



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRIA EN
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES

“ COMPORTAMIENTO A LA FATIGA Y EFECTO DEL DAÑO ACUMULADO EN LAS
PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA SOLDADURA DISÍMIL AL6XN-INCONEL 600
ENVEJECIDO ”

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

Presenta:

Ing. María Guadalupe Raya Rodríguez

Director de tesis

Dr. Victor Hugo López Morelos

Dr. Francisco Fernando Curiel López

Morelia Michoacán, Agosto 2022



Instituto de Investigación
en Metalurgia y Materiales

Of. Num. IIMM-ST-029-2022
Morelia Mich. a 29 de Agosto de 2022

ING. MA. GUADALUPE RAYA RODRIGUEZ
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: **“Comportamiento a la fatiga y efecto del daño acumulado por fatiga en las propiedades mecánicas de la soldadura disímil AL6XN-Inconel 600 envejecido”**, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

05002699	DR. VICTOR HUGO LOPEZ MORELOS	(PRESIDENTE)
10003991	DR. FRANCISCO FERNANDO CURIEL LOPEZ	(Co-presidente)
19000243	DR. FRANCISCO VAPEANI GUERRA LOPEZ	(Vocal)
82008604	DR. RAFAEL GARCIA HERNANDEZ	(Vocal)
01000489	DR. JORGE ALEJANDRO VERDUZCO MARTINEZ	(Vocal)
97003948	DR. ALBERTO RUIZ MARINES	(Suplente)

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

Atentamente


Dr. Victor Hugo López Morelos
Director

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

UMSNH



Instituto de Investigación
en Metalurgia y Materiales

DIRECCIÓN



DEDICATORIA

El presente trabajo va dedicado a los principales personas de inspiración, admiración y mi mas grande soporte a mis padres y hermanas que amo con todo mi ser. Gracias por ayudarme en cumplir mis metas. A mi padre, Ramón Raya, por brindarme los recursos necesarios y estar a mi lado guiándome, cuidandome, orientándome y apoyándome siempre. A mi madre, Lupita Rodríguez, por hacer de mí una mejor persona por sus consejos, enseñanzas, cuidados y por su tanto amor que me brinda día a día. Sin duda algunas a mis mejores amigas y compañeras de vida.... Mis hermanas Jaqueline y Mariana R. gracias por ser mi soporte, mis consejeras y el amor de mi vida, sin ustedes no hubiera sido posible lograr mis metas.

Una dedicatoria muy especial a mis abuelos Rosendo R., Adelaida V. Rosita y mi angelote del cielo Miguel R. † que me cuida desde el cielo. A mis tíos y primos Noemí Rdz, Gabriela Raya, Alexis F. y mi segundo padre Ramón Rodríguez V. sin duda este logro es suyo porque fueron mi soporte, mi apoyo fundamental y eternamente gracedido por estar siempre. Gracias por sus consejos de vida, los amo.



AGRADECIMIENTOS

Agradezco al Instituto de Investigaciones en Metalurgia y Materiales (IIM-UMSNH), a su personal técnico, administrativo y académico por ser parte de mi formación académica durante mi estadía en el posgrado.

De igual manera al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT) por el apoyo económico que se me fue otorgado durante la realización del proyecto.

A mi apreciado asesor, el Dr. Víctor H. López, por ser mi guía y brindarme su apoyo, comprensión, aprendizaje y confianza para desarrollar el presente proyecto. Estaré eternamente agradecida por siempre creer en mí. A mi coasesor el Dr. Francisco Curiel L. por brindarme su tiempo, paciencia, y por sus consejos tan asertivos en la mejora del proyecto. Al Dr. Alberto Ruiz por su invaluable apoyo, consejos y disposición de tiempo en ayuda para la realización del proyecto.

A mi mesa sinodal Dr. Verduzco, Dr. Rafael y Dr. Francisco Por sus acertadas recomendaciones, observaciones para la realización del presente trabajo.

A mis mejores amigas, compañeras e ingenierías y maestras de vida Thalía, Andrea Juliana., Paulina, Ana, Diana V y Andrea Z. por ser mis incondicionales y por su indudable amistad.

A mis mejores amigos Oliver Mendoza, Geovani Candelario, Alan Aldair y Christian, gracias por su amistad de años y ser mis incondicionales.

A Raymundo Gonzales Ríos no me queda más que agradecer por todo su amor, tiempo, ánimo y apoyo que me brindo durante la realización del proyecto.

A mis compañeros, consejo técnico y buenos amigos que forme durante mi estadía en el instituto, por el apoyo que me brindaron. Mary infinitas gracias por tanto cariño y amistad que formamos, Tony, Sayil, Jorge Rodríguez, Jorge, Fernando por mencionar algunas de ellos.

Eternamente agradecida por cada una de las personas que estuvieron conmigo en los mejores y peores momentos.



ÍNDICE GENERAL

ÍNDICE DE FIGURAS	VII
ÍNDICE DE TABLAS	IX
LISTA DE SÍMBOLOS Y ABREVIATURAS	I
RESUMEN	III
ABSTRACT	IV
CAPÍTULO 1	V
INTRODUCCIÓN	V
OBJETIVOS	VII
OBJETIVO GENERAL.....	VII
JUSTIFICACIÓN.....	VIII
HIPÓTESIS.....	IX
METAS CIENTÍFICAS.....	IX
CAPÍTULO 2. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE	1
2.1 Aceros inoxidables	1
2.1.1 Características generales.....	1
2.2 Metalurgia de los aceros inoxidables austeníticos	1
2.2.1 Precipitación de carburos	2
2.2.2 Precipitación de fases intermetálicas	2
2.2.3 Nitruros	3
2.3 Aceros inoxidables superausteníticos	3
2.4 Acero inoxidable superaustenítico AL6XN.....	4
2.4.1 Microestructura.....	4
2.4.2 Metalurgia.....	5
2.4.3 Propiedades Termofísicas.....	5
2.5 Aleaciones base níquel.....	6
2.5.1 Características generales.....	6
2.6 Aleaciones endurecidas por solución sólida	7
2.7 Metalurgia de la soldadura de aleaciones endurecidas por solución sólida.....	8
2.8 Inconel 600	10



2.8.1 Microestructura.....	10
2.8.2 Efecto del tratamiento térmico en el IN600.....	10
2.8.3 Propiedades mecánicas y termo físicas	11
2.9 Uniones disímiles de los aceros inoxidables superausteníticos y aceros base Ni.....	11
2.10 Fatiga	13
2.10.1 Modelos de Fatiga	13
2.10.2 Superficie de fractura	13
2.10.3 Cargas de Fatiga	16
2.10.4 Curva S-N	17
2.10.5 Daño acumulado y vida a la fatiga	18
2.10.6 Teoría del daño lineal acumulativo o Regla de daño lineal de Palmgren-Miner.	18
2.11 Investigaciones de fatiga en aleaciones base níquel y aceros inoxidables	
 superausteníticos.....	19
CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	22
3.1 Materiales	22
3.2 Proceso de soldadura.....	22
3.3 Caracterización microestructural	24
3.4 Caracterización mecánica	24
3.4.1 Mediciones de Microdureza	24
3.4.2 Ensayos de tensión	25
3.4.3 Evaluación del comportamiento a la fatiga.	25
3.4.4. Efecto del daño acumulado por fatiga en las propiedades mecánicas de la soldadura	
disímil.	27
3.4.5 Fractografía.....	27
CAPÍTULO 4. RESULTADOS	28
4.1 Caracterización microestructural.....	28
4.1.1 Microestructura del acero inoxidable AL6XN	28
4.1.2. Microestructura IN600	31
4.1.3 Microestructura del Inconel 600 TT	33
4.2 Caracterización mecánica de los materiales base.....	37



4.2.1 Microdureza	37
4.3 Caracterización microestructural de la unión disímil.	38
4.3.1 Macrografía y porcentaje de dilución de la junta soldada	38
4.4 Microestructura de la Unión disímil	39
4.4.1 Zona superior	39
4.4.2 Zona central	41
4.4.3 Zona inferior	42
4.5 Caracterización Mecánica de la junta	47
4.5.1 Microdureza en la Unión disímil	47
4.5.2 Resistencia a la tensión.....	50
4.5.3 Comportamiento elastoplástico mediante el modelo de Ramberg- Osgood.....	52
4.5.4 Fractografía de la junta soldada.....	55
4.6 ANÁLISIS POR EBSD	57
4.6.1 Junta Soldada.....	57
4.7 Determinación de vida a la fatiga al 95% de σ_y	59
4.7.1 Caracterización de las muestras de fatiga mediante la técnica EBSD.....	63
CONCLUSIONES	66
APÉNDICE A1	67
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	68

ÍNDICE DE FIGURAS

CAPÍTULO 2

Figura 2.1. Relación del tipo de solidificación con el diagrama de fases pseudobinario [17].	4
Figura 2.2. Esquema de límites de grano observado en soldaduras de aleaciones que solidifica como austenita [27].	9
Figura 2.3. Típica falla por fatiga en la superficie de un acero.	14
Figura 2.4. Marcas de río en la superficie de las probetas con falla por fatiga [46].....	16
Figura 2.5. Bloques de esfuerzo de amplitud constante y curva S-N. a) Bloques de amplitud constante. b) Curva S-N [7]	18



CAPÍTULO 3

Figura 3.1. Diseño y dimensiones (mm) de la junta soldada disímil.	23
Figura 3.2. Sección transversal de la soldadura disímil AL6XN/IN600 TT indicando los niveles en los cuales se realizaron los perfiles de microdureza.	25
Figura 3.3. Geometría de los especímenes para el ensayo de tracción uniaxial de acuerdo con la norma ASTM E8/E8M, dimensiones en mm.	25
Figura 3.4. Geometría de los especímenes para el ensayo de fatiga y evaluación del efecto por daño acumulado por fatiga en las propiedades de resistencia a la tensión.	26
Figura 3.5. Probetas pulidas con acabado espejo, a) vista frontal y b) vista lateral.	26

CAPÍTULO 4

Figura 4.1. Microestructura del acero inoxidable AL6XN mediante el microscopio óptico. a) Presencia de bandas de composición y b) maclas transgranulares.	29
Figura 4.2. Micrografías tomadas mediante MEB del acero inoxidable AL6XN. a) Región de la bandas de composición, b) detalle microestructural del material base en el centro del espesor y c) mapeo elemental de la zona centro del material base.	30
Figura 4.3. EBSD del material base AL6XN. a) granos austeníticos, b) IPFX y c) mapa de fase.	31
Figura 4.4. Micrografía de la aleación Inconel 600 en condición de llegada mediante microscopia óptica.	32
Figura 4.5. Micrografías de aleación Inconel 600 por microscopia electrónica de barrido. a) 250x, b) 1000x, c) mapeo elemental y d) espectro de composición de la partícula.	33
Figura 4.6. Micrografías de la aleación Inconel 600 tratado térmicamente a 700 °C durante 300 h.	34
Figura 4.7. Micrografías por microscopia electrónica de barrido de la aleación IN600 TT. a) detalle de los límites de grano, b) Análisis EDS, c) Partícula TiN y d) Análisis EDS de la partícula.	35
Figura 4.8. EBSD del material base IN600TT. a) Granos austeníticos, b) IPFX y c) mapa de fase.	37
Figura 4.9. Microdureza de los materiales base.	38
Figura 4.10. Macrografía de la unión disímil AL6XN- IN600TT.	39
Figura 4.11. Microestructura de la zona superior de la junta soldada. a-b) ZAT de la aleación Inconel 600-ZF, b) ZF y c) AL6XN-ZF.	40
Figura 4.12. Microestructuras de la zona centro de la junta soldada. a) Interfaz del IN600-MS, b) MS y c) Interfaz AL6XN-MS.	42
Figura 4.13. Microestructura de la zona inferior de la junta soldada. a) Interfaz IN600-ZS, b) ZF y c) Interfaz AL6XN-ZS.	43
Figura 4.14. Análisis revelados mediante MEB de la junta soldada. a) IN600TT-MS, b) MS y c) AL6XN-MS.	45
Figura 4.15. Análisis de la zona centro mediante MEB. a-b) Zona de no mezcla AL6XN, c-f) Metal de soldadura y g-h) Interfase del IN600TT.	47
Figura 4.16. Macrografía con señalización de las líneas en las que se realizaron los barridos de microdureza.	47
Figura 4.17. Perfiles de microdureza obtenidos de la junta soldada. a) zona superior, b) zona media y c) zona inferior.	49



Figura 4. 18. Imagen de la probeta fracturada de la unión disímil donde se observa la zona de fractura en la aleación Inconel.....	50
Figura 4.19. Curvas de pruebas de tensión a) Curvas esfuerzo-elongación y b) curvas esfuerzo-deformación de los MB y unión soldada.	51
Figura 4.20. Modelado aplicando la ecuación de Ramberg-Osgood. a) Unión disímil b) AL6XN, c) IN600 TT y d) IN600 MB.	54
Figura 4.21. Mapeo elemental de precipitado encontrado en la zona de fractura de la junta soldada. a) Superficie de fractura obtenida del ensayo de tensión.	56
Figura 4.22. Espectro y composición química del análisis puntual EDS de partículas secundarias encontradas en la zona de fractura de la junta soldada.....	56
Figura 4.23. EBSD de la interfaz entre el IN600 TT/ER-NiCrMo3. A) IPFX, b) Mapa de fase, c) Kernel y d) Promedio de dislocaciones.	58
Figura 4.24. EBSD de la interfaz entre el ER-NiCrMo3/AL6XN. A) IPFX, b) Mapa de fase, c) Kernel y d) Promedio de dislocaciones.	59
Figura 4.25. Características superficiales de la probeta fatigada sin fallar. a) Imagen de la superficie fatigada, b) micrografía tomada mediante el MEB cerca de la ZATAT del IN600.	61
Figura 4.26. Perfil de rugosidad de la junta soldada previa y post ensayo de fatiga.....	62
Figura 4.27. Perfiles de microdureza en el especimen de fatiga de la junta soldada antes y después del ensayo.	63
Figura 4.28. Imágenes mediante EBSD en probetas sometidas a ensayos de fatiga del 25%, 50% y 95% de daño acumulado. a-c) Figura inversa de polos en X, d-f) Granos, g-i) Desorientación de granos cristalinos, j-l) Kernel.	65

ÍNDICE DE TABLAS

CAPÍTULO 2

Tabla 2. 1 Tipos de solidificación, reacciones y microestructuras resultantes [17].	4
Tabla 2.2. Propiedades del material AL6XN [4].	6
Tabla 2.3. Elementos que se pueden encontrar y sus efectos en las aleaciones base Ni [27].	7

CAPÍTULO 3

Tabla 3. 1. Composición química de los materiales a utilizar (% en peso).	22
--	----

CAPÍTULO 4

Tabla 4.1. Resultados experimentales de pruebas mecánicas de tensión de los MB y Junta soldada.	52
Tabla 4.2. Exponentes de endurecimiento (n) y valores de K obtenidos para el MB y unión soldada.	54
Tabla 4. 3 Características de la vida a la fatiga de la unión disímil.	60



APÉNDICES

Figura A. 1 Pendiente ajustadas mediante el modelo de Ramberg Osgood a) unión, b) AL6XN. c) IN600 TT e IN600 MB..... 67



LISTA DE SÍMBOLOS Y ABREVIATURAS

A	Amperaje
ASTM	Sociedad Americana para Pruebas de Materiales
BCC	Estructura cúbica centrada en el cuerpo
CDE-P	Corriente directa de electrodo positivo
FCC	Estructura c
Fe	Hierro
GMAW	Soldadura con gas de protección y electrodo consumible
GTAW	Soldadura con gas de protección y electrodo de tungsteno
h	Horas
HV	Microdureza Vickers
I	Corriente
J	Joule
L	Sentido de laminación longitudinal
Q	Aporte térmico
mm	Milímetro
min	Minutos
MB	Metal base
MEB	Microscopio electrónico de barrido
T	Temperatura
Tr	Sentido de laminación transversal
TT	Tratamiento térmico
V	Voltio
ZAT	Zona afectada térmicamente



