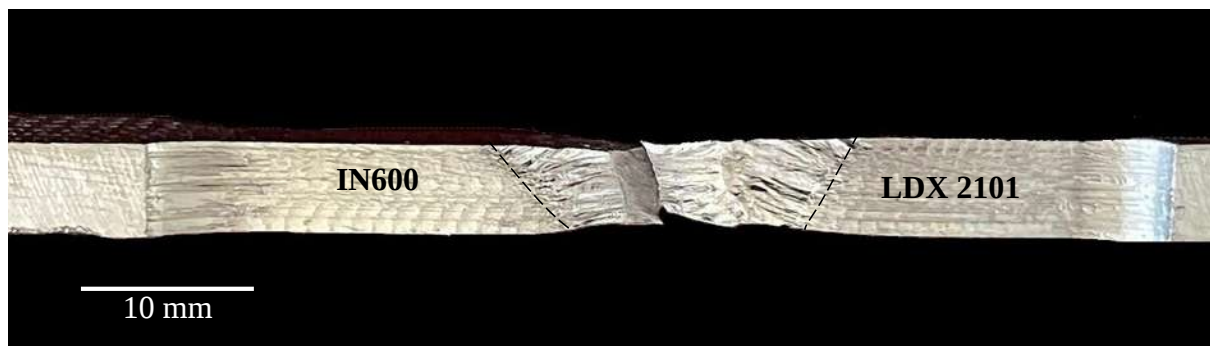


Figura 4. 24. Probeta de tensión fracturada de la unión empleando un electrodo ER2209.

La Figura 4.34 muestra las imágenes obtenidas en el MEB de la superficie de distintas zonas de la de fractura del espécimen de tensión de la soldadura empleando un metal de relleno ER2209. En todas las zonas de la fractura se puede observar una fractura dúctil con coalescencia de microhuecos en donde se encuentran partículas. Los materiales dúctiles suelen fallar como resultado de la nucleación, el crecimiento y la coalescencia de vacíos que inician por inclusiones o segundas fases [36].

En estudios anteriormente realizados la falla en soldaduras en IN600 realizadas con el electrodo NiCrMo-3 se obtuvieron en el muy cercano a la ZAT y no en el metal de soldadura, por lo cual en el presente estudio se esperaba la falla originará en dicha zona, debido a la baja dureza que se presentó en esta zona, sin embargo, por las partículas observadas en los espacios interdendríticos del MS anteriormente, como fases secundarias de Ti, carburos y carbonitruros y algunas partículas de Ca y Si que se encontraron al realizar análisis de EDX , estas partículas actúan como concentradores de esfuerzo y segregación de elementos que produce zonas con baja resistencia generándose así la fractura en el MS.

La forma de la fractura se dio en un ángulo de 45° grados, esto generalmente se da en fracturas dúctiles, ya que se va generando una rotura que hace un túnel en el centro de la probeta, lo que

quiere decir que esta crece en una región de alta triaxialidad, el crecimiento del fallo en regiones exteriores de la probeta, produciendo así un ángulo de 45°. Otro punto importante es el espesor de la probeta ensayada ya que en probetas finas como fue el caso, se da lugar a fractura por cizallamiento de 45°.