ZATAT	Zona afectada térmicamente de alta temperatura
ZATBT	Zona afectada térmicamente de baja temperatura
ZF	Zona de fusión
s	Segundos
v	Velocidad de avance
μm	Micrómetros
η	Eficiencia del proceso de soldadura
γ	Fase austenita
δ	Fase ferrita
σ	Fase Sigma
χ	Fase Chi
IPX	Figura de Polos Inversa



RESUMEN

El alto costo de las aleaciones base níquel sugiere su reemplazo por una aleación menos costosa que garantice alto rendimiento en una reparación. En este estudio de investigación se presentan los resultados obtenidos de la caracterización microestructural y mecánica de la soldadura disímil IN600TT-AL6XN. Se soldaron las placas de IN600 tratado térmicamente (700 °C, 300 h) y AL6XN de 6.35 mm de espesor mediante el proceso de soldadura de arco metálico con electrodo consumible y gas de protección con un electrodo ER-NiCrMo3 de 1.2 mm de diámetro con un calor de aporte de 1.43 kJ/mm. Se obtuvo una unión disímil sana, el porcentaje de dilución del IN600TT fue de 15.73% y para el AL6XN fue de 31.75%. Las macrografías y micrografías mostraron que el cordón de soldadura exhibe un crecimiento de granos columnares hacia la fuente de calor. Los resultados obtenidos en el microscopio electrónico de barrido (MEB) revelaron precipitados ricos en Nb, Mo y algunos TiC y NbC en el metal de soldadura (MS). En la zona afectada térmicamente (ZAT) del IN600 se observó un crecimiento de grano significativo y se encontraron partículas angulares de TiC y TiN₂. La interfase AL6XN-MS presenta una zona de no mezcla ocasionada por la diferencia en las propiedades termofísicas entre las aleaciones. En este caso no se observó un crecimiento de grano significativo en la ZAT. Los perfiles de dureza indicaron que en el IN600 osciló alrededor de 180 HV. Sin embargo, la dureza disminuyó en la zona central de la ZAT del IN600TT asociado al incremento del tamaño de grano y la ausencia de maclas. De manera contraria, la ZAT del AL6XN y el MB presentó una dureza más uniforme alrededor de 230 HV. En las pruebas de tensión cuasiestáticas, la resistencia máxima de la junta soldada tuvo un valor de 683 MPa, mientras que el IN600 TT y el AL6XN registraron valores de 684 MPa y 808 MPa respectivamente. La falla en las juntas soldadas ocurrió en el IN600 TT de forma dúctil. El comportamiento tensión-deformación en las muestras fue analizado con el modelo de Ramberg-Osgood, el ajuste del modelo indica que tanto los MB y las juntas soldadas pueden describir bien las curvas para valores de deformación de 0 a 0,1. El comportamiento de vida a la fatiga de la soldadura disímil sometida al ensayo de fatiga presentaron un alto número de ciclos alcanzando los 2.5 millones con un rango de esfuerzo del 95 respecto a la fluencia. A pesar de la presencia de zona de no mezcla que presentaba la junta. Los resultados mostraron que la ZATAT del IN600 se endureció por el ciclaje.



Palabras clave: Daño acumulado, soldadura disímil, microdureza, microestructura, GMAW.

ABSTRACT

The high cost of nickel-based alloys suggests their replacement with a less expensive alloy to ensure high performance in a repair. In this research study presents the results obtained from the microstructural and mechanical characterization of the dissimilar weld IN600HTAL6XN. IN600 heat treated at (700 °C, 300 h) and AL6XN plates with 6.35 mm thickness were gas metal arc welded with a 1.2 mm diameter ER-NiCrMo3 filler wire with a heat input of 1.43 kJ/mm. The macrographs and micrographs show that the weld bead exhibits columnar grain growth towards the heat source. The results obtained in the scanning electron microscope (SEM) revealed precipitates rich in Nb, Mo and some TiC and NbC in the weld metal (WM). Significant grain growth was found in the heat affected zone (HAZ) of IN600 and angular particles of TiC and TiN₂ were found. The AL6XN-WM interface, it presents an unmixed zone caused by the difference in thermophysical properties between the alloys. In this case, no significant grain growth was observed in the HAZ. Hardness profiles indicated that in IN600 it oscillates around 180 HV. However, the hardness decreased in the central zone of the IN600TT HAZ associated with the increase in grain size and the absence of twins. On the contrary, in the HAZ of AL6XN and MB presented a more uniform hardness around 230 HV. In quasi-static tensile tests, the maximum welded joint strength had a value of 683 MPa, while the IN600 HT and AL6XN recorded values of 684 MPa and 808 MPa, respectively. Failure in the welded joints occurred in the IN600 HT in a ductile fashion. The tension test stress-strain behavior in the specimens was analyzed using Ramberg-Osgood model, the model indicate that both BM and welded joints can describe well the curves for strain values from 0 to 0.1. The fatigue life behavior of the dissimilar weld subjected to the fatigue test presented a high number of cycles reaching 2.5 million with a stress range of 95 with respect to the yield stress despite the presence of an unmixed zone at the joint. The results showed that the HTHAZ of IN600 was hardened by cycling.

Key words: Fatigue damage, dissimilar wels, microharness., microstructure, GMAW.



CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

Las uniones disímiles de aleaciones base níquel y acero inoxidable austenítico se utilizan ampliamente en la industria petroquímica y nuclear [1]. El Inconel 600 es una aleación base níquel, donde los principales aleantes en su composición química son el Cr y Fe. Esta aleación tiene una microestructura austenítica (FCC) y exhibe excelentes propiedades mecánicas. El alto contenido de Ni y Cr confieren una excelente resistencia a la corrosión y resistencia a la oxidación a altas temperaturas [2]. El Inconel es una aleación con costo muy elevado, sin embargo, existen materiales más económicos que pueden sustituir este material en algunas de sus aplicaciones.

La aleación AL6XN es un acero inoxidable súper austenítico que fue inicialmente desarrollado para aplicaciones en donde hay contacto con agua de mar, sin embargo, ha demostrado ser resistente a diferentes medios altamente corrosivos [3]. Comercialmente se encuentra en un amplio rango de productos como son tubo, placa y piezas de colada. Su alta resistencia mecánica y a la corrosión hacen a la aleación AL6XN una mejor opción que los aceros inoxidables dúplex y una opción atractiva en comparación con las aleaciones costosas base níquel, en aplicaciones donde se requiere excelente resistencia a la corrosión, alta resistencia mecánica, formabilidad y soldabilidad [4]. Por sus características, la aleación AL6XN se utiliza en aplicaciones como; tanques y líneas de conducción en procesos químicos, sistemas en plataformas de gas y petróleo, condensadores, intercambiadores y tubería que está en contacto con agua de mar, equipo de desalinización, sistemas de tubería de agua en plantas nucleares, etc. [4-6]. El estudio del comportamiento a la fatiga de los materiales es importante debido a que afecta a cualquier componente estructural o pieza que se encuentren en movimiento [7, 8]. Normalmente las propiedades de los materiales se determinan a partir de piezas “libres de daño”, sin embargo, no se sabe cómo pueden variar estas propiedades con respecto al daño que se inducen por esfuerzos cíclicos. El daño por fatiga se acumula y se incrementa con la aplicación de los ciclos de carga. El daño acumulado por fatiga juega un papel importante en la predicción de vida útil de los componentes y estructuras sujetos a un historial de cargas cíclicas [7]. El modelo de Palmgren–Miner se



utiliza muy comúnmente para expresar el nivel de daño acumulado, D , en un componente de acuerdo a la ecuación 1.1;

$$D = \sum \frac{n_i}{n_{fi}} \quad (1.1)$$

Donde n_i es el número de ciclos aplicados y n_{fi} es el número de ciclos a la fractura bajo un nivel de carga de amplitud constante. Se asume que la falla ocurre cuando $D=1$.

La utilización de soldaduras disímiles se ha incrementado en los últimos años debido a los beneficios que aporta en la flexibilidad de diseño y disminución de costos. Como ejemplo, se ha estudiado la aplicación de este tipo de uniones utilizando IN718-316L, AL6XN-316L, y IN718-AL6XN [9-11]. Sin embargo, existe poca información que exponga el comportamiento a la fatiga entre aleaciones base níquel y aceros inoxidable super austeníticos, únicamente se encuentran reportes sobre el comportamiento de los materiales por separado a pesar de su gran aplicación en la industria.

El presente trabajo parte de la investigación de Cortes [10] entre uniones disímiles base níquel y aceros inoxidable super austeníticos AL6XN. En particular, el interés de este proyecto surge ante la necesidad de reemplazar parcialmente componentes en plantas que actualmente usan la aleación IN600, por el acero inoxidable super austenítico AL6XN, así como evaluar su comportamiento a la fatiga y el efecto del daño acumulado en su resistencia mecánica a la tensión en función a las características microestructurales de la junta soldada.



OBJETIVOS

Objetivo general.

Establecer las características microestructurales y su relación con el comportamiento a la fatiga y el efecto del daño acumulado por fatiga en las propiedades mecánicas de la soldadura disímil AL-6XN/IN600-envejecido soldada por medio del proceso de soldadura con protección de gas inerte y electrodo metálico consumible (por sus siglas en inglés GMAW) para generar el conocimiento en cuanto al rendimiento de esta junta soldada después de una reparación de componentes de IN600 que han estado en operación.

Objetivos particulares.

- ✓ Determinar la microestructura y propiedades mecánicas de los materiales base; AL6XN e IN600 (este último envejecido a 700°C por 300 horas; IN600 TT).
- ✓ Soldar la junta disímil AL6XN/IN600 TT y obtener soldaduras sanas utilizando los parámetros de soldadura de trabajos previos realizados en el grupo de investigación.
- ✓ Caracterizar la microestructura de la junta soldada mediante la técnica de microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB).
- ✓ Caracterizar las propiedades mecánicas esenciales de la junta soldada; tensión y barridos de microdureza.
- ✓ Determinar el comportamiento *S-N* de la junta soldada
- ✓ Evaluar el efecto del daño acumulado por fatiga en las propiedades mecánicas de la soldadura disímil.



JUSTIFICACIÓN

Los avances tecnológicos y científicos que surgen en la industria en torno a componentes que mejoran la seguridad, desempeño y funcionalidad de los materiales surge la necesidad de unir materiales o aleaciones con diferente composición química. Las uniones disímiles pueden ser una opción en una reparación o utilizarse en la funcionalización de componentes nuevos.

El Inconel 600 es una aleación base Ni, altamente aleado con Fe y Cr, por lo la cual exhibe excelentes propiedades mecánicas y buena resistencia a la corrosión. Sin embargo, los costos que genera la aplicación de este material en la industria llegan a ser muy elevados, es por ello que surge la necesidad de remplazar este material por otro que posee similitud en sus características microestructurales, así como en propiedades mecánicas y a la corrosión.

El empleo de aceros inoxidable en la industria depende de las condiciones de trabajo a las cuales será sometido. El acero AL6XN pertenece a la familia de los aceros inoxidables superausteníticos, exhibe buena tenacidad, buen desempeño mecánico y excelente resistencia a la corrosión. Durante su unión por soldadura con arco eléctrico presenta muy poca afectación microestructural durante el ciclo de soldadura por lo que se obtienen buenas propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión en la junta soldada de esta aleación.

Debido a sus excelentes propiedades y menor costo, el acero inoxidable AL6XN ha sido propuesto como una alternativa para remplazar la aleación IN600 debido a que ambos exhiben una gran similitud en sus propiedades de resistencia a la corrosión y resistencia mecánica.

Por lo anterior, es necesario evaluar las características microestructurales de la junta soldada disímil AL6XN-IN600 envejecido y sus propiedades mecánicas en función del daño acumulado por fatiga para conocer el rendimiento de la soldadura disímil. El presente estudio profundiza en los conocimientos teóricos/experimentales sobre este tema y establece la viabilidad de esta unión disímil en términos de rendimiento mecánico y costo.



HIPÓTESIS

La realización de la soldadura de la aleación monolítica AL6XN y IN600 envejecido mediante el uso adecuado del material de aporte (ERNiCrMo-3), con los parámetros de soldadura idóneos dará lugar a soldaduras disímiles sanas con características microestructurales adecuadas, de modo que la eficiencia mecánica de la unión soldada será superior al 95% y así validar la sustitución de IN600 por AL6XN en una reparación.

METAS CIENTÍFICAS

- ✓ Limitar la formación de zonas de no mezcla de anchos mayores 10 a μm en el lado del material base AL6XN.
- ✓ Obtener una dureza uniforme en la sección transversal de la soldadura disímil con variaciones inferiores a 50 unidades en las diferentes zonas.
- ✓ Obtener una resistencia mecánica a la tensión en la unión al menos del 95% de la resistencia de los materiales base.



CAPÍTULO 2. REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

En este capítulo se presentan los antecedentes relevantes para este proyecto de investigación, donde se exponen los temas más relevantes sobre la metalurgia, comportamiento mecánico de las aleaciones base Ni y aceros inoxidable austeníticos. Es bien sabido que el uso de estas aleaciones tiene una amplia aplicación en la industria, sin embargo, la poca información sobre uniones disímiles entre estos materiales monolíticos es poca.

2.1 Aceros inoxidables

2.1.1 Características generales

Los aceros inoxidables son aleaciones base hierro que contienen un mínimo de 10 % en peso de cromo, bajo contenido de carbono y porcentajes en peso de níquel, molibdeno, titanio, vanadio, entre otros. [12]. Es un tipo de acero resistente a la corrosión, el cromo posee gran afinidad por el oxígeno y reacciona con el formando una capa pasiva que evita la corrosión en la aleación. Sin embargo, esta película puede ser afectada por algunos ácidos o el proceso de soldadura por fusión dando lugar a un ataque y corrosión de la aleación por mecanismos intergranulares o picaduras generalizadas [13]. La variación del contenido de los elementos aleantes establecen cinco tipos de aceros inoxidables: ferríticos, martensíticos, austeníticos, dúplex y los endurecidos por precipitación. Básicamente, se utilizan en la industria química, alimenticia, textil y petrolera. En piezas que requieran ser soldadas; para fabricar flechas, tuercas, birlos, tornillos, partes para válvulas, cuchillería, artículos domésticos, etc. [5, 14].

2.2 Metalurgia de los aceros inoxidables austeníticos

El acero inoxidable austenítico contiene un mínimo de 16% de cromo y 6% de níquel [5]. Se pueden agregar elementos adicionales como titanio o cobre, para modificar o mejorar sus propiedades, haciéndolos adecuados para muchas aplicaciones críticas que involucran altas temperaturas y resistencia a la corrosión. Este grupo de aceros también es adecuado para aplicaciones criogénicas por el efecto que causa los porcentajes de níquel en la fabricación del acero evitando problemas de fragilidad a bajas temperaturas [5].



2.2.1 Precipitación de carburos

La precipitación de carburos ($M_{23}C_6$, MC, M_6C , M_7C_3), nitruros primarios (MN, $M=Zr$, Ti, Nb y V), y nitruros secundarios (M_2N , $M=Cr$, Fe) en aceros inoxidable austeníticos durante tratamiento térmico (recocido) y durante la soldadura, es un fenómeno que puede reducir la resistencia a la corrosión del acero inoxidable. Esto depende de dos factores: la temperatura y el contenido de carbono. La temperatura en rango de 550 a 900°C permite la difusión de cromo para formar carburos. La solubilidad del carbono en la austenita disminuye rápidamente cuando la temperatura disminuye. Adicionalmente, un alto contenido de Ni también disminuye la solubilidad del carbono. Como consecuencia la precipitación del carburo $M_{23}C_6$ donde M presenta Cr, Fe, Mo y Ni, es muy común en este tipo de aceros. La presencia de molibdeno en ciertas aleaciones puede causar la precipitación de η , un carburo tipo M_6C . Para los contenidos usuales de carbono de los aceros inoxidable austeníticos de colada, la precipitación de carburo tipo M_7C_3 , donde M presenta Cr y Fe, no ocurre [5, 15]. La adición de elementos que formen carburos MC, normalmente llamados elementos estabilizadores, tiene como objetivo dificultar la precipitación de $M_{23}C_6$. Los carburos MC tienen una estructura FCC. La precipitación de carburo MC es predominante intergranular en dislocaciones y fallas de apilamiento [16].

2.2.2 Precipitación de fases intermetálicas

Las tres fases intermetálicas más frecuentemente encontradas en los aceros inoxidable austeníticos y superausteníticos son fase sigma (σ), chi (χ) y fase Laves o eta (η) es una fase intermetálicas indeseable y precipita en los límites de grano entre los 550 y 900° C. Su morfología es usualmente equiaxial y la precipitación de esta causa una reducción de Cr y Mo de la matriz adyacente provocando la disolución de la matriz alrededor de estas partículas, lo que produce una reducción en resistencia a la corrosión y desempeño mecánico. Por otro lado, la fase chi es más estrecha que la fase sigma y depende del contenido de Mo. Esta fase solo ocurre si el Mo o Ti están presentes. Algunos investigadores encontraron que esta fase χ se forma en los límites de grano, límites incoherentes de maclado, límites coherentes de maclado y en dislocaciones dentro de la matriz. Las Fases Laves (η) son una de las fases que frecuentemente se presentan en aceros inoxidable austeníticos los que tienen



una estructura hexagonal compacta de tipo $MgZn_2$. Las más comunes son Fe_2Mo , Fe_2Nb y Fe_2Ti , o una combinación de las tres. La fase de Laves es generalmente estable debajo de $815^\circ C$, pero esto depende fuertemente de los contenidos de Mo, Nb y Ti [5]. En general estas fases son ricas en Mo que generan a su alrededor una zona empobrecida en este elemento, afectando su resistencia a la corrosión y/o propiedades mecánicas.

2.2.3 Nitruros

Los nitruros pueden ser agrupados en dos clases: (i) nitruros primarios de tipo MN (M=Zr, Ti, Nb y V) formados en aceros estabilizados conteniendo cantidades residuales de nitrógenos ($>0.1\%$ peso); y (ii) nitruros secundarios de tipo M_2N (M=Cr, Fe) que precipitan en altos niveles debido a que mejoran las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión, ya que es un estabilizador de la austenita, por su buena mejoría en las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión. Debido a la alta estabilidad y baja solubilidad de los nitruros, casi todo el nitrógeno forma nitruros, especialmente en aceros que contienen Ti.

2.3 Aceros inoxidables superausteníticos

El término superaustenítico se refiere a aceros completamente austeníticos que contienen cantidades importantes de cromo, níquel, molibdeno y nitrógeno, resultando en su contenido de hierro cercano o menor a 50% [5, 12]. Los aceros inoxidables superausteníticos (SASS, por sus siglas en inglés) pueden experimentar cambios microestructurales durante el proceso de soldadura o cuando son sujetos a altas temperaturas por un periodo de tiempo considerable. Las variaciones microestructurales causadas por procesos de soldadura o tratamiento térmico post soldadura (PWHT, por sus siglas en inglés) son responsables de los cambios en propiedades mecánicas y en la resistencia a la corrosión de uniones soldadas [5]. Existen cuatro posibilidades de solidificación y transformación en estado sólido, las cuales se relacionan con el diagrama de fase Fe-Cr-Ni. Los modos de solidificación A y AF están asociados con la solidificación de austenita primaria, por lo cual la austenita es la primera fase en formar tras la solidificación. Los tipos de solidificación FA y F tienen ferrita delta como ferrita primaria. Siguiendo la solidificación, una modificación microestructural adicional ocurre para los tipos FA y F, debido a la inestabilidad de la ferrita a temperaturas

más bajas [17, 18]. Tal y como se muestra en la tabla 2.1 y Figura 2.1.

Tabla 2. 1 Tipos de solidificación, reacciones y microestructuras resultantes [17].

Tipo de solidificación	Reacción	Microestructura
A	$L \rightarrow L+A \rightarrow A$	Completamente austenítico, estructura de solidificación bien definida.
AF	$L \rightarrow L+A \rightarrow L+A+(A+F)_{eut} \rightarrow A+F_{eut}$	Ferrita en los límites de celda y dendritas.
FA	$L \rightarrow L+F \rightarrow L+F+(F+A)_{per/eut} \rightarrow F+A$	Ferrita esquelética y/o de tipo listón que resulta de la transformación de ferrita a austenita.
F	$L \rightarrow L+F \rightarrow F \rightarrow F+A$	Ferrita acicular o matriz de ferrita con límites de grano de austenita y placas laterales Widmanstätten.

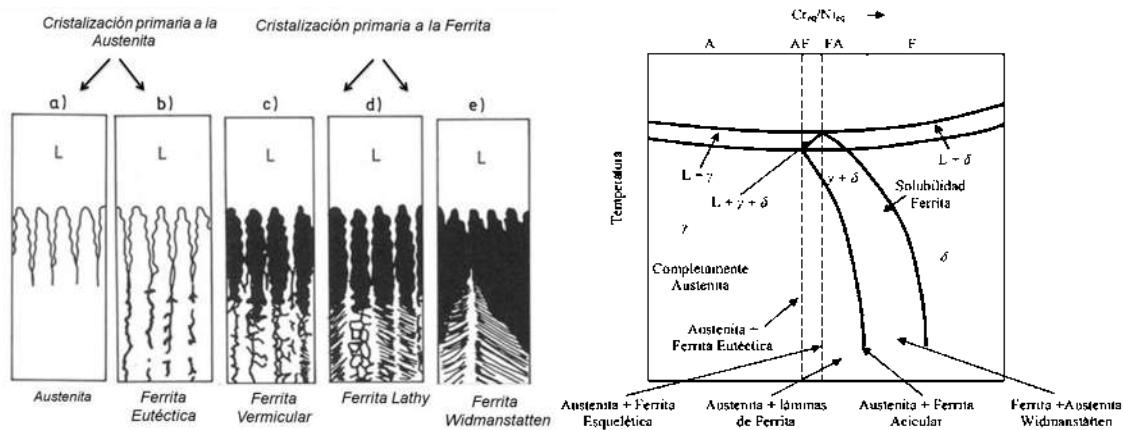


Figura 2.1. Relación del tipo de solidificación con el diagrama de fases pseudobinario [17].

2.4 Acero inoxidable superaustenítico AL6XN

2.4.1 Microestructura

El AL6XN es un material que pertenece a la familia de los aceros inoxidables superausteníticos. El diseño de este tipo de aleaciones es fabricado para brindar una buena resistencia a ambientes corrosivos y resistencia al agua de mar. La mejora en resistencia a la



corrosión se logra debido al incremento en los niveles de Ni, Mo y N [19]. El Cu ha sido adicionado en bajos porcentajes para mejorar el rendimiento del material en contacto con agua de mar. El bajo contenido de carbono caracteriza una aleación grado “L”, ofreciendo alta resistencia a la corrosión intergranular en condiciones de soldadura. Los contenidos de Cr, Ni y Mo tienden a tener niveles más altos en comparación a otros aceros de la misma familia [19, 20]. El acero inoxidable superaustenítico AL6XN, cuya microestructura consiste en granos de austenita FCC monofásica con presencia sustancial de maclado debido al tratamiento termo-mecánico [10, 11, 20, 21].

2.4.2 Metalurgia

El AL6XN tiene una estructura cristalina (FCC) y metalúrgicamente es estable a 510°C y temperaturas entre 650-980°C. Sin embargo, tienden a precipitar fases intermetálicas y carburos ricos en Cr [4]. Sin embargo, la presencia de fases intermetálicas como la fase sigma es perjudicial para los efectos corrosivos y propiedades mecánicas. Esto es debido a la adición de Mo donde existe una reducción en la resistencia a la corrosión en las uniones soldadas de este material debido a que, durante la solidificación de la soldadura, el Mo segrega hacia los límites de grano como consecuencia de su baja solubilidad en la matriz austenítica, causado por el empobrecimiento de Mo en el núcleo de las dendritas del metal de soldadura. Existirá una baja difusividad del Mo en la austenita por el rápido enfriamiento inherente a un proceso de soldadura no permite al Mo la difusión en estado sólido hacia el núcleo de las dendritas para eliminar el gradiente de concentración. Esto puede llegar a producir una baja resistencia a la corrosión del material soldado con respecto al material base [22, 23]. Es importante mencionar que este tipo de aleaciones poseen un comportamiento adecuado en ambientes agresivos y tienen un comportamiento adecuado en ambientes moderadamente agresivos [17].

2.4.3 Propiedades Termofísicas

Este material tiende a ser más dúctil que otros materiales. En la tabla 2.2 se presentan algunas propiedades que tienen estos materiales. La principal diferencia entre el AL6XN y otros aceros inoxidables austeníticos es que el AL6XN contiene altas cantidades de cromo,



nitrógeno, níquel y molibdeno.

Tabla 2.2. Propiedades del material AL6XN [4].

Módulo Elástico [E] [MPa]	Conductividad Térmica [20 – 100 °C] [W/mk]	Coefficiente de expansión térmica [10-6/ °C]	Punto de fusión [°C]
195	15.3	15.3	1320 – 1400

El níquel y el molibdeno incrementan la resistencia a la corrosión en presencia de iones de cloruros y a la formación de grietas inducidas por corrosión bajo esfuerzos (SCC stress corrosion cracking, por sus siglas en inglés) y mejora la resistencia a la corrosión [10, 11].

2.5 Aleaciones base níquel

2.5.1 Características generales

Las aleaciones base níquel pertenecen a un grupo de aleaciones desarrolladas después de la Segunda Guerra Mundial por su alto rendimiento a temperaturas elevadas, presentando una excelente resistencia mecánica y buena resistencia a la corrosión [25]. Su aparición ha permitido grandes avances en la industria aeronáutica [26]. Otras aplicaciones, donde se ha extendido el uso de estas aleaciones son en las turbinas de gas terrestres, los motores de cohetes y las plantas químicas y petroleras. Estos materiales son especialmente adecuados para estas exigentes aplicaciones debido a su capacidad para conservar la mayor parte de su resistencia incluso tras largos tiempos de exposición por encima de los 650 °C. Su versatilidad se debe a que combinan una alta resistencia con una buena ductilidad a baja temperatura y una excelente estabilidad superficial [25]. Las tres clases principales de superaleaciones son las aleaciones basadas en níquel, hierro/hierro-níquel y cobalto. Las cuales se basan en elementos del Grupo VIII B de la Tabla Periódica, y suelen estar compuestas por diversas combinaciones de Fe, Ni, Co y Cr, así como por cantidades menores de W, Mo, Ta, Nb, Ti y Al. Unas de las características que tienen en común es que tienen una red cristalina similar FCC. Otra característica de las superaleaciones es que pueden ser endurecidas por diferentes mecanismos tales como por solución sólida, precipitación y



dispersión, además del refinamiento de grano [25]. Es importante señalar que algunas aleaciones pueden tener más de 10 elementos los cuales brindan propiedades químicas y físicas como se indica en la tabla 2.3.

Tabla 2.3. Elementos que se pueden encontrar y sus efectos en las aleaciones base Ni [27].

Elementos	Efectos
Ni	Estabiliza la fase FCC, formador de γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) e inhibe la formación de fases perjudiciales.
Cr	Confiere buena resistencia a la oxidación y sulfuración, es un endurecedor por solución sólida y forma carburos en los límites de grano.
Co	Aumenta la temperatura solvus de la γ' y baja la energía por falla de apilamiento (esto hace que las dislocaciones de tornillo no puedan deslizarse fácilmente).
Mo, Ti y W	Promueven el endurecimiento por solución sólida y forman carburos tipo MC.
Ti	Formador de la fase γ' y de carburos tipo MC.
Al	Formador de la fase γ' y mejora resistencia a la oxidación.
B y Zr	Mejora la resistencia mecánica y retarda la formación de Ni_3Ti .
La e Y	Mejoran la resistencia a la oxidación.
C	Formador de carburos.
Nb y Ta	Forman γ'' Ni_3Nb y carburos tipo MC.

Lippold y col. [27] mencionan que el uso de soldaduras es una técnica crítica de fabricación para dichas aleaciones, debido a que si no se usan los parámetros adecuados, existirá una segregación de elementos en los límites de grano promoviendo la formación de precipitados en la ZAT, lo cual afecta negativamente la resistencia y soldabilidad de las placas soldadas. Es por ello que se recurre al uso de tratamientos térmicos post soldadura.

2.6 Aleaciones endurecidas por solución sólida

Las aleaciones endurecidas por solución sólida (ESS) tienden a precipitar en una matriz austenítica (FCC) y se da debido a la deformación de la red cristalina provocada por la formación de fases secundarias e intermetálicas provocada por la adición de elementos sustitucionales como Cr, Fe, Mo, W y Cu. La adición de Co, Ta y Re que contribuyen al endurecimiento por solución sólida. El Nb también contribuye al endurecimiento, pero principalmente es el formador de carburos MC y (Ni_3Nb) [27]. Mottura y col. [28] mencionan en su estudio que el endurecimiento se da mediante el agrupamiento atómico o de corto alcance, en el cual existe un impedimento del movimiento de dislocaciones y los elementos



que lo promueven son Al, Mo, Cr y W.

2.7 Metalurgia de la soldadura de aleaciones endurecidas por solución sólida.

Las aleaciones base Ni endurecidas por solución sólida solidifican de forma austenítica y son esencialmente austeníticas hasta el final de la solidificación. Es decir, austenita es estable durante el enfriamiento desde el rango de temperatura de solidificación y la microestructura a temperatura ambiente es totalmente austenítica. La segregación durante la solidificación de estas aleaciones da lugar a una variación local de composición en el nivel de subgrano de la solidificación. La segregación de elementos de aleación e impurezas puede conducir a la formación de una segunda fase (o fases) al final de la solidificación [27].

Es importante comprender que la naturaleza de los distintos límites o interfaces presentes en el metal de soldadura de una aleación base Ni, ya que muchos de los defectos están asociados con el metal de soldadura y con estos límites e interfaces. Existen al menos tres tipos de límites diferentes tales como: límite de subgrano (Figura 2.3) [27]. Los subgranos normalmente están presentes como células o dendritas y el límite que separa los subgranos adyacentes se le conoce como límite de subgrano de solidificación (SSGB). Prácticamente no existe una desorientación cristalográfica a través del SSGB y estos límites caracterizan por ser límites de ángulo bajo [27].

El límite de grano de solidificación (SGB): resulta de la intersección o grupos de subgranos. Debido a que cada uno de estos paquetes de subgrano tiene una dirección y orientación de crecimiento diferente, su intersección da como resultado un límite con una alta desorientación angular (límite de ángulo alto). El SGB exhibe un componente de composición resultante de la redistribución de solutos durante la solidificación. Cuando se produce un agrietamiento por solidificación de la soldadura en la zona de fusión base níquel, casi siempre ocurre a lo largo de los SGB [27]. En algunas situaciones es posible que el componente cristalográfico de SGB migre fuera del componente compositivo. Este nuevo límite conlleva la desorientación de ángulo alto del SGB "padre" y se denomina límite de grano migrado (MGB). Es posible una mayor migración del límite durante el recalentamiento, como durante una soldadura de multipasos [27]. En las uniones soldadas, existen algunas zonas que

podemos encontrar como: zona afectada térmicamente (ZAT) donde puede ocurrir recristalización, crecimiento de grano, disolución de partículas, precipitación de fases y segregación. El crecimiento de grano en la ZAT dependerá del calor aportado en el proceso de soldadura, tamaño de grano del material base (MB) y deformación plástica inicial del MB, se considera que si el tamaño de grano es pequeño, la deformación inicial es grande y el aporte térmico elevado, habrá un crecimiento del grano en la ZAT grande [18, 27].

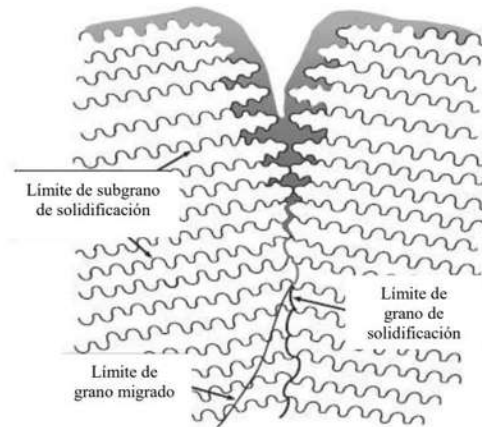


Figura 2.2. Esquema de límites de grano observado en soldaduras de aleaciones que solidifica como austenita [27].