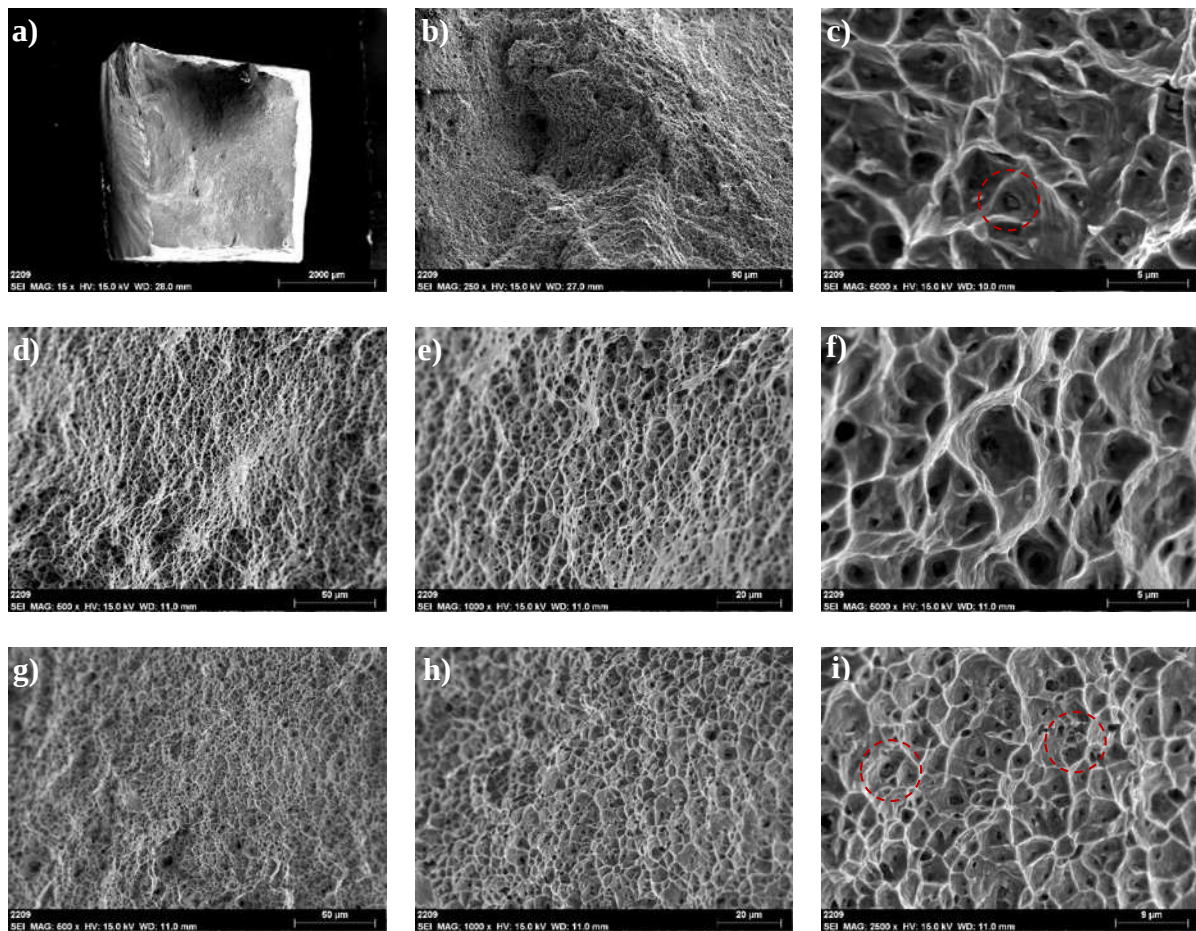


Figura 4. 25. Fractografías obtenidas en el MEB de los especímenes de tensión de la unión disímil empleando un material de relleno ER2209.

4.5.4 Comportamiento mecánico a la tensión de la unión disímil IN600/LDX 2101 utilizando un metal de aporte ERNiCrMo-3

La Figura 4.35 muestra las curvas del ensayo de tensión para la unión disímil empleando el electrodo ERNiCrMo-3. La Tabla 4.3 presenta los valores promedio obtenidos, la junta soldada mostró mayor límite de fluencia al 0.2% (σ_y) que el IN600 por 17 MPa solamente, mientras que el



LDX 2101 tiene un límite elástico de casi del 62% mayor que la unión disímil. Para la resistencia a la tensión, los valores no se ven tan dispersos, teniendo solo 10 MPa más el electrodo utilizado en condiciones de llegada. La elongación por su parte entre los metales base y el electrodo se mostraron muy similares, mientras que comparado con la unión soldada se tuvo un aumento del 17% respecto al electrodo. Según lo informado por Gulshan y col. [35] en su estudio de una unión disímil IN625/DSS2206 demuestra que la fase Laves dan como resultado perdida de ductilidad y resistencia a la tensión. El agotamiento de Nb, Mo y Ti en la matriz de material causa que esta se debilite ya que dichos elementos son los principales del fortalecimiento de la matriz [70].

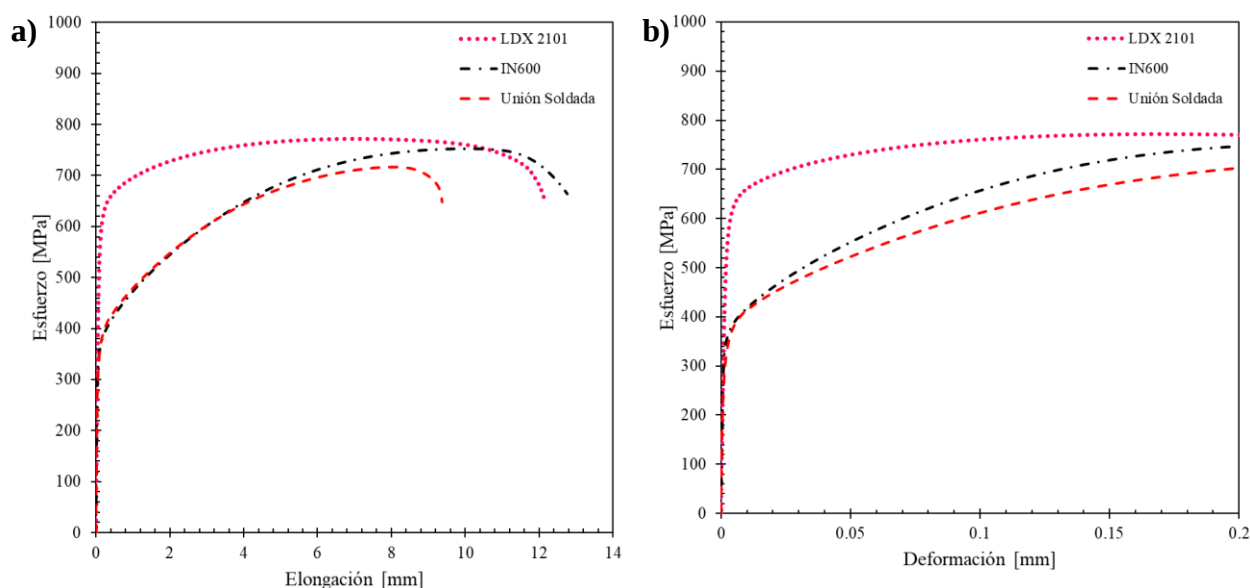


Figura 4. 26. Curvas del ensayo de tensión de la soldadura disímil soldada con ERNiCrMo-3 y los metales base IN600 y LDX2201: a) Esfuerzo- Elongación y b) Esfuerzo- Deformación.