En la ZAT de una aleación base níquel endurecida por solución sólida, se producen varias reacciones metalúrgicas que influyen en las propiedades y soldabilidad de la aleación. En esta zona la aleación puede presentar recristalización, crecimiento de grano, disolución de partículas y segregación en límites de grano [27]. Cuando estas aleaciones se encuentran en condición de recocido, la soldadura por fusión resultará en un crecimiento de grano en la ZAT. El crecimiento de grano depende de la microestructura inicial del metal base y del calor de aporte durante la soldadura. Si el tamaño de grano del metal base es pequeño, la entrada de calor de soldadura y cantidad de deformación plástica inicial es alta, se espera un crecimiento de grano sustancial. En cambio, si el tamaño de grano del metal base es grande y la cantidad de deformación plástica es baja, el crecimiento de grano puede ser mínimo incluso en condiciones de alto aporte térmico durante la soldadura [27].



2.8 Inconel 600

2.8.1 Microestructura

La superaleación Inconel 600 es una aleación de Ni-Cr-Fe utilizada para aplicaciones a altas temperaturas que requieren resistencia a la corrosión, fue diseñada para ser usada desde temperaturas criogénicas hasta temperaturas elevadas en el rango de 1093 °C. No es magnética, tiene excelentes propiedades mecánicas, y muestra una combinación deseable de alta resistencia a la tensión y buena soldabilidad bajo un amplio rango de temperaturas. El alto contenido de níquel en el Inconel 600 le permite mantener buena resistencia a la corrosión en muchos componentes orgánicos e inorgánicos, tiene una resistencia excelente al agrietamiento intergranular causado por la corrosión asistida por esfuerzo y también provee una excelente resistencia a soluciones alcalinas [2, 29]. Jaramillo y col. [29] observaron que en la micrografía del Inconel 600 presenta una microestructura completamente maclada mostrando una matriz de níquel con precipitaciones formadas por carburos de cromo primarios, dentro de la matriz de níquel.

2.8.2 Efecto del tratamiento térmico en el IN600

Es bien sabido que la aleación IN600 es una súper aleación principalmente constituida por Ni-Cr-Fe en cuanto a su composición química [30]. El IN600 es una aleación ampliamente usada en aplicaciones químicas, aeronáuticas y nucleares [31]. Los elementos que constituyen esta aleación tienen alta resistencia mecánica, alta resistencia a la corrosión y además buena maquinabilidad y es un material paramagnético a temperatura ambiente, empleando en un rango de temperatura bajas y hasta los 1093 °C [32, 33]. El material al estar expuesto a 1040 °C dará material suave sin producir una estructura de grano grueso. El crecimiento del grano no ocurre hasta que la aleación se calienta a aproximadamente 980 °C. A esa temperatura, las partículas de carburo finamente dispersas en la microestructura de la aleación, que inhiben el crecimiento del grano, comienzan a disolverse. La solubilización de los carburos comienza a aproximadamente 1040 °C. El tratamiento durante 1 a 2 horas (a 1090 °C a 1150 °C) disuelve los carburos por completo y da como resultado un mayor tamaño de grano. Este tratamiento de solución es beneficioso para obtener la máxima resistencia a la fluencia y la ruptura [34]. Al realizar tratamientos térmicos en la aleación Inconel 600 se



reportaron carburos del tipo Cr_7C_3 y $Cr_{23}C_6$ sobre el límite de grano dependiendo del tiempo y la temperatura de tratamiento térmico [35]. La relación entre carburos de tipo M_6C y $M_{23}C_6$ tienden a sumergirse entre sí, provocando que el Mo se desprenda del $M_{23}C_6$ y sea absorbido por el M_6C [36]. Otros autores han realizado tratamiento térmicos a aleaciones IN600 recientemente, donde mencionan que a diferentes tiempos de permanencia a 700 °C habrá empobrecimiento de Cr en la matriz, crecimiento de grano y formación de carburos tipo Cr, lo cual producirá sensibilización en sus propiedades mecánicas [2, 37]. Una de las características de los base níquel, es la adición de elementos sustitucionales que expande la matriz de Ni. Los carburos $M_{23}C_6$ son promovidos por el Cr, Mo y W [27, 38, 39]

2.8.3 Propiedades mecánicas y termo físicas

Wang y col. [40] realizaron un estudio en las propiedades mecánicas del Inconel 600 en uniones disímiles donde los carburos se alojaron en los límites de grano los cuales afectaron en sus propiedades de tracción e impacto. Es decir, ellos afirman que las grietas extensas en el límite de grano en las superficies de fractura de las muestras que fueron sometidas a pruebas mecánicas (tracción e impacto) contenían cantidades de carburos continuos en el límite de grano, los principales precursores de la disminución en la reducción del área. En el rango de temperaturas de 25 °C y 196 °C, los carburos que están en el límite de grano tienen poco efecto sobre las propiedades de tracción. Es importante mencionar que esta aleación tiene buenas propiedades termofísicas, tiene un punto de fusión de 1370-1425 °C, un coeficiente expansión térmica de 13.3 W/m³K.

2.9 Uniones disímiles de los aceros inoxidable suprausteníticos y aceros base Ni

El estudio elaborado por Cortés y col. [21] realizaron una unión disímil IN718-AL6XN utilizando un electrodo ER-FeNiCr2 donde el cordón de soldadura dio como resultado una estructura columnar dendrítica gobernada por el fenómeno de crecimiento competitivo. En ambos lados presentó un crecimiento de tipo epitaxial en ambas zonas de fusión, sin embargo, en el lado del AL6XN se formó la zona de no mezclado formada por la diferencia de rangos de temperatura de solidificación de las aleaciones. El estudio realizado por Herrera y col. [2] especifica los parámetros adecuados para el proceso GMAW en placas Inconel 600 utilizando



un alambre de relleno ER-NiCrMo-3. Encontraron que en el metal de soldadura se formaron granos columnares con fases secundarias (carburo, nitruros, carbonitruros y fases Laves) alojadas principalmente en los espacios interdendríticos. Otros autores, mencionan que durante la soldadura con el electrodo de ER-NiCrMo3 existe la micro segregación de elementos tales como Mo y Nb, lo cual surge en la precipitación de la fase Laves y de carburos NbC. La formación de un fase rica en Nb como la Laves puede provocar que surja agrietamiento durante la solidificación por el punto de fusión de esta fase [39]. Mortezaie y Shamanian [41] confirmaron que la alta segregación del Mo y Nb baja su coeficiente de k y por lo tanto produce una corrosión preferencial en el núcleo de las dendritas en una soldadura disímil entre Inconel 718 y acero inoxidable austenítico 310. Por otro lado, el empleo del proceso GTAW ha reportado una notable mejoría en las propiedades metalúrgicas y mecánicas en aleaciones base níquel esto debido a la disminución de segregación generada en este proceso por el gradiente térmico desde la interfase de la soldadura y el centro del MS, las estructuras de grano cambiaron de columnar a celular y equiaxial [42]. Se formó una zona de no mezcla (ZNM) cuando se empleó ERNiCrMo-3 debido a la diferencia en composición química. La presencia de Nb y Ti en la ZAT tiende a presentar zonas oscuras en el interior y a lo largo de los límites de grano. Sin embargo, el Nb, Mo y Ti tienden a mejorar las propiedades mecánicas [39].

Rahman y col. [43] descubrieron que el efecto del calor aportado durante el proceso de soldadura utilizando el electrodo ER-NiCrMo3 afecta en la microestructura de las uniones disímiles de los aceros inoxidables superausteníticos provocando cambios microestructurales en el metal soldado tales como precipitados en forma de aguja. Además, la microestructura presentó una zona no mezclada (UMZ, por sus siglas en inglés) en la línea de fusión de los lados SASS e Incoloy28 con todos los aportes de calor investigadas. La microestructura del metal de soldadura a base de Ni (ER-NiCrMo3) tiende a formar precipitados de NbC en forma de aguja y microsegregación de Mo dentro del metal de soldadura. Manikandan y col. [19] realizaron pruebas a Inconel 718 afirmando que existe una microsegregación y envejecimiento empleando tres niveles de velocidad de enfriamiento de la soldadura. Utilizando el proceso GTAW, la zona de fusión produjo una modificación debido al mayor



contenido de Mo en el metal de aporte. Sin embargo, la discontinuidad y continuidad de la formación de fases Laves se vio afectada por las velocidades de enfriamiento.

Jamaloei y col. [20] Afirman que existe un efecto de los parámetros de unión sobre la microestructura y propiedades mecánicas de las uniones transitorias de fase líquida de los sistemas Inconel 600 / BNi-2 / Inconel 718. Su estudio reveló que la zona del metal de soldadura es más ancha para tiempos de unión corto y temperatura baja. Las fases BNi, B-Cr, B-Ni-Si y Ni-3 sí se formaron en la zona del metal de soldadura. De la misma manera la composición y la morfología de los compuestos fueron diferentes en la ZAT de las superaleaciones Inconel 718 e Inconel 600. Se observaron carburos en la ZAT por la difusión de la superaleación Inconel 718 debido a la reducción de la solubilidad del carbono en la aleación de níquel por difusión de boro.

2.10 Fatiga

El proceso de cambio estructural progresivo, localizado y permanente que ocurre en un material sujeto a condiciones que producen esfuerzos y deformaciones fluctuantes en algún punto o puntos y que puede culminar en grietas o fractura completa después de un número suficiente de fluctuaciones, es conocido como fatiga [7, 44].

2.10.1 Modelos de Fatiga

- Modelo de tensión nominal ($S-N$). (1850- 1870)
- El modelo de tensión local ($e-N$) (1960-...
- El modelo de crecimiento de grietas por fatiga ($da/dN-dK$) 1960- ...
- El modelo de dos etapas, combina los modelos 2 y 3 para incorporar tanto la formación de grietas de fatiga macroscópicas (nucleación) como el crecimiento de la grieta por fatiga.

2.10.2 Superficie de fractura

Las características principales que tienen las superficies de fractura por fatiga tienen un origen único indica que presenta una falla con bajo nivel de esfuerzo, mientras que la

presencia de múltiples orígenes pueden ser el resultado ya sea de alto esfuerzo o altas concentraciones de esfuerzos [44]. La Figura 2.6 presenta una superficie de fractura en un acero, la cual comienza como una fisura muy pequeña que aumenta de tamaño a medida que se mantiene una tensión repetida hasta que se extiende por una parte considerable del material. La superficie de fractura por fatiga tiene un aspecto característico, suele tener una superficie lisa y mate, y con frecuencia tiende a presentar anillos concéntricos o "marcas de playa", que se extienden desde puntos discretos en los que se inició la fractura. Estas marcas suelen ser una característica de los fallos de servicio asociados a condiciones de carga no uniformes, intervalos de descanso y corrosión diferencial. La superficie de la fractura también tiende a ser menos lisa a medida que aumenta la velocidad de propagación de la grieta [45].

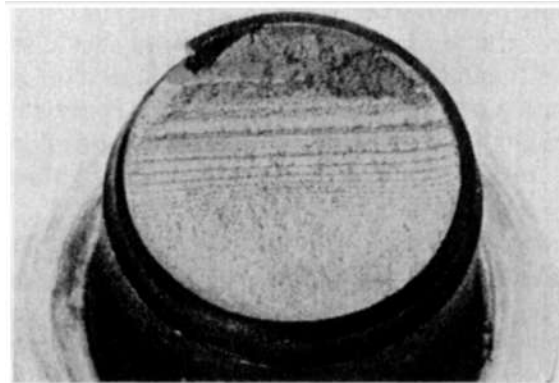


Figura 2.3. Típica falla por fatiga en la superficie de un acero.

La zona de fatiga es el área de crecimiento de grieta lento. Hay fallas por fatiga de bajo ciclaje donde el crecimiento de grieta ocurre en relativamente pocos ciclos, frecuentemente menos que cien. Sin embargo, en la mayoría de las fallas en maquinaria analizadas por Sachs, la grieta ha tardado entre 400,000 y 20,000,000 ciclos en crecer a lo largo de la superficie de fractura. El plano de esta zona de fatiga es muy importante, porque se desarrolla perpendicularmente al plano de máxima tensión en la pieza [44].

Las marcas de progresión o marcas de playa, muestran cómo ha crecido la grieta y sólo están presentes en las fracturas en las que se han producido variaciones sustanciales en la tensión del componente a medida que la grieta crecía a través de la pieza. Existen dos mecanismos



que generan marcas de progresión. Comúnmente se muestran en la parte más antigua de un fallo, donde presentan cambios bruscos en la carga, como en las fuerzas de arranque o paro. Sin embargo, en las últimas etapas de la vida de fatiga, muestran los ciclos de individuales esfuerzos [44].

Estriación por fatiga muestran cada ciclo de esfuerzos experimentados por la parte y son generalmente visibles solamente a magnificaciones extremadamente altas, mientras que las marcas de progresión son visibles a simple vista. En muchas aleaciones, como aceros inoxidables, las estriaciones por fatiga son muy difíciles de detectar. Las zonas de sobrecarga o zona de fractura rápida es la porción de la pieza donde la falla catastrófica final ocurre. Esta zona es macroscópicamente frágil. En esta área, la grieta se propaga aproximadamente $1/2$ la velocidad del sonido en el material [46]. El tamaño de la zona de sobrecarga indica la magnitud de la carga cuando la fractura final ocurre; así que, una zona grande de sobrecarga indica que la parte estaba altamente cargada al momento de la fractura final [44].

Marca de trinquete La presencia de marcas escalonadas (o trinquete) indican los orígenes múltiples de esfuerzos totales relativamente altos. Las marcas de trinquete pueden ser el resultado de esfuerzos altos en la pieza o de altas concentraciones de esfuerzo. Algunas combinaciones de estas marcas de trinquete y una zona de sobrecarga pequeña indican que la carga fue ligera, pero había alta concentración de esfuerzos. Además, observando los bordes de las marcas de trinquete, se puede saber si las fuerzas de torsión estuvieron implicadas en el fallo. Si el dobléz o tensión plano causan el fallo, los lados de las marcas de trinquete serán esencialmente perpendiculares la superficie de fractura [44].

Marcas de rio muestran la dirección de progresión de la grieta por fatiga. Las marcas de rio aparecen más frecuentemente en las secciones de crecimiento rápido relativo en la zona de fatiga y, otras que indican la dirección de crecimiento de grieta [44].

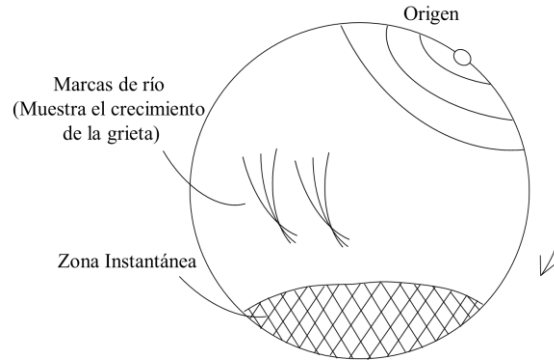


Figura 2.4. Marcas de río en la superficie de las probetas con falla por fatiga [46].

2.10.3 Cargas de Fatiga

Componentes mecánicos, estructuras y vehículos están sujetos a diversas historias de carga. En un extremo, sus historias pueden ser bastantes simples y repetitivas, en el otro extremo, pueden ser completamente aleatorias. La aleatoriedad, sin embargo, puede contener porciones sustanciales de cargas más determinadas. Tradicionalmente, el comportamiento de un material bajo fatiga se describe por el $S-N$ (o $\sigma - N$) [7]. La curva esfuerzo de amplitud constante versus tiempo. Las definiciones de esfuerzo alternante, S_a . Promedio, S_m , máximo, S_{max} , mínimo, S_{min} y rango ΔS , son indicadas. Las relaciones algebraicas entre estos términos son:

$$S_a = \frac{\Delta S}{2} = \frac{S_{max} - S_{min}}{2} \quad (2.1)$$

$$S_m = \frac{S_{max} + S_{min}}{2} \quad (2.2)$$

$$S_{max} = S_m + S_a \quad (2.3)$$

$$S_{min} = S_m - S_a \quad (2.4)$$

Los esfuerzos de tensión o compresión son tomados algebraicamente como positivos y negativos, respectivamente. El rango de esfuerzo, R , y el rango de esfuerzos alternante, A ,



son frecuentemente usados en la literatura de fatiga, donde:

$$R = \frac{S_{min}}{S_{max}} \quad (2.5) \quad \text{y} \quad A = \frac{S_a}{S_m} \quad (2.5)$$

$R = -1$ y $R = 0$ son dos condiciones comunes de prueba de referencia usadas para obtener las propiedades de fatiga. $R = -1$ es llamada condición "completamente reversible ya que S_{min} igual a $-S_{max}$; $R=0$ donde $S_{min} = 0$ es llamada "tensión pulsada" [7, 44].

2.10.4 Curva S-N

Existen algunas definiciones que son usados en el diagrama S-N, de acuerdo a la ASTM E1823 [44].

La vida a la fatiga (N_f): es el número de ciclos de esfuerzo o deformación de carácter específico que un espécimen dado sostiene antes de la falla de una naturaleza específica ocurra [44].

Resistencia a la fatiga (S_{Nf}): es un valor hipotético de esfuerzo en la falla para exactamente N_f ciclos, tal como se determina en el diagrama S-N [44].

El límite de fatiga (S_f): es el valor limitante de la resistencia a la fatiga media cuando N_f se vuelve muy grande [44].

Aquí S es el esfuerzo nominal aplicado, usualmente tomado como el esfuerzo alternante, S_a , y N_f es el número de ciclos o vida a la falla, donde la falla es definida como fractura. Las curvas de amplitud constante S-N de estos tipos son trazadas en coordenadas semilogarítmicas o coordinas log-log y frecuentemente contienen menos puntos de datos [44]. La discontinuidad o "curvatura" en la curva S-N. Ha sido encontrada solamente en pocos materiales como los aceros de baja y mediana resistencia 10^6 y 10^7 ciclos bajo condiciones no corrosivas. La mayoría de los materiales no contienen una curvatura aún bajo condiciones ambientales cuidadosamente controladas. La cantidad suficiente de datos han sido tomados a diferentes niveles de esfuerzo, las curvas S-N son usualmente trazadas a través de las vidas

medias, así mismo representan el 50 % de probabilidad de falla [44].

2.10.5 Daño acumulado y vida a la fatiga

Muchos componentes y estructuras están sometidos a una serie de cargas fluctuantes, niveles medios de esfuerzo y frecuencias variables. Las teorías de daño acumulado pretenden predecir la vida de un componente sometido a condiciones de amplitud variable, a partir de los datos obtenidos en ensayos simples de amplitud constante [7].

Básicamente, estas teorías consideran que la fatiga es un proceso de acumulación de daños en un material hasta alcanzar un determinado daño máximo tolerable. En otras palabras, el fenómeno de fatiga se considera un proceso de agotamiento de la vida (o ductilidad) inherente a un material. Un diagrama esquemático de la vida de la fatiga, mostrado en la figura 2.10 (a), aclara el concepto [7].

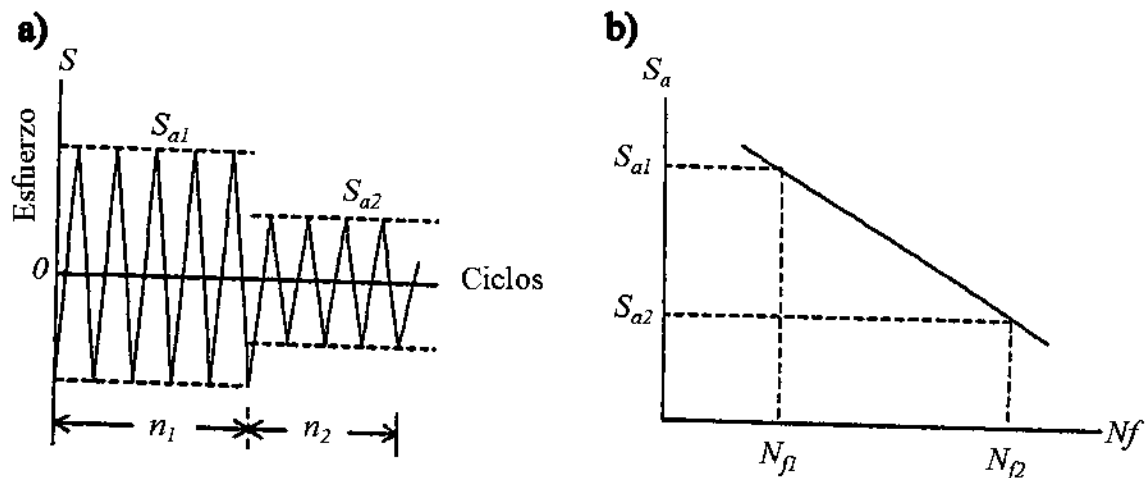


Figura 2.5. Bloques de esfuerzo de amplitud contante y curva $S-N$. a) Bloques de amplitud constante. b) Curva $S-N$ [7].

2.10.6 Teoría del daño lineal acumulativo o Regla de daño lineal de Palmgren-Miner.

El daño causado por un ciclo es definido como $D=1/N_f$, donde N_f es el número de repeticiones de este mismo ciclo que iguala la vida media a la falla. El daño producido por n de estos ciclos es entonces $nD= n/N_f$. La figura 2.10, muestra dos bloques de ciclos de esfuerzo de amplitud constante, y la curva $S-N$ correspondiente, con vidas a la fatiga a amplitudes de



esfuerzo S_{a1} y S_{a2} indicados por N_{f1} y N_{f2} respectivamente. El efecto de daño n_i ciclos a una amplitud de esfuerzos S_{a1} se supone que es de $n_1 D_1 = n_1 / N_{f1}$, mientras que el efecto de daño de n_2 ciclos a una amplitud de esfuerzos S_{a2} se supone que es de $n_2 D_2 = n_2 / N_{f2}$. Similarmente, la razón de ciclo es el daño causado por n_i ciclos a una amplitud de esfuerzos S_{ai} es $n_i D_i = n_i / N_{fi}$. La falla se predice cuando la suma de todas las razones se vuelve 1 o 100 por ciento [7].

La relación de las sumatorias expresa la regla de daño lineal, propuesta por Palmgren y Miner [7]:

$$\sum \frac{n_i}{N_{fi}} = \frac{n_1}{N_{f1}} + \frac{n_2}{N_{f2}} + \dots = 1 \quad (2.7)$$

2.11 Investigaciones de fatiga en aleaciones base níquel y aceros inoxidables superausteníticos.

Algunas investigaciones sobre el acero AL6XN se han realizado principalmente centrándose en la resistencia a la corrosión. Yun y col. [47] realizaron un estudio sobre las características de superficie de fractura del acero inoxidable súper austenítico AL6XN fatigado a diferentes amplitudes de esfuerzo. El estudio fue realizado en tres zonas características de la superficie de fractura en la zona de origen (o iniciación), zona de crecimiento de grietas y área de fractura rápida final, las características de la fractura por fatiga están más o menos relacionadas con la amplitud de tensión aplicada $\Delta\sigma/2$. El aumento de $\Delta\sigma/2$ cambió gradualmente el origen de la zona de grieta teniendo estrías de fatiga regulares y formación de grietas secundarias. Otro estudio realizado por Metrovich y col. [48] evaluaron el comportamiento a la fatiga en vigas de AL6XN y encontraron que los defectos de soldadura iniciaron en el crecimiento de grieta por las discontinuidades internas como la porosidad, óxidos atrapados y la falta de fusión.

Cortés y col. [6] realizaron un estudio del comportamiento a la fatiga de las uniones soldadas de acero inoxidable AL6XN con y sin interacción electromagnética de baja intensidad (EMILI electromagnetic interaction of low intensity, por sus siglas en inglés), donde evaluaron una amplitud de tensión constante ($\Delta\sigma/2$) entre 135-170 MPa y carga uniaxial



($R=0.1$), en el cual encontraron que la soldadura con EMILI tiene un efecto positivo cerca del límite de fatiga. La observación de las fracturas indicó que las fallas iniciaron en la superficie de las probetas en el metal de soldadura, debido a la concentración de esfuerzos inducidos por la presencia abundante de precipitados ubicados a lo largo de los espacios interdendríticos de la junta soldada. Estas partículas actuaron como agentes nucleantes de fisuras, lo cual provocó la propagación de fisuras en la soldadura.

Meng y col. [15] investigaron el comportamiento de fatiga de bajo ciclaje (LCF, por sus siglas en inglés) del acero AL6XN, en el cual reportaron que a elevadas temperaturas el ciclo de vida de fatiga se reduce, debido a la difusión entre los átomos de soluto como el Cr y Mo y la respuesta negativa a la velocidad de deformación. A este fenómeno se le conoce como envejecido por deformación dinámica (DSA por sus siglas en inglés). Además, mostraron que la estructura de dislocación cambia de una estructura celular a una de las bandas de deslizamiento planares, las cuales sirven como sitios de grieta.

Kwon y col. [49] elaboraron un estudio en pruebas de fatiga por fricción de la aleación Inconel 600 a temperatura ambiente y 320°C , haciendo una comparación con el fenómeno de fatiga convencional. Los investigadores desarrollaron un aparato compuesto por un anillo de prueba, brazos y tornillos de carga con el fin de realizar la condición de fricción. Los resultados presentaron que la elevación de la temperatura redujo la resistencia a la fatiga tanto a temperatura ambiente como a 320°C , con una reducción de fatiga aproximadamente del 70% en 10^7 ciclos.

De acuerdo a Cortes y col. [10] realizaron un estudio del comportamiento de fatiga en la unión disímil Inconel 718-AL6XN, donde mostraron que el coeficiente de resistencia a la fatiga más elevado corresponde a la aleación IN718 (4456.5). Esto se atribuye a que posee el mayor esfuerzo de cedencia (730.9 MPa). Sin embargo, este material presentó el exponente más negativo (-0.1907). Lo que tiende a disminuir la vida de fatiga en comparación a la aleación AL6XN y la soldadura disímil. La disminución de resistencia a la fatiga en el IN718 se asocia a la presencia de fases secundarias frágiles como Laves debido a que promueve la iniciación y propagación de grietas.



Briones y col. [11] llevaron a cabo un estudio para una unión disímil AL6XN-316L soldada por el proceso GMAW donde evaluaron el efecto de dos entradas de calor y el daño acumulado por fatiga. El bajo aporte térmico (BAT) (1.1 kJ/mm) tuvo como consecuencia que el daño acumulado por fatiga promoviera la reducción gradual de la respuesta elástica de las muestras soldadas. En el caso del alto aporte térmico (AAT) (1.6 kJ/mm), el daño por fatiga acumulado cambió la respuesta mecánica de la junta soldada debido a que la fractura se generó en el metal de soldadura. Provocado por las diferencias de tamaño de dendrita y espacios interdendríticos formados en el metal de soldadura, estas partículas fueron generadas por ser ricas en Mo- Nb. El daño acumulado por fatiga generó una fractura en el metal base 306L del BAT. Para el AAT presentó la ubicación de fractura desde la línea de fusión al 0% de daño a la zona de fusión, donde las superficies de fractura son casi planas y tuvo un flujo plástico mínimo de acuerdo a las curvas esfuerzo- deformación.



CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este capítulo se presenta de manera más detallada la elaboración de este proyecto, donde señalo los materiales utilizados, parámetros de soldadura y el procedimiento de la caracterización mecánica y microestructural.

3.1 Materiales

El trabajo experimental para el desarrollo de este trabajo consistió en emplear el proceso de soldadura GMAW para la unión de las aleaciones Inconel 600 y AL6XN, mientras que la segunda etapa consistió en el estudio del daño por fatiga en las propiedades mecánicas.

Se realizaron tres soldaduras disímiles utilizando las aleaciones AL-6XN, IN600 y electrodo ER-NiCrMo3 cuyas composiciones químicas se presenta en la Tabla 3.1. Las dimensiones de las piezas fueron de 6.35 mm de espesor de las aleaciones AL6XN-IN600. Las placas de la aleación IN600 fueron tratadas térmicamente en un horno mufla a 700 °C por 300 horas con el propósito de envejecer el material y simular que son placas que estuvieron en operación.

Tabla 3. 1. Composición química de los materiales a utilizar (% en peso).

Material	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Nb	Ti	Fe	Mo	P	S
IN600	0.018	0.197	0.219	16.33	73.2	0.125	0.038	0.267	9.107	0.0081	0.075	0.01
AL6XN	0.03	2.0	1.00	21	24.50	0.75	----	----	Bal	6.50	0.04	0.03
ER-NiCrMo3	0.01	0.1	0.15	22	65.13	----	3.6	0.4	0.3	8.7	<0.01	0.15

3.2 Proceso de soldadura

Se utilizó una máquina semiautomática de soldadura con protección de gas inerte y electrodo metálico consumible. El material de aporte que se uso fue el electrodo ER-NiCrMo3 de 1.2 mm de diámetro cuya composición química se presenta en la tabla 3.1. Las variables operativas del proceso se ajustaron para producir una transferencia de metal por rocío y soldar las placas con preparación en simple V, como se muestra en la Figura 3.1. En el diseño de la junta se evitó el talón para asegurar la fusión total de las paredes de los materiales base y

penetración completa ya que las aleaciones base níquel tienen poca fluidez. La soldadura de las placas se realizó en una pasada de soldadura con corriente directa y el electrodo conectado al polo positivo de la fuente de soldadura de potencial constante. La pileta líquida de soldadura se protegió con el gas de protección Ar + 3%N₂ + 2%O₂ con flujo de 16.5 L/min. La antorcha con una distancia de trabajo de 10 mm se desplazó a 3.6 mm/s mientras que el electrodo fue alimentado a 100 mm/s con un potencial de 30 V.

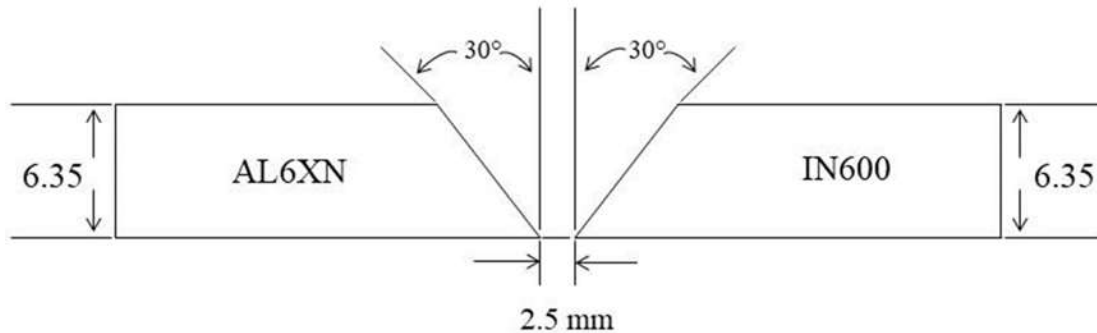


Figura 3.1. Diseño y dimensiones (mm) de la junta soldada disímil.