La falla se originó en el IN600 muy cerca de la ZAT, en consecuencia, al crecimiento de grano excesivo que se presentó y la presencia de fases secundarias, siendo estas la causa de la reducción en todas sus propiedades. No obstante, la eficiencia mecánica resultó mejor que en la unión soldada anterior con 99.45%, la cual fue calculada de la misma manera que en la anterior junta.



Tabla 4. 3. Comportamiento mecánico de los MB y la unión disímil empleando ERNiCrMo-3.

	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	Esfuerzo de tensión [MPa]	Elongación [%]	Eficiencia Mecánica [%]
LDX 2101	606	766	34	---
IN600	355	734	37	---
ERNiCrMo-3	460	740	35	---
Junta Soldada	372	730	52	99.45

Chávez y col. [71] realizaron pruebas de tensión a distintas temperaturas del inconel 600 dando a temperatura ambiente un esfuerzo de tensión muy similares a los datos obtenidos en este estudio de 733 MPa, respectivamente, dichos valores se reducían mediante la temperatura aumentaba volviéndose casi nulos a la temperatura de 1100 °C. Por otro lado 726 MPa Mithilesh y col. [71, 72] al utilizar el electrodo NiCrMo-3 tuvieron un esfuerzo máximo de tensión de 726 MPa, que es tan solo 4 MPa al obtenido en este estudio.

4.5.5 Fractografías de especímenes de tensión de la unión disímil IN600/LDX 2101 utilizando un metal de aporte ERNiCrMo-3

Se observa la probeta de tensión fracturada de la unión disímil empleando el electrodo ERNiCrMo-3 en la Figura 4.36, en donde la falla se presentó como antes se mencionó en el metal base IN600 muy cercano a la ZAT de la parte superior del cordón de soldadura.



Figura 4. 27. Probeta de tensión fracturada de la unión empleando ERNiCrMo-3.

La fractografía mostrada en la Figura 4.37 muestra distintas zonas de la fractura generada en las pruebas, la probeta tuvo el falló en la ZAT del IN600, en esta región se ubicó la dureza menor y por tanto la menor resistencia, recordemos de nueva cuenta que también se tuvo presencia de fases Laves en esta zona las cuales también pudieron actuar como concentradores de esfuerzos. La fractura fue de tipo dúctil- frágil como se muestra en las topografías de la fractura, generándose coalescencia entre los micro hoyuelos. La presencia de Nb puede aumentar la fragilidad de las soldaduras. Algunos estudios indicaron que la adición de Nb reduce la formación de crestas de ruptura dúctil, los especímenes con alto contenido de Nb no mostraron grandes deformaciones, aunque existe evidencia de que el mecanismo de ruptura todavía está gobernado por una conexión de vacíos, es decir, los precipitados encontrados entre los hoyuelos [67].