Para estimar el calor aportado de los materiales base durante la soldadura se utilizó la ecuación (2.1) [50]. En cada proceso de soldadura se considera una eficiencia característica, en el caso de uniones utilizando el proceso GMAW han sido citadas en un amplio rango de eficiencia (η) de 69 a 91 % [51, 52]. En este proceso de soldadura se consideró una eficiencia, η , del 75% de acuerdo a estudios realizados por otros autores [2, 53]. El calor aportado de acuerdo a los parámetros de soldadura utilizados fue de 1.475 kJ/mm.

$$Q = \eta \frac{VI}{v} \quad (2.1)$$

Dónde:

Q = Calor de aporte (J/mm)

η = Eficiencia del proceso de soldadura

V = Voltaje (V)

I = Intensidad de corriente (A)

v = Velocidad de soldadura (mm/s)



3.3 Caracterización microestructural

Para estudiar la microestructura resultante en la unión soldada IN600-AL6XN se realizaron 6 cortes de las placas soldadas con dimensiones de 50 x 8 x 6.35 mm cortadas, en donde fueron rectificadas y se pulieron hasta llegar a un acabado espejo mediante el uso de una preparación metalográfica convencional. La microestructura fue revelada con un ataque electrolítico de 15 mL HCl + 5mL HNO₃ + 10mL de glicerina por 200 s para el AL6XN y para el IN600-ER-NiCrMo₃, 25 mL H₂O + 25 mL HCl + 2.5 g CuSO₄ 13s 4V. Estos ataques químicos revelaron una estructura de grano y/o fases presentes al ser observadas mediante un microscopio óptico y electrónico. De la misma manera, se caracterizó el material por zonas de interés para revelar la microestructura de la unión disímil en ambos lados de la junta IN600-AL6XN del material base en el metal de soldadura. La microestructura de los materiales base tuvieron el mismo procedimiento. Las muestras con mayor interés se observaron mediante la técnica de difracción de electrones retrodispersados (por sus siglas en inglés EBSD) mediante el microscopio MEB (marca JEOL® modelo JSM 7600F). Las cuales se sometieron a un electropulido con una solución de 80 % de ácido acético y 20 % de ácido perclórico a 15 V. Terminando con una limpieza de baño ultrasónico utilizando acetona como solvente.

3.4 Caracterización mecánica

3.4.1 Mediciones de Microdureza

Se realizaron barridos de microdureza Vickers HV₁₀₀ marca Mitutoyo modelo HM 200 de carga automática con penetrador de punta de diamante piramidal, de manera transversal a los cordones de soldadura aplicando una carga de 100 g durante 15 segundos de acuerdo a la norma ASTM-E384-01 [54]. La distancia entre indentaciones fue de cada 100 μm. En algunas zonas se pretendió que el espaciamiento fuera menor, debido a que la zona de la interfase (ZAT) es de las zonas más pequeñas, pero de mucho interés. Se realizaron barridos de microdureza a tres niveles con respecto a la altura de la soldadura como se ilustra en la Figura 3.2. Como referencia a los materiales base también se les realizaron mediciones de microdureza.

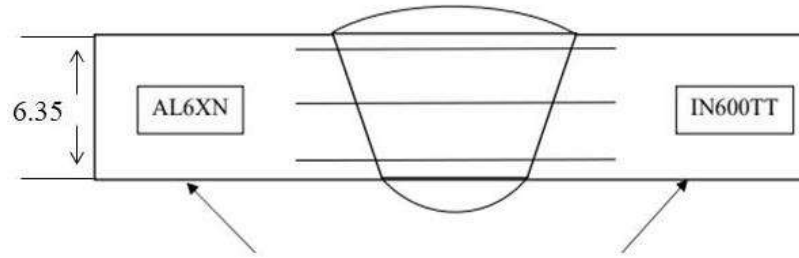


Figura 3.2. Sección transversal de la soldadura disímil AL6XN/IN600 TT indicando los niveles en los cuales se realizaron los perfiles de microdureza.

3.4.2 Ensayos de tensión

Se maquinaron probetas de tensión como se ilustra en la Figura 3.3 y se realizaron ensayos en la condición de soldadura y a los materiales base con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 0.005 mm/s. Las curvas esfuerzo-deformación fueron modeladas por la ley de Hooke en la parte elástica y en la parte plástica mediante el modelo de potencia de Ramberg-Osgood [7] se llevo a cabo en una máquina servo hidráulica marca MTS modelo 370 de 100 kN de capacidad.

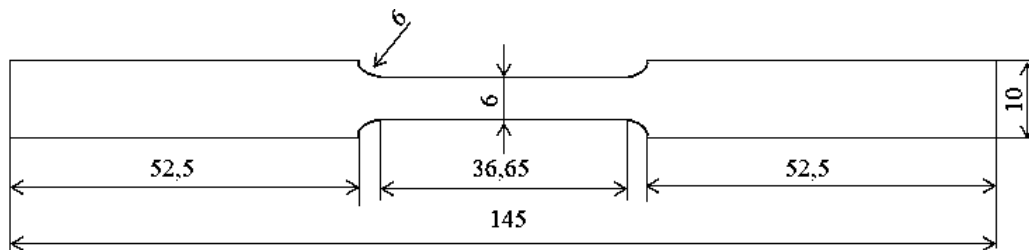


Figura 3.3. Geometría de los especímenes para el ensayo de tracción uniaxial de acuerdo con la norma ASTM E8/E8M, dimensiones en mm.

3.4.3 Evaluación del comportamiento a la fatiga.

Las placas soldadas se cortaron y se maquinaron 6 probetas rectangulares de acuerdo a la configuración y dimensiones que establece la norma ASTM E466-96 [55] como se muestra en la figura 3.4. El cordón quedó a la mitad de la zona reducida de la probeta. El maquinado de las probetas se realizó con bajas profundidades de corte, con el fin de minimizar la posible introducción de esfuerzos residuales durante la operación, dejando un remanente de material

de 0.125 mm para evitar el factor de concentración de tensión que se produce por la soldadura.

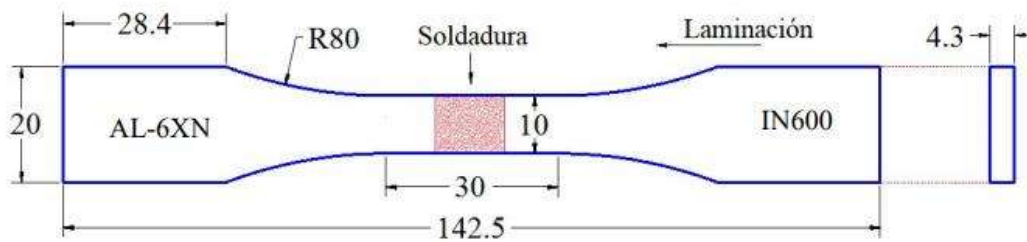


Figura 3.4. Geometría de los especímenes para el ensayo de fatiga y evaluación del efecto por daño acumulado por fatiga en las propiedades de resistencia a la tensión.

Las superficies mecanizadas se lijaron con papel de carburo de silicio hasta una granulometría de 3000, procurando que fuera siempre longitudinalmente en el sentido de laminación y conservar el paralelismo entre caras. Finalmente, las superficies de la zona reducida de prueba de las probetas fueron pulidas hasta acabado superficial espejo, utilizando un disco de felpa de lana y pasta de alúmina de 3, 1, y 0.05 μm . La Figura 3.5 muestra la vista frontal y lateral respectivamente de las probetas de fatiga con acabado espejo. De la misma manera se realizaron mediciones de rugosidad superficial (R_a) utilizando perfilometría óptica tridimensional sin contacto con el equipo NANOVEA PS50 3D.

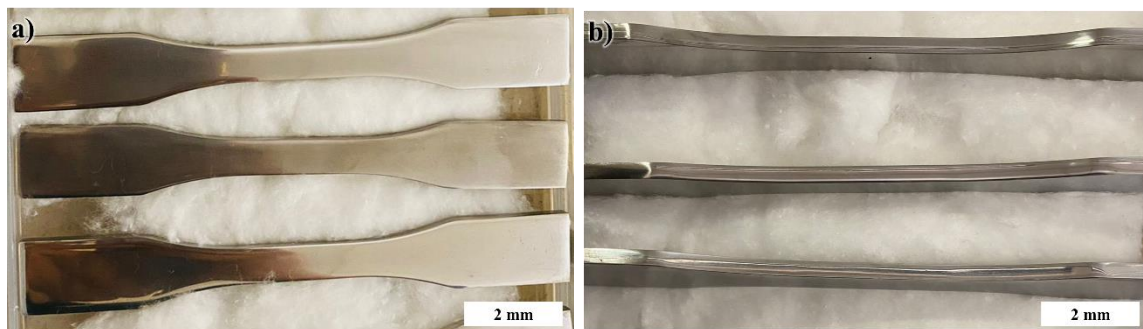


Figura 3.5. Probetas pulidas con acabado espejo, a) vista frontal y b) vista lateral.

El comportamiento de vida a la fatiga de la soldadura disímil, se llevó a cabo en una máquina servo hidráulica controlada por computadora, marca MTS modelo 370 de 100 kN de capacidad con una carga cíclica uniaxial de tensión-compresión en forma de onda sinusoidal



de 12 Hz a temperatura ambiente en aire atmosférico (25°C) con una relación de esfuerzos, $R=0.1$. Los parámetros del ensayo de fatiga fueron calculados con las ecuaciones mostradas en el capítulo 2 (2.10.3) iniciando con el 95% del valor del esfuerzo de cedencia máximo que se obtuvo de los ensayos de tensión de las juntas soldadas, considerando aplicar un intervalo de esfuerzos de tensión y compresión (ΔS) contra el número de ciclos hasta la falla (N_f) dentro del rango elástico para caracterizar el comportamiento de vida a la fatiga ($\Delta S - N_f$) [7].

3.4.4. Efecto del daño acumulado por fatiga en las propiedades mecánicas de la soldadura disímil.

Se aplicó un nivel de daño por fatiga alrededor de tres niveles; bajo ($D=25\%$), medio ($D=50\%$) y alto ($D=95\%$) para evaluar el efecto de este daño en las propiedades mecánicas de la unión disímil. Las probetas con daño acumulado por fatiga se ensayaron a tensión a velocidad de desplazamiento del cabezal de 0.005 mm/s y se utilizó un extensómetro para medir la deformación.

3.4.5 Fractografía

Después de realizar los ensayos mecánicos, se analizaron las probetas con los diferentes daños acumulados y se cortaron a 90 mm de distancia respecto a la zona afectada, sin causar daño, ni contaminar la superficie. Los análisis de fractografía de las probetas ensayadas tanto en tensión de los materiales base y de la junta soldada se analizaron mediante MEB a diferentes magnificaciones y se realizaron los análisis de EBSD con la misma metodología y preparación que los materiales base y juntas soldadas.



CAPÍTULO 4. RESULTADOS

En el presente capítulo muestra el análisis y discusión de resultados obtenidos de la junta soldada IN60TT-AL6XN mediante el proceso GMAW con un material de aporte ERNiCrMo3, siguiendo la secuencia descrita en la sección anterior.

4.1 Caracterización microestructural

4.1.1 Microestructura del acero inoxidable AL6XN

La Figura 4.1 a) y b) presenta la microestructura característica del acero inoxidable superaustenítico AL6XN observada en el microscopio óptico. Ambas micrografías muestran una microestructura completamente austenítica con granos equiaxiales acompañadas de la presencia de maclas, dichas maclas son ocasionadas por la deformación durante la laminación. La Figura 4.1 a) exhibe líneas horizontales de color negro llamadas bandas de composición. Esta característica microestructural se atribuye a la partición de elementos durante la solidificación como el Mo y Cr y el agotamiento de Ni. En estas bandas existe un rechazo de soluto que llega a incrementar la concentración de Mo y Cr, promoviendo un aumento en la precipitación de fase sigma, ya sea por la formación de ferrita o la posterior descomposición de austenita y fase sigma en las interfases a través de una transformación eutectoide, o dentro de una austenita transformada que dio lugar a la formación de bandas de composición. En general, se considera que estas segregaciones y la consecuente formación de fase sigma es perjudicial en las propiedades mecánicas de la aleación AL6XN, ya que estas partículas participan como concentradores de esfuerzos y fragilizan el material. Lewis y col. [56] mencionan en su estudio que el agotamiento de Cr y Mo en la matriz austenítica que rodea estas partículas puede aumentar la susceptibilidad a la corrosión en esta área y, por lo tanto, puede afectar el rendimiento del material. Otros investigadores [5, 57] confirman que las bandas de composición se forman en el procesamiento del material, subsecuente de la laminación provocando el alargamiento de estas regiones enriquecidas en soluto.

La Figura 4.2 presentan los resultados obtenidos de la caracterización del material en el microscopio electrónico de barrido (MEB). La imagen de la microestructura evidencia las bandas de composición cerca de las líneas centrales tal y como se indica en la figura 4.2 a)

(elipse negra), mostraron la segregación de Cr y Mo que constituyen a las bandas de composición generadas durante el conformado. Esto es provocado por el rechazo que existe de la superficie de la placa hacia el centro, ocasionando el rechazo en regiones interdendríticas resultado de una segregación de elementos.

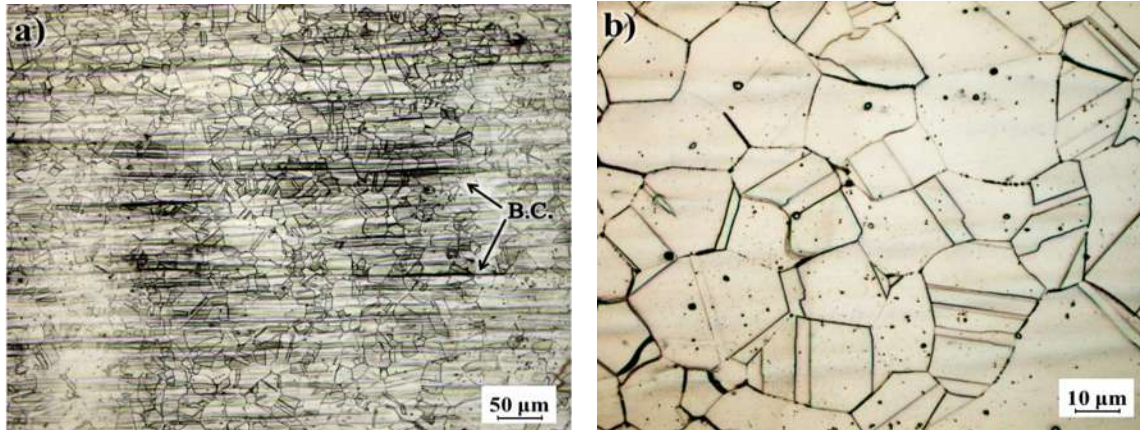


Figura 4.1. Microestructura del acero inoxidable AL6XN mediante el microscopio óptico. a) Presencia de bandas de composición y b) maclas transgranulares.

La Figura 4.2 b) y c) presenta el análisis de mapeo elemental de la distribución de los elementos presentes en el material base. Donde se confirma que el incremento de Mo en estas bandas es perjudicial, ya que existirán zonas con mayor contenido y otras con un empobrecimiento lo que dejara al material susceptible a la corrosión localizada, inclusive por el ataque químico se alcanza a observar algunas picaduras localizadas y la coloración que ocurre en el material no es uniforme por este fenómeno de segregación.

La técnica EBSD contribuye a la mejora en la caracterización microestructural de los materiales. La Figura 4.3 a) muestra los granos austeníticos equiaxiales correspondientes al material base AL6XN. La Figura 4.3 b) presenta los resultados correspondientes de la figura inversa de polos en el eje X (por sus siglas en inglés IPFX) donde se observa la geometría y orientación de los granos mostrando diferentes tonos de colores, debido a la orientación cristalográfica que presenta cada grano. Existe una variación del tamaño de grano que oscilan alrededor de 40-80 µm promedio.

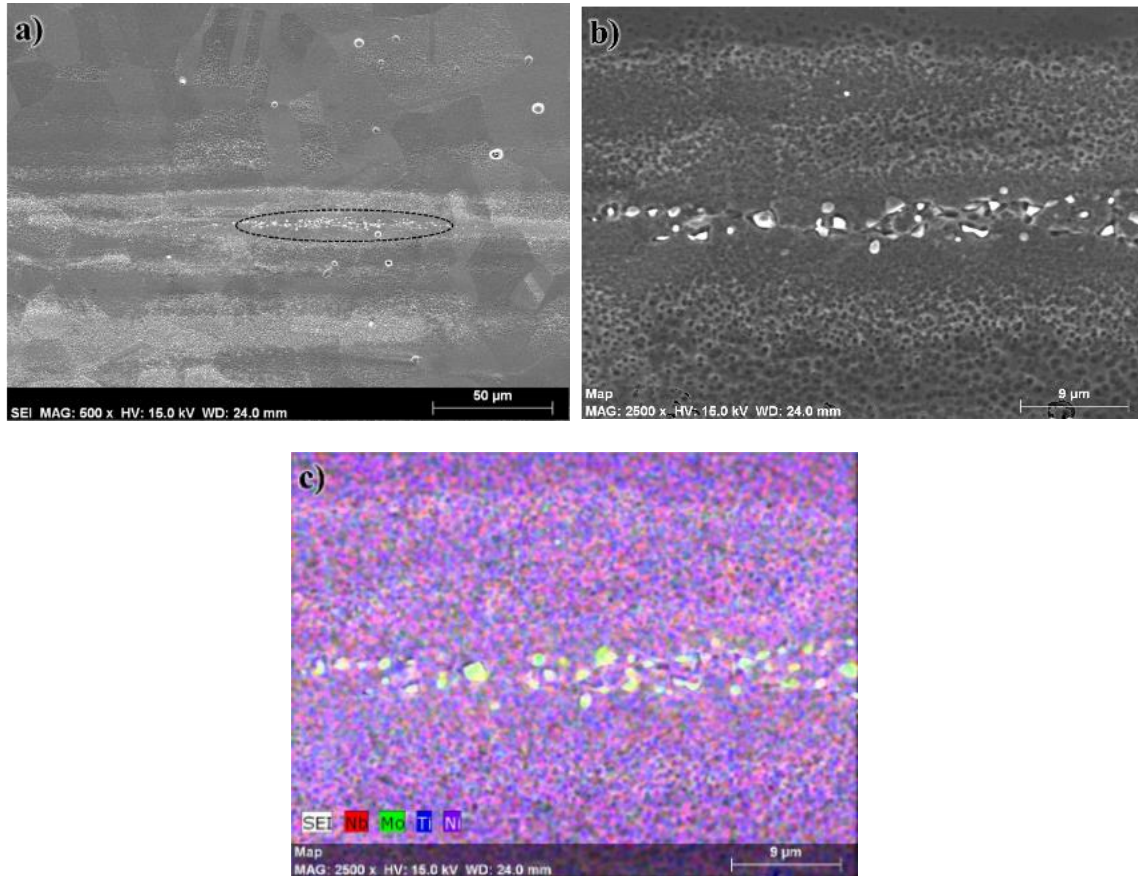


Figura 4.2. Micrografías tomadas mediante MEB del acero inoxidable AL6XN. a) Región de la bandas de composición, b) detalle microestructural del material base en el centro del espesor y c) mapeo elemental de la zona centro del material base.

Es notable la presencia de maclas provocadas por el proceso de fabricación del material facilitando el deslizamiento de dislocaciones. La diferencia del tamaño de grano es debido a una diferencia de velocidad, deformación y temperatura. Algunas investigaciones [56, 58] reportan que con un tamaño de grano más pequeño, se obtienen valores mayores en la resistencia a la fluencia, de resistencia a la tensión y dureza, y menores valores para los de tamaño de grano mayor (Figura 4.3 (a-b)).

En la Figura 4.3 c) se realizó un mapa de fase donde existe un color distinto dependiendo de su estructura cristalina, lo cual es notorio que el color predominante es el verde correspondiente a la fase austenítica (FCC).

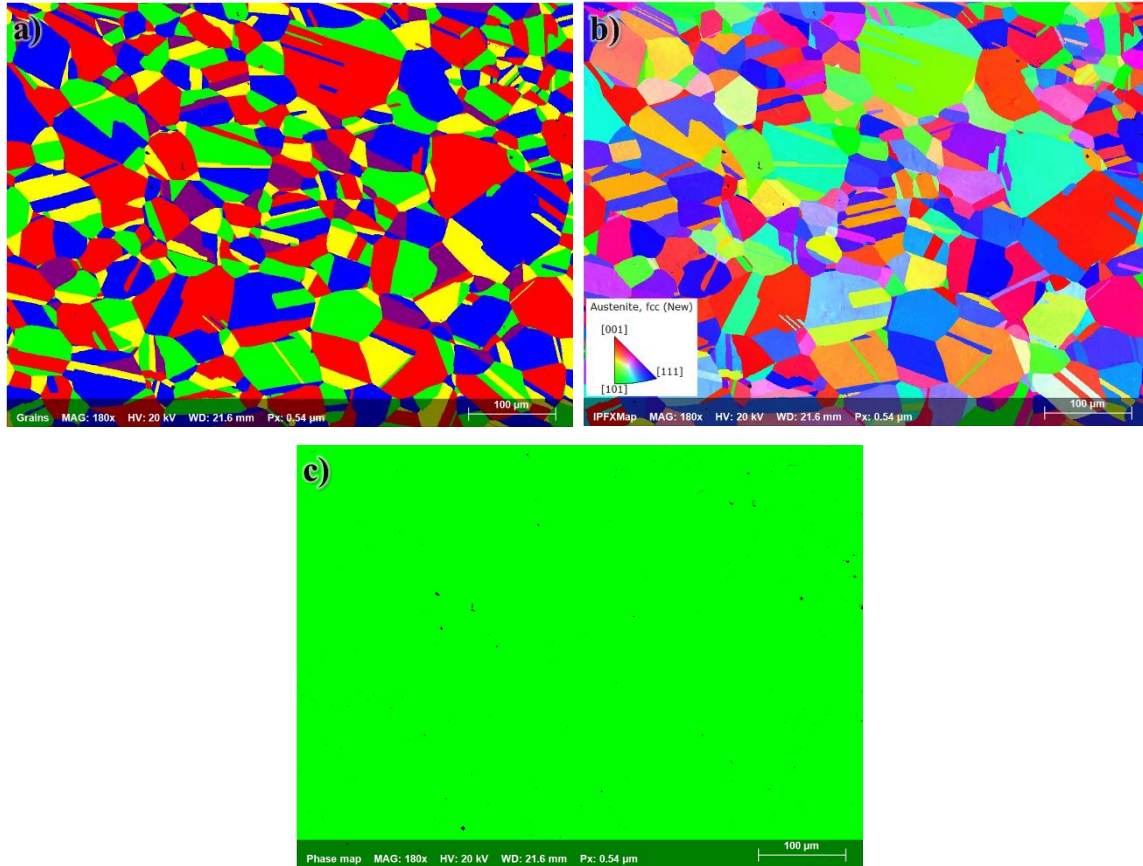


Figura 4.3. EBSD del material base AL6XN. a) granos austeníticos, b) IPFX y c) mapa de fase.

4.1.2. Microestructura IN600

La Figura 4.4 presenta la aleación Inconel 600 en condición de recibido. En la Figura 4.4 a) Se observa una estructura completamente austenítica con granos equiaxiales y dentro de la matriz la presencia de maclas de recocido generadas por el proceso de rodado en frío. De acuerdo al ataque empleado, se colorearon los carburos y nitruros ricos en Ti de color naranja como lo señalan los círculos de color negro (Figura 4.4 (b)). Estos carburos y nitruros se alojaron aleatoriamente dentro del grano y en los límites de grano. Tienden a ser pequeños, tener formas angulares y son estables por debajo del punto de fusión de la aleación.

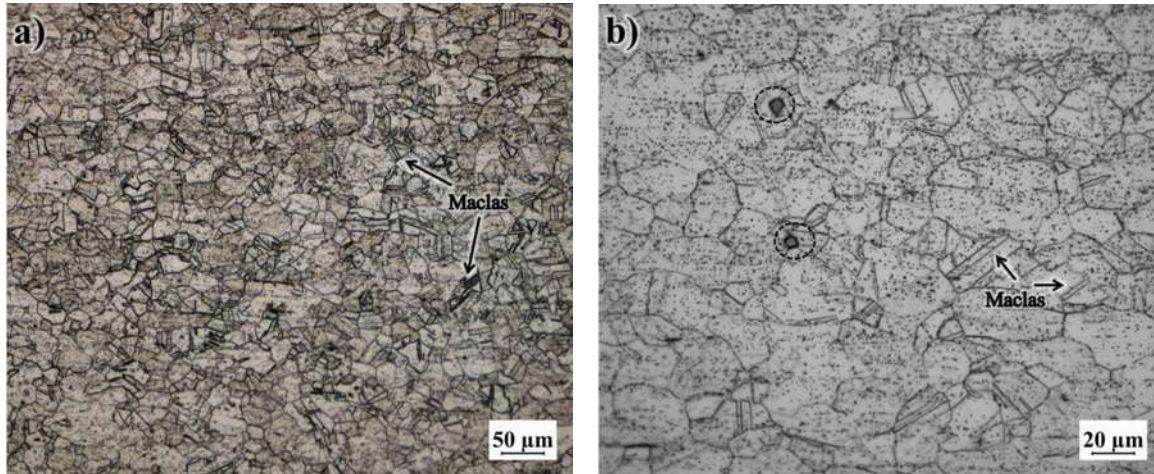


Figura 4.4. Micrografía de la aleación Inconel 600 en condición de llegada mediante microscopía óptica.

La Figura 4.5 a) presenta la microestructura del Inconel 600 mediante el MEB. La formación de maclas en los granos austeníticos es ocasionado por el trabajo en frío en dirección de laminado. Es importante mencionar que, a más magnificaciones, se observan precipitaciones de carburos $M_{23}C_6$ y MC en algunos límites de grano y dentro de la matriz austenítica M_7C_3 , donde M es Cr . La afinidad del C para formar carburos se da en el orden $TiC < NbC > Cr_{23}C_6 > Cr_7C_3$ [37]. De igual manera, también existe precipitación de nitruros, carburos y una combinación de ambos llamada carbonitruros de Ti . La Figura 4.5 a) muestra el contenido de elementos de la matriz austenítica y los precipitados. El mapeo reveló que la partícula corresponde en forma geometría de rombo, es de nitruro de Ti (TiN) y se confirma con el análisis EDS que se muestra en la Figura 4.5 b). La precipitación de estas partículas es debido a la baja solubilidad del Ti en la austenita y su alta afinidad con el nitrógeno para formar nitruros. Sin embargo, alrededor del TiN presenta precipitados de carburo ricos en Cr y C (Figura 4.5 c)). De la misma manera, se observan algunos microhuecos en los límites de grano y en el centro del grano que corresponden a algunos carburos que por el ataque químico se desprendieron de la matriz. De acuerdo a los datos obtenidos de los análisis EDS (Figura 4.5 (c-d)), confirma que la inclusión en forma de rombo, es correspondiente a TiN . Este tipo de precipitados tiende a presentar otra forma geométrica en forma de cubo y la principal causa de la formación es la baja solubilidad del Ti en la austenita en sistemas de aleaciones $Fe-Cr-Ni$ [34, 59].

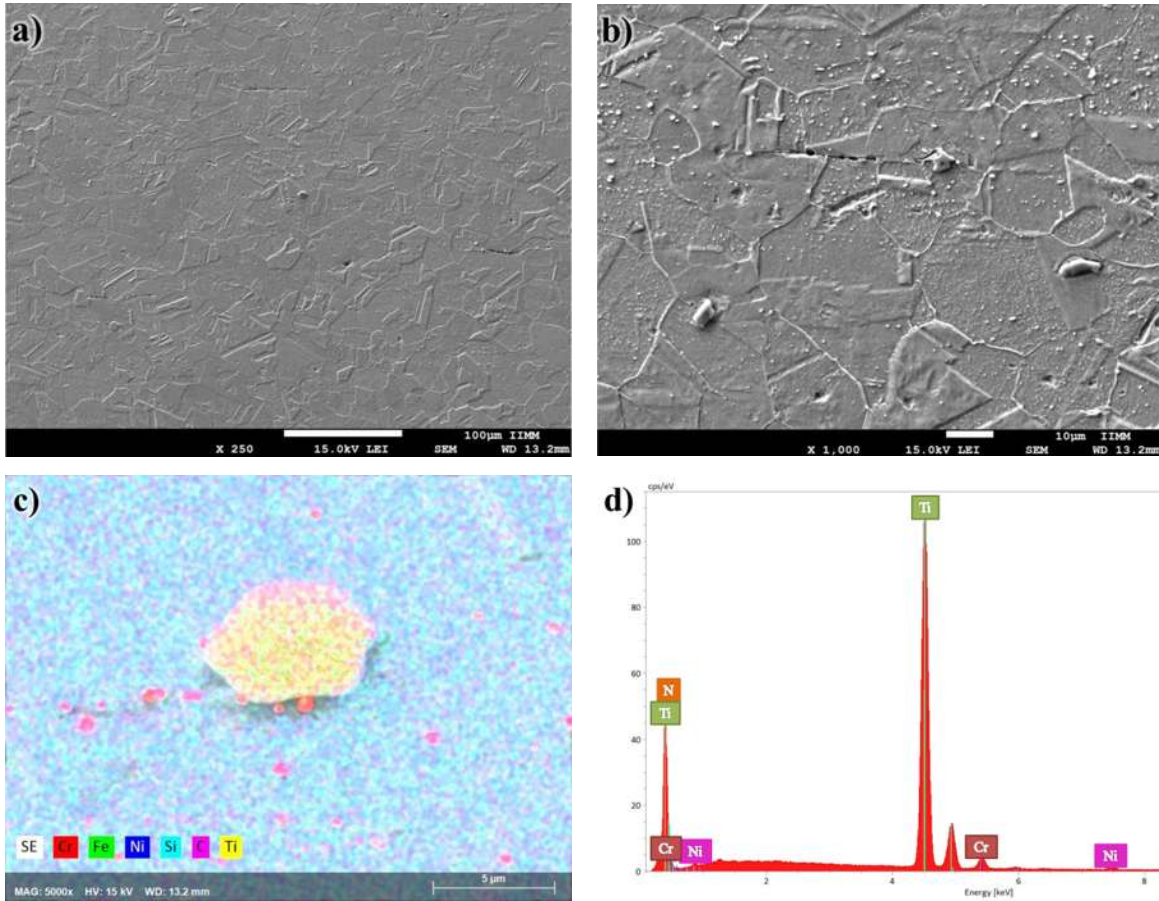


Figura 4.5. Micrográficas de aleación Inconel 600 por microscopía electrónica de barrido. a) 250x, b) 1000x, c) mapeo elemental y d) espectro de composición de la partícula.

4.1.3 Microestructura del Inconel 600 TT

La Figura 4.6 presenta la microestructura Inconel 600 tratado térmicamente. Se observa una estructura más homogénea como resultado del crecimiento de grano en la matriz. Los límites de grano son más sensibles al ataque químico debido a las altas concentraciones de Cr, ocasionando la precipitación de carburos que se alojan en los límites de grano (Figura 4.6 a-b). La pieza al sobrepasar temperaturas arriba de 540°C, los carburos empiezan a precipitar en los límites de grano lo cual provoca que esta zona es susceptible a ataques intergranulares en medios agresivos [34, 37]. Por medio de la energía de activación Q y los coeficientes de difusión se calcularon las distancias en las que difunden el Cr y Fe en el Ni a 700°C en 300 h. El Fe alcanza una difusividad de $3.8 \times 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$ mientras que el Cr alcanzó una difusividad de $4.3 \times 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$.

$$D = D_0 e^{\frac{-Q}{R}}$$

Donde:

D= Es la distancia de difusión

D₀= Coeficiente de difusión

D₀ de Fe = 8.0x10⁻⁵ m²/sec

D₀ de Cr = 1.1x10⁻⁴ m²/sec

Q= Energía de activación

R= Constante universal de los gases ideales

Al estar sometida a 700 °C permitió que alcanzará la formación de carburos de cromo (Cr₂₃C₆) teniendo un enriquecimiento en los límites de grano y empobreciendo la matriz austenítica. Por debajo de 760 °C el carburo de Cr₂₃C₆ también precipita [60].