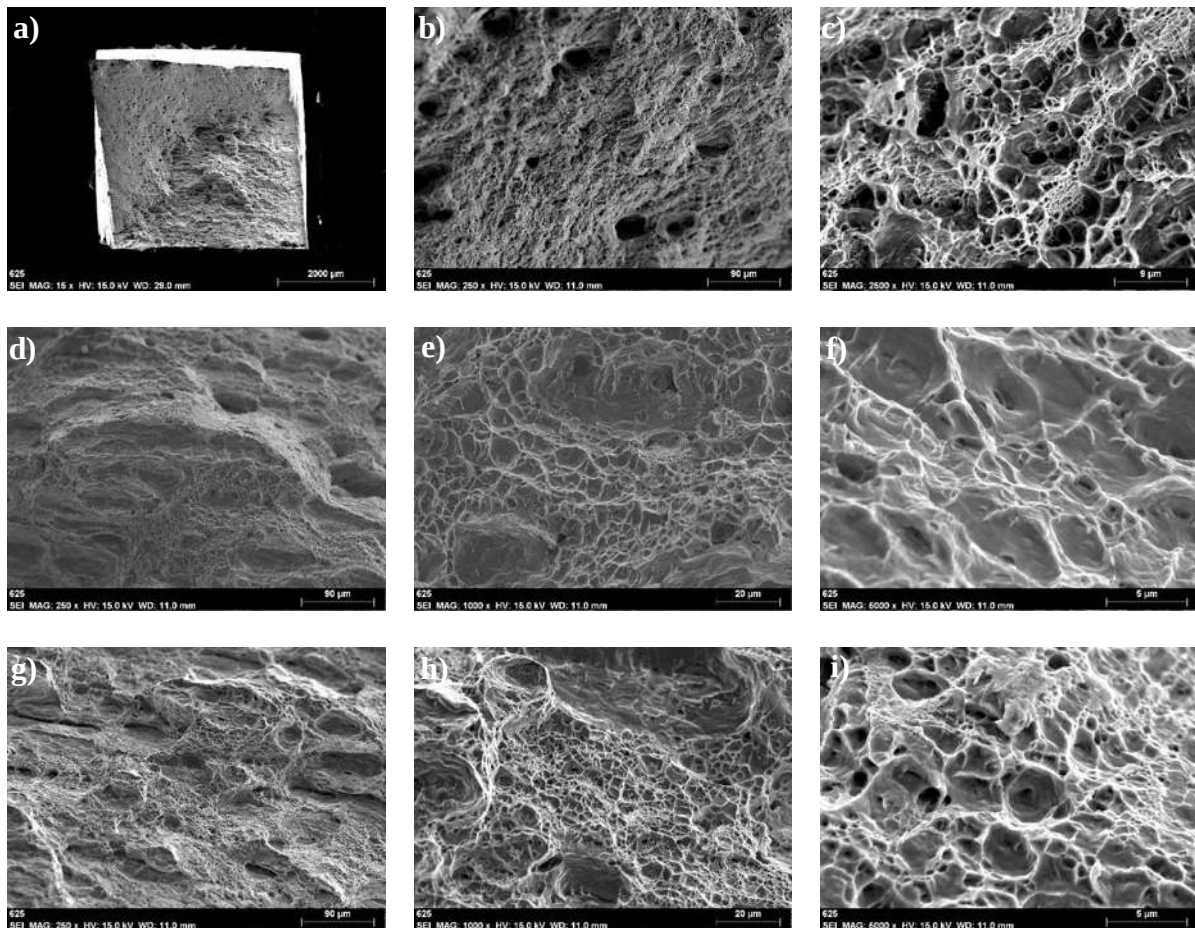


Figura 4. 28. Fractografías obtenidas en el MEB de los especímenes de tensión de la unión disímil empleando un material de relleno ERNiCrMo-3.
En estudios anteriormente realizados la falla en soldaduras en IN600 realizadas con el electrodo



NiCrMo-3 se obtuvieron en el muy cercano a la ZAT y no en el metal de soldadura, por lo cual en el presente estudio se esperaba la falla originará en dicha zona, debido a la baja dureza que se presentó en esta zona, sin embargo, por las partículas observadas en los espacios interdendríticos del MS anteriormente, como fases secundarias de Ti, carburos y carbonitruros y algunas partículas de Ca y Si que se encontraron al realizar análisis de EDX, estas partículas actúan como concentradores de esfuerzo y segregación de elementos que produce zonas con baja resistencia generándose así la fractura en el MS.

En La figura 4.37.b) se puede observar a simple vista la formación de huecos más grandes y en su interior tienen hoyuelos muy finos, dicho mecanismo es generado al existir un gran esfuerzo cortante [44, 67]. La fractura al igual que en la anterior soldadura con el electrodo ER2209 y los materiales base, se generó en 45°.

4.5.6 Comparación de las pruebas de tensión entre las dos uniones soldadas empleando los distintos electrodos ER2209 y ERNiCrMo-3

A continuación, se observan en la Figura 3.37 las gráficas de los ensayos de tensión de ambas soldaduras realizadas con los dos distintos electrodos utilizados en este estudio, el ER2209 y el ERNiCrMo-3. Como se vio anteriormente, la soldadura ERNiCrMo-3 resultó con la mejor eficiencia mecánica respecto a la realizada con el metal de aporte ER2209, las curvas tanto esfuerzo-elongación como las de esfuerzo-deformación mostraron que ambas soldaduras cuentan con propiedades un poco menores a las de los metales base, tanto el IN600 como el LDX 2101.

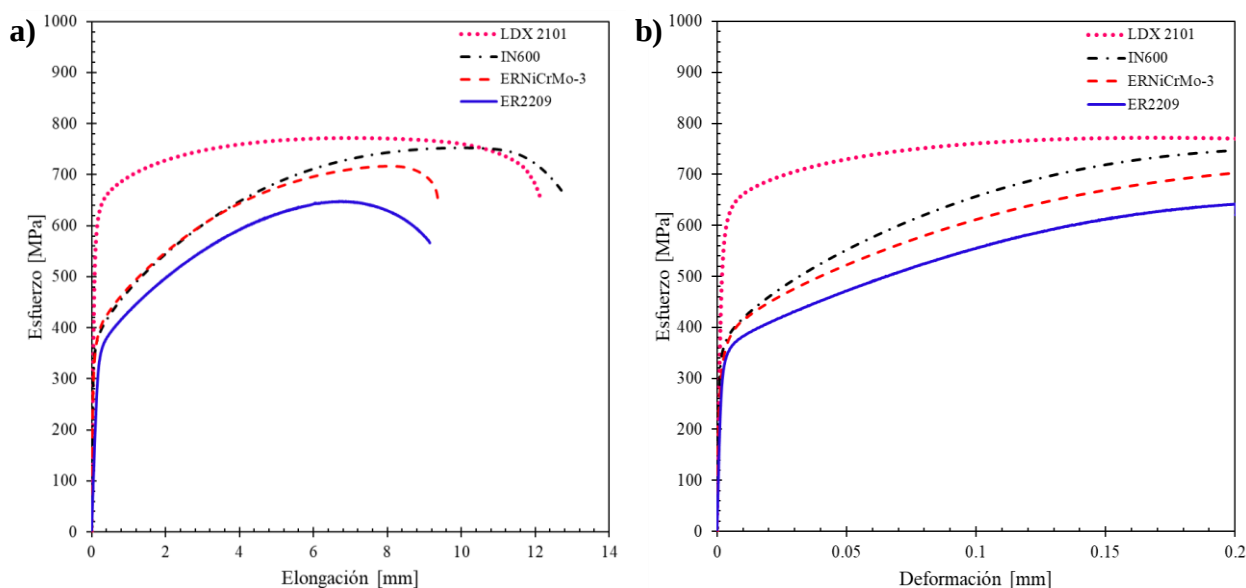


Figura 4. 29. Diferencia en las curvas del ensayo de tensión de la soldadura disímil soldada con ERNiCrMo-3 y ER2209 y de los metales base IN600 y LDX2201: a) Esfuerzo- Elongación y b) Esfuerzo- Deformación.

Sin embargo, la soldadura con ER2209 es la que cuenta con las menores propiedades respecto a todos. En la Tabla 4.4 se observan los valores promedio de ambas soldaduras, dando como resultado, para el esfuerzo de tensión la diferencia es de ~34 MPa mayor para el ERNiCrMo-3, respecto al ER2209, la elongación promedio por el contrario si mostró diferencia, de más del doble que en la soldadura ERNiCrMo-3.

Tabla 4. 4. Comportamiento mecánico de los MB y la unión disímil empleando ERNiCrMo-3 y ER2209

	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	Esfuerzo de tensión [MPa]	Elongación [%]	Eficiencia Mecánica [%]
LDX 2101	606	766	34	---
IN600	355	734	37	---
ERNiCrMo-3	372	730	52	99.4
ER2209	389	696	20	95.3



“Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil IN600/LDX 2101
obtenida por el proceso de soldadura GMAW de arco pulsado”





CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES

Las conclusiones del trabajo de investigación desarrollado de una unión disímil IN600/LDX2101 utilizando el proceso GMAW-pulsado son las siguientes:

1. Se usaron los parámetros adecuados en la Soldadura GMAW con arco pulsado para realizar la unión disímil IN600/LDX 2101 con los dos distintos electrodos (ER2209 y ERNiCrMo-3) dando como resultados uniones soldadas mecánicamente eficientes, donde se observó un decremento del 4.1% para el electrodo ER2209.
2. Se presentó mayor porcentaje de dilución en los dos metales base empleando el material de relleno ER2209 de casi el doble en la interfase del LDX 2101 y cuatro veces más en la interfase del IN600, respecto del electrodo ERNiCrMo-3 debido al contenido de Ni presente en este último que transfiere poca fluidez en la soldadura.
3. La zona de no mezcla estuvo presente con los dos materiales de relleno empleados cuando no se tenía similitud entre el metal base y electrodo en sus puntos de fusión y composición química, sin embargo, no represento un problema para sus propiedades mecánicas.
4. Ambas uniones presentaron en la interfase del IN600 crecimiento excesivo de grano en la ZATAT y recristalización de grano en la ZATBT. Los intermetálicos Ti(C,N) continuaron presentes aun después de la soldadura, por su alta temperatura de fusión la cual no fue suficiente en la ZAT para eliminarlos.
5. Para ambas soldaduras disímiles con los distintos materiales de relleno se presentó en la ZAT el fenómeno de ferritización en la interfase del acero inoxidable dúplex 2101, por otro lado, en esta interfase de igual manera que en la aleación base Ni IN600 se pudo observar una ZAT de alta y otra de baja temperatura.
6. La unión soldada empleando el ERNiCrMo-3 presento fases Laves en la ZAT. De igual manera, se obtuvo en su MS la presencia de estas fases interdendríticas con algunos NbC y



TiCN, por otro lado, con el ER2209 en las zonas interdendríticas de MS se tuvieron precipitados ricos en Ti, N y C.

7. Los análisis mediante difracción de electrones retrodispersados (EBDS) mostro en los mapas de fases que ambas soldaduras en el cordón de soldadura presento la fase austenítica, a pesar de haber de la utilización de un electrodo de acero inoxidable dúplex (ER2209). Sin embargo, en el cordón de soldadura con el electrodo ERNiCrMo-3 se puede observar mayor cantidad de fases secundarias presentes las cuales se tiene conocimiento son NbC y fases laves.
8. Por medio de la caracterización con EBDS se puede observar que en la interfase con el LDX 2101 de ambas soldaduras, con los dos distintos electrodos, la fase austenítica se ve en mayor cantidad al utilizar el electrodo ER2209.
9. Los mapas KAM los cuales nos ayudan a observar la cantidad de desorientación según la cantidad de tensiones y dislocaciones, presento para el electrodo ERNiCrMo-3 mayor desorientación con coloraciones entre verde, amarillo y rojo en la interfase con el acero inoxidable dúplex 2101, en comparación con la interfase con el IN600 y la soldadura realizada con el electrodo ER2209.
10. Las ZAT del IN600 en ambas soldaduras obtuvieron los valores menores de microdureza Vickers por el crecimiento de grano que se tuvo en esa zona. Por otra parte, la soldadura empleando el electrodo ER2209 obtuvo variación de microdureza entre la parte superior y la raíz de la soldadura, resultado de una estructura más fina de dendritas en la raíz, mientras la soldadura con ERNiCrMo-3 no vario la dureza entre cada perfil. Sin embargo, no se redujo más de las 50 unidades respecto al metal base en cada zona después de la soldadura.
11. Las fracturas generadas en las pruebas de tensión se obtuvieron en distintas zonas, para el ER2209 fue en el MS, por la presencia de fases intermetálicas, mientras que para el ERNiCrMo-3 se tuvo en el MB IN600 muy cercano a la ZAT. Aun con presencia de fases Laves y NbC en el cordón este tuvo buena resistencia mecánica.



REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Briones Flores R. *Caracterización mecánica y microestructural en soldaduras disímiles AL-6XN/316L con daño previo por fatiga*. **Ph.D. tesis**. Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo Mexico 2016.
2. van Wijngaarden M ,Chater J. *Cal Energy goes for duplex*. **Stainless Steel World**. 42 2006.
3. Giraldo A V ,Sierra R A. *Ciencia de los metales*. Universidad de Antioquia. 2020.
4. Zaharinie T, Yusof F, Hamdi M, Ariga T ,Moshwan R. *Effect of brazing temperature on the shear strength of Inconel 600 joint*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 73 (5-8), 1133-1140, 2014.
5. Was G, Tischner H ,Latanision R. *The influence of thermal treatment on the chemistry and structure of grain boundaries in Inconel 600*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 12 (8), 1397-1408, 1981.
6. Sieurin H, Sandström R ,Westin E M. *Fracture toughness of the lean duplex stainless steel LDX 2101*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 37 (10), 2975-2981, 2006.
7. Ruiz A, Fuentes-Corona K J, López V H ,León C A. *Microstructural and ultrasonic characterization of 2101 lean duplex stainless steel welded joint*. **Applied Acoustics**. 117 12-19, 2017.
8. Zhang L, Jiang Y, Deng B, Zhang W, Xu J ,Li J. *Effect of aging on the corrosion resistance of 2101 lean duplex stainless steel*. **Materials Characterization**. 60 (12), 1522-1528, 2009.
9. Herrera-Chavez L Y, Ruiz A, López-Morelos V H ,Rubio-González C. *Microstructural characterization and mechanical response of Inconel 600 welded joint*. **Materials Characterization**. 157 109882, 2019.
10. García-Rentería M, López-Morelos V, González-Sánchez J, García-Hernández R, Dzib-Pérez L ,Curiel-López F. *Effect of electromagnetic interaction during fusion welding of AISI 2205 duplex stainless steel on the corrosion resistance*. **Applied Surface Science**. 396 1187-1200, 2017.
11. Ghosh P K, Kulkarni S G, Kumar M ,Dhiman H K. *Pulsed current GMAW for superior weld quality of austenitic stainless steel sheet*. **ISIJ international**. 47 (1), 138-145, 2007.



12. Cortés R, Rodríguez N, Ambriz R, López V, Ruiz A, Jaramillo D. *Fatigue and crack growth behavior of Inconel 718–AL6XN dissimilar welds*. **Materials Science and Engineering: A**. 745 20-30, 2019.
13. Stiller K, Nilsson J-O, Norring K. *Structure, chemistry, and stress corrosion cracking of grain boundaries in alloys 600 and 690*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 27 (2), 327-341, 1996.
14. Lippold J C, Kiser S D, DuPont J N. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. 1st Ed. New Jersey. John Wiley & Sons. 2011.
15. Satyanarayana D, Prasad N E. *Nickel-based superalloys*. Springer. 199-228. 2017.
16. Cisneros Calero R V. *Caracterización de una aleación de níquel tipo INCONEL mediante la técnica de difracción de electrones retrodispersados EBSD*. 2015.
17. Callister W D, Rethwisch D G. *Ciencia e ingeniería de materiales*. Reverté. 2020.
18. Li B, Tin S. *The role of deformation temperature and strain on grain boundary engineering of Inconel 600*. **Materials Science and Engineering: A**. 603 104-113, 2014.
19. Aminipour N, Derakhshandeh-Haghighi R. *The Effect of Weld Metal Composition on Microstructural and Mechanical Properties of Dissimilar Welds Between Monel 400 and Inconel 600*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 28 (10), 6111-6124, 2019.
20. Wang J, Gan D. *Effects of grain boundary carbides on the mechanical properties of Inconel 600*. **Materials chemistry and physics**. 70 (2), 124-128, 2001.
21. Cowan R, Tedmon C. *Intergranular corrosion of iron-nickel-chromium alloys*. Springer. 293-400. 1973.
22. Li D-S, Chen G, Li D, Zheng Q, Gao P, Zhang L-L. *Oxidation resistance of nickel-based superalloy Inconel 600 in air at different temperatures*. **Rare Metals**. 1-6, 2018.
23. Harinadh V, Edison G, Akella S, Reddy L S, Buddu R K. *Multipass welding on inconel material with pulsed current gas tungsten arc welding*. **Materials Today: Proceedings**. 4 (2), 1452-1458, 2017.
24. Lippold J C, Kotecki D J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. 1st Ed. New Jersey. 2005.



25. Maetz J-Y, Cazottes S, Verdu C ,Kleber X. *Precipitation and phase transformations in 2101 lean duplex stainless steel during isothermal aging*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 47 (1), 239-253, 2016.
26. Aguiar I V, Escobar D P, Santos D B ,Modenesi P J. *Microstructure characterization of a duplex stainless steel weld by electron backscattering diffraction and orientation imaging microscopy techniques*. **Matéria (Rio de Janeiro)**. 20 212-226, 2015.
27. Ma L, Hu S ,Shen J. *Microstructure, properties and weldability of duplex stainless steel 2101*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 26 (1), 250-257, 2017.
28. Westin E M. *Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101*. KTH.2010.
29. Miura M, Koso M, Kudo T ,Tsuge H. *The effects of nickel and nitrogen on the microstructure and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments*. **Welding International**. 4 (3), 200-206, 1990.
30. Gao Z-j, Li J-y ,Feng Z-h. *Influence of hot rolling on the microstructure of lean duplex stainless steel 2101*. **International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials**. 26 (10), 1266-1273, 2019.
31. Johansson M M, Westin E M, Oliver J ,Pettersson R F. *Localized corrosion resistance of welded austenitic and lean duplex stainless steels*. **Welding in the World**. 55 (9-10), 19-27, 2011.
32. Charles J. *Duplex stainless steels, a review after DSS'07 in Grado*. **Metallurgical Research & Technology**. 105 (3), 155-171, 2008.
33. Hu Y, Shi Y, Shen X ,Wang Z. *Microstructure evolution and selective corrosion resistance in underwater multi-pass 2101 duplex stainless steel welding joints*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 49 (8), 3306-3320, 2018.
34. Lopez R O, Corrales H A ,Parra H. *Soldabilidad en aceros inoxidable y aceros disimiles*. **Scientia et technica**. 13 (34), 273-278, 2007.
35. Ahmad G N, Raza M S, Singh N ,Kumar H. *Experimental investigation on Ytterbium fiber laser butt welding of Inconel 625 and Duplex stainless steel 2205 thin sheets*. **Optics & Laser Technology**. 126 106117, 2020.
36. Anderson T L. *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. CRC press. 2017.
37. Arana Bilbao J L ,González Martínez J J. *Mecánica de fractura*. 2002.



38. ASTM,ASTM E92.*Standard Test Methods for Vickers Hardness of Metallic Materials*.2017.
39. ASTM,ASTM E8-99.*Standard test methods for tension testing of metallic materials*.2001.
40. DuPont J ,Marder A. *Dilution in single pass arc welds*. **Metallurgical and Materials Transactions B**. 27 (3), 481-489, 1996.
41. ASTM,ASTM E384-01: *standard test method for microindentation hardness of materials*.2011.
42. Cortés R, Villanueva J, Ponce E, Rojas M ,Rojas E. *Estudio de la soldabilidad y corrosión del acero inoxidable AISI 904L con los agentes utilizados en la lixiviación del cobre*. **Revista Facultad de Ingeniería-Universidad de Tarapacá**. 12 (2), 43-56, 2004.
43. Yniesta M ,Javier H. *Microestructura y propiedades mecánicas de la soldadura disímil AL6XN-INCONEL 600 envejecido*. 2021.
44. Granados Becerra H. *Comportamiento microestructural, mecánico y electroquímico de una unión disímil de Inconel 600 envejecido y uno de fabricación*. 2021.
45. Zhong Z, Gu Y ,Yuan Y. *Microstructural stability and mechanical properties of a newly developed Ni–Fe-base superalloy*. **Materials Science and Engineering: A**. 622 101-107, 2015.
46. Alvarez-Armas I ,Degallaix-Moreuil S. *Duplex stainless steels*. John Wiley & Sons. 2013.
47. Ge F, Huang X, Zhang Y, Song Y, Meng X, Ge H ,Zhao Y. *Corrosion Behavior of 2205 DSS Base Metal and ER 2209 Weld Metal in a Deposited Ash/Water Suspension*. **INTERNATIONAL JOURNAL OF ELECTROCHEMICAL SCIENCE**. 16 (7), 2021.
48. Arbona Cabrera M, Cabrera Estrada I ,Rosa Domínguez E R. *Acero inoxidable dúplex de alambre de soldadura MIG AWS E2209*. **Centro Azúcar**. 45 (2), 76-87, 2018.
49. Júnior R, Esteves L, Santos N, Oliveira I, Mendes D, Lins V ,Modenesi P. *Influence of heat input and cold wire feeding rate on pitting corrosion resistance of submerged arc welding duplex stainless steel welds*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 28 (4), 1969-1976, 2019.
50. Verma J ,Taiwade R V. *Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review*. **Journal of Manufacturing Processes**. 25 134-152, 2017.



51. Palmer T, Elmer J ,Babu S. *Observations of ferrite/austenite transformations in the heat affected zone of 2205 duplex stainless steel spot welds using time resolved X-ray diffraction. **Materials Science and Engineering: A.** 374 (1-2), 307-321, 2004.*
52. Hemmer H, Klokkehaug S ,Grong Ø. *A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments: Part II. Application to electron beam welding. **Metallurgical and Materials Transactions A.** 31 (3), 1035-1048, 2000.*
53. Sireesha M, Shankar V, Albert S K ,Sundaresan S. *Microstructural features of dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800. **Materials Science and Engineering: A.** 292 (1), 74-82, 2000.*
54. Kumar S, Yadav V, Sharma S, Pandey C, Goyal A ,Kumar P. *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.** 193 104443, 2021.*
55. Verma J ,Taiwade R V. *Effect of austenitic and austeno-ferritic electrodes on 2205 duplex and 316L austenitic stainless steel dissimilar welds. **Journal of Materials Engineering and Performance.** 25 (11), 4706-4717, 2016.*
56. Hosseini V A, Wessman S, Hurtig K ,Karlsson L. *Nitrogen loss and effects on microstructure in multipass TIG welding of a super duplex stainless steel. **Materials & Design.** 98 88-97, 2016.*
57. Alloys H-S A P M. *Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials.* 1998.
58. Tümer M, Mert T ,Karahan T. *Investigation of microstructure, mechanical, and corrosion behavior of nickel-based alloy 625/duplex stainless steel UNS S32205 dissimilar weldments using ERNiCrMo-3 filler metal. **Welding in the World.** 65 (2), 171-182, 2021.*
59. Kangazian J ,Shamanian M. *Characterization of structure–property relationship of Incoloy 825 and SAF 2507 dissimilar welds. **Transactions of the Indian Institute of Metals.** 71 (7), 1747-1757, 2018.*
60. Hosseini H S, Shamanian M ,Kermanpur A. *Characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel 617/310 stainless steel dissimilar welds. **Materials Characterization.** 62 (4), 425-431, 2011.*



61. Manikandan S, Sivakumar D, Rao K P ,Kamaraj M. *Effect of weld cooling rate on Laves phase formation in Inconel 718 fusion zone*. **Journal of Materials Processing Technology**. 214 (2), 358-364, 2014.
62. Kourdani A ,Derakhshandeh-Haghighi R. *Evaluating the properties of dissimilar metal welding between Inconel 625 and 316L stainless steel by applying different welding methods and consumables*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 49 (4), 1231-1243, 2018.
63. Silva C C, Afonso C R, Ramirez A J, Motta M F, Miranda H C ,Farias J P. *Assessment of microstructure of alloy Inconel 686 dissimilar weld claddings*. **Journal of Alloys and Compounds**. 684 628-642, 2016.
64. Schwartz A J, Kumar M, Adams B L ,Field D P. *Electron backscatter diffraction in materials science*. Springer. 2009.
65. Coello J, Miguel V, Calatayud A, Ferrer C ,Martínez A. *Caracterización mediante la técnica EBSD de la deformación de chapa de acero inoxidable AISI 304 DDQ bajo tensiones multiaxiales típicas de la embutición*. **Revista de metalurgia**. 45 (5), 351-364, 2009.
66. Clair A, Foucault M, Calonne O, Lacroute Y, Markey L, Salazar M, Vignal V ,Finot E. *Strain mapping near a triple junction in strained Ni-based alloy using EBSD and biaxial nanogauges*. **Acta Materialia**. 59 (8), 3116-3123, 2011.
67. Sridhar R, Ramkumar K D ,Arivazhagan N. *Characterization of microstructure, strength, and toughness of dissimilar weldments of Inconel 625 and duplex stainless steel SAF 2205*. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**. 27 (6), 1018-1030, 2014.
68. Jamrozik W, Górka J ,Kik T. *Temperature-based prediction of joint hardness in TIG welding of inconel 600, 625 and 718 nickel superalloys*. **Materials**. 14 (2), 442, 2021.
69. Dias D, Diniz M ,Pimenta A. *Propriedades mecânicas das fases ferrita e austenita de aço inoxidável duplex: Mechanical properties of the ferrite and austenite phases of duplex stainless steel*. **STUDIES IN ENGINEERING AND EXACT SCIENCES**. 2 (1), 2-´ 15, 2021.
70. Ramkumar K D, Kumar P S G, Radhakrishna V S, Kothari K, Sridhar R, Arivazhagan N ,Kuppan P. *Studies on microstructure and mechanical properties of keyhole mode Nd: YAG*



- laser welded Inconel 625 and duplex stainless steel, SAF 2205. Journal of Materials Research.* 30 (21), 3288-3298, 2015.
71. Chavez S A, Korth G E, Harper D M ,Walker T J. *High-temperature tensile and creep data for Inconel 600, 304 stainless steel and SA106B carbon steel. Nuclear engineering and design.* 148 (2-3), 351-363, 1994.
72. Mithilesh P, Varun D, Reddy A R G, Ramkumar K D, Arivazhagan N ,Narayanan S. *Investigations on dissimilar weldments of Inconel 625 and AISI 304. Procedia Engineering.* 75 66-70, 2014.