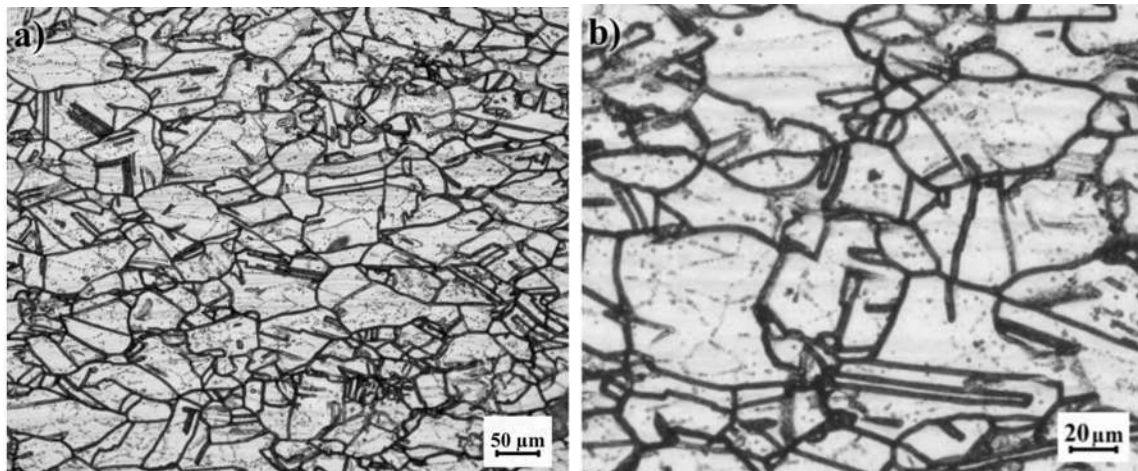


Figura 4.6. Micrografías de la aleación Inconel 600 tratado térmicamente a 700 °C durante 300 h.

La alta concentración de precipitados en los límites de grano ha sido reportada por varios autores [61], ellos mencionan que estos precipitados son del tipo M₇C₃ y M₂₃C₆, los carburos del tipo M₇C₃ se observan principalmente dentro del grano austenítico y algunos de ellos en límites de grano con una estructura cristalina hexagonal, mientras que el carburo del tipo M₂₃C₆ solo fue encontrado en los límites de grano [2], siendo un precipitado coherente con la matriz. La formación de compuestos intermetálicos que se dio en los límites de grano, se

confirmó con el mapeo y los 9 análisis de EDS, señalando que estos análisis fueron los mismos, dando como resultados precipitados ricos en Ti y Cr (Figura 4.7). Kasparova y col. [62] mencionan en su investigación que algunos carburos llegan a nuclear usualmente en dislocaciones o inclusiones después del crecimiento y formación en los límites de grano. Los análisis de EDS señalaron que en los límites de grano existió una mayor cantidad de carburos y en todos los mapeos (Figura 4.7 b-d) presentaron los mismos resultados. El crecimiento de partículas alrededor de los límites de grano es debido a la existencia de C, este elemento tiene baja solubilidad en la matriz austenítica lo que permitió que la difusión del Cr en los límites fuese más sencilla y se concentrara en esas zonas (Figura 4.7 a-c).

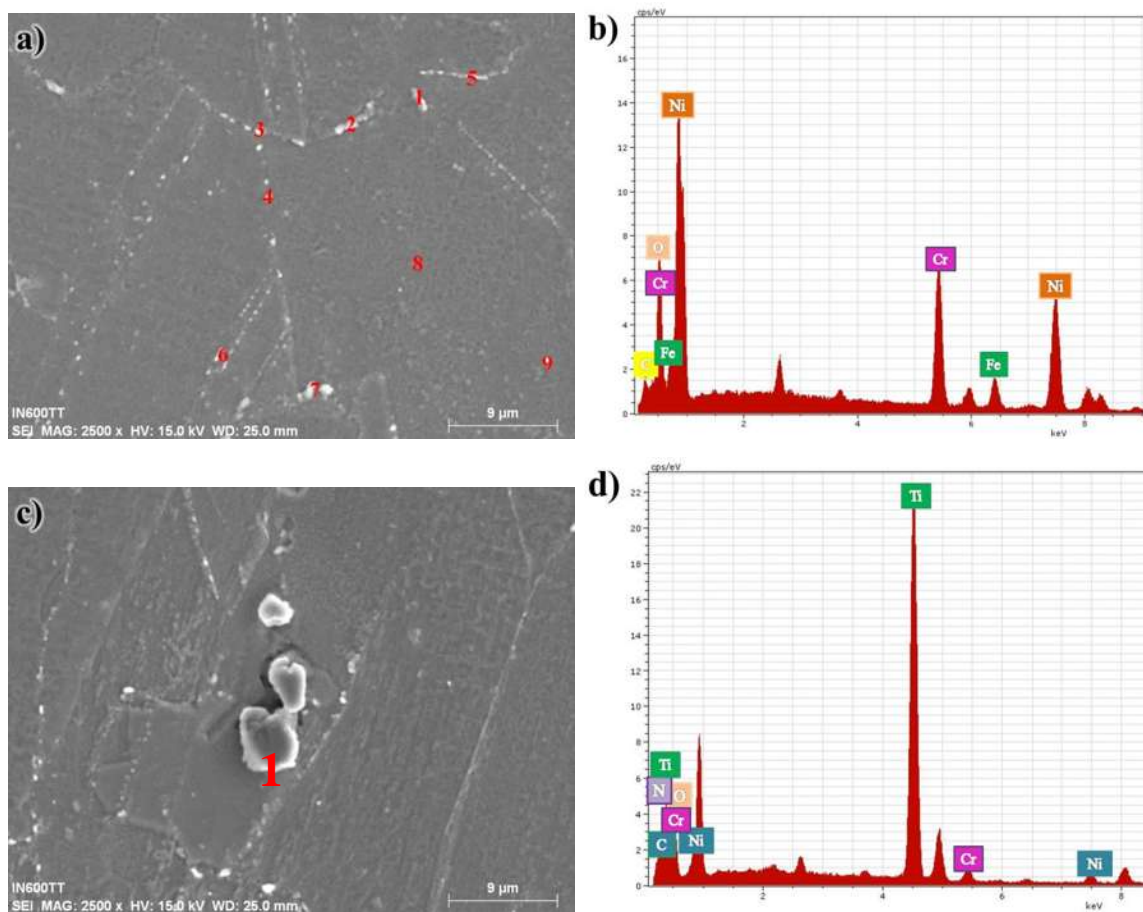


Figura 4.7. Micrografías por microscopia electrónica de barrido de la aleación IN600 TT. a) detalle de los límites de grano, b) Análisis EDS, c) Partícula TiN y d) Análisis EDS de la partícula.



4.1.3.1 EBSD

La figura 4.8 muestra un mapa representativo de la dirección del cristal (también denominado "figura de polo inverso"), obtenido mediante un escaneo EBSD.

La Figura 4.8 a) muestra los granos equiaxiales austeníticos de la aleación Inconel 600 tratada térmicamente.

La Figura 4.8 b) presenta los resultados correspondientes IPFX donde se observa la geometría de los granos austeníticos, mostrando tonalidades diferentes, debido a la orientación cristalográfica que presenta cada grano. Es notable que en algunos granos se presenten algunas maclas dentro de los granos austeníticos (Figura 4.8 (a-b)).

En la Figura 4.8 c) se realizó un mapa de fase donde existe un color distinto dependiendo de su estructura cristalina, sin embargo, es notorio que el color predominante es el rojo correspondiente a la fase austenítica. Los precipitados tienden a estar dispersos dentro de los granos austeníticos, no obstante, no se colorearon debido a la textura o topografía de los carburos. El Inconel 600 al ser tratado térmicamente y al estar expuesto por 300 horas permitió que los precipitados de MC estén dispersos dentro de los granos equiaxiales tales y como se muestra en el mapa de fase (figura 4.8 (c)). Sin embargo, el tipo M_7C_3 se encuentra dentro del grano y en los límites de grano de grano, formando precipitados de mayor tamaño. El carburo $M_{23}C_6$ es observado de la misma forma [2].

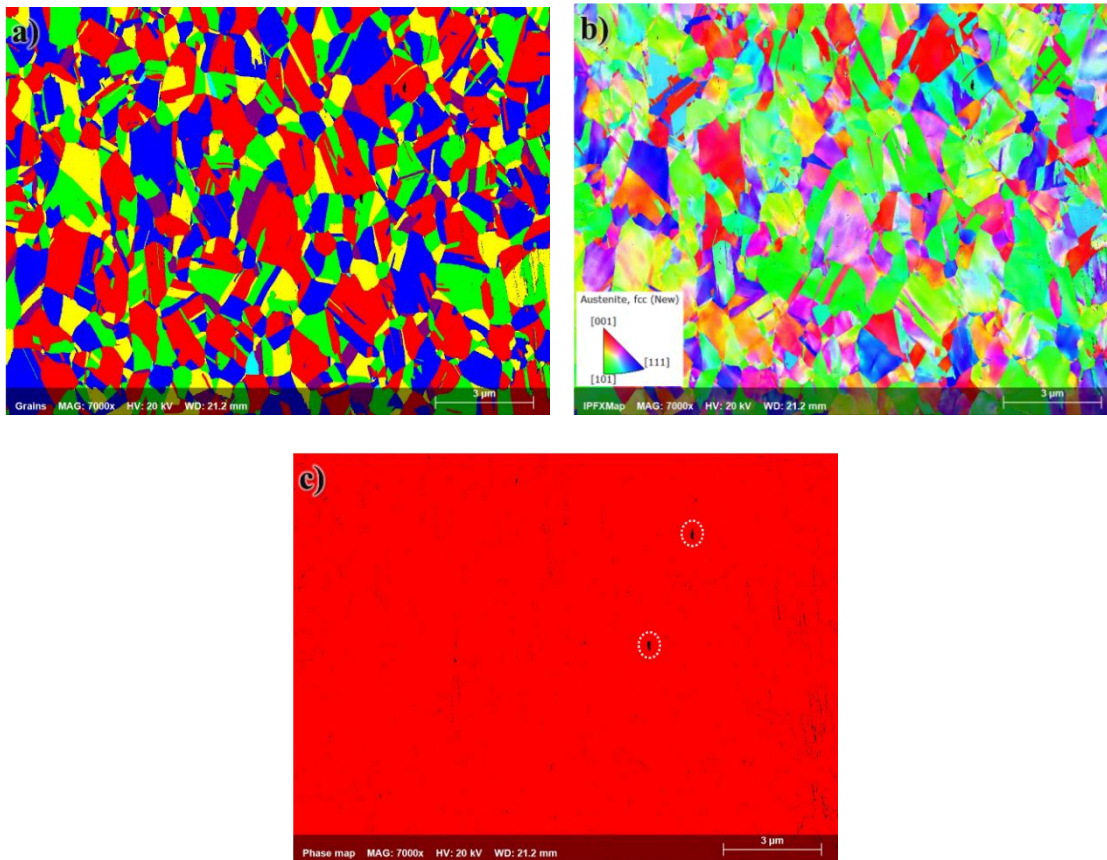


Figura 4.8. EBSD del material base IN600TT. a) Granos austeníticos, b) IPFX y c) mapa de fase.

4.2 Caracterización mecánica de los materiales base

4.2.1 Microdureza

La Figura 4.9 presenta los perfiles de microdureza de los materiales base. El IN600 presenta una dureza promedio de 193 ± 10.96 HV mientras que el IN600TT presentó un promedio de 226 ± 7.45 HV, siendo el material base con mayor dureza a comparación del IN600 en condición de llegada y el AL6XN. El tratamiento térmico dio lugar al proceso de difusión hacia los límites de grano enriqueciéndolos en cromo para dar lugar a la formación de carburos, de manera contraria ocurrió en la matriz, la cual fue empobrecida. También se adjudica al crecimiento de grano significativo y se relaciona con los resultados de la Figura (4.7), donde se corrobora la presencia de este tipo de carburos, los cuales tienden a generar cambios de microdureza. El efecto del incremento de dureza corresponde al cambio

microestructural generalmente asociado a la precipitación dentro del grano austenítico y en los límites de grano, producto de una elevada temperatura y un posterior enfriamiento rápido [63-65]. El AL6XN presentó una dureza de $207 \pm 9.53\text{HV}$. Esta aleación presentó mayor dureza que el IN600 en condición de llegada.

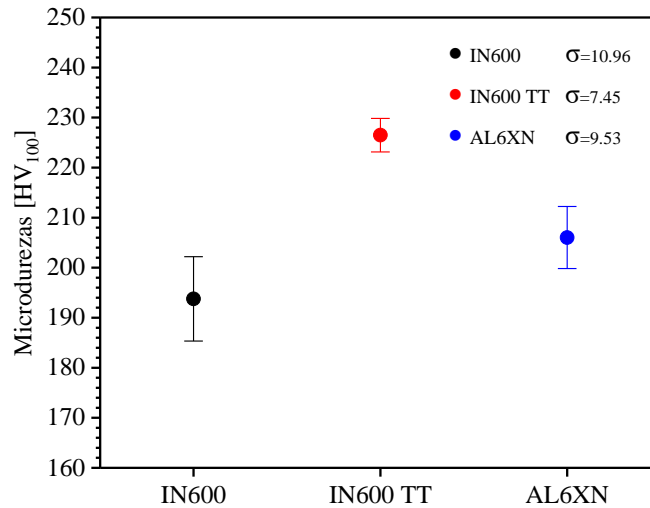


Figura 4.9. Microdureza de los materiales base.

4.3 Caracterización microestructural de la unión disímil.

4.3.1 Macrografía y porcentaje de dilución de la junta soldada

La Figura 4.10 presenta la macrografía del perfil transversal de la junta soldada IN600TT-AL6-XN. Se observa una penetración completa en ambos materiales. Se observa buena fusión en los laterales de los materiales base, a simple vista no presentan porosidades ni grietas lo que indica una buena fabricación de la junta. De igual manera se observa un crecimiento dendrítico columnar en el metal de soldadura que va hacia la fuente de calor. El porcentaje de dilución fue calculado de forma geométrica a partir de la fórmula 4.1 [23]. Para el material monolítico AL6XN fue de 31.15% y para el IN600TT 15.73%. El empleo de oxígeno como gas protector en la soldadura ayudó a que la penetración fuera completa, debido a que las aleaciones base níquel tienen poca fluidez.

A_s = Área transversal del sustrato (MB) fundido

A_{fm} =Área transversal total del metal de soldadura

$$D = \frac{A_s}{A_s + A_{fm}} \quad (4.1)$$

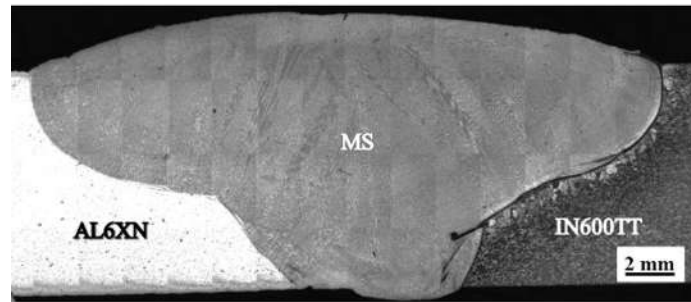


Figura 4.10. Macrografía de la unión disímil AL6XN- IN600TT.

4.4 Microestructura de la Unión disímil

4.4.1 Zona superior

Las imágenes de la Figura 4.11 presentan las micrografías de la junta soldada del IN600-AL6XN. La Figura 4.11 a) muestra la interfaz IN600-ZF donde se presentan la zona de afectación térmica de alta temperatura (ZATAT) y la zona de afectación térmica de baja temperatura (ZATBT) las cuales son adyacentes a la zona de fusión. La ZATAT se produjo por las altas temperaturas expuestas al estar cerca del MS ocasionando un crecimiento de grano significativo como resultado de la recrystalización de los granos del MB por el aporte térmico durante el soldeo (Figura 4.11 b)), de manera moderada, esto sucedió en la ZATBT donde se observa un ligero crecimiento de grano. Lo cual es posible por el historial térmico del fabricante donde el material fue previamente laminado en frío y después recocido. El tamaño de grano puede variar entre 20 y 70 μm [63]. En estudios recientes, Granados y col. [37] observaron las mismas características microestructurales en esta zona de la junta soldada. Existe una ligera línea estrecha de color “negro” conocida como la zona de no mezcla (ZNM). La Figura 4.11 c) presenta la ZF donde se muestra un crecimiento columnar dendrítico hacia la fuente de calor, característico por los granos alargados. Sin embargo, el cambio de velocidades de enfriamiento y de composición química del material de aporte (MA) ERNiCrMo3 provocó otro modo de solidificación, crecimiento epitaxial, donde se aprecia que los granos coalescieron para tener continuidad entre el MB y MS (Figura 4.11

a-c). Este último modo de solidificación es el más favorable debido a que se encuentran en la dirección preferencial al crecimiento de los materiales FCC $\langle 100 \rangle$ [37].

La Figura 4.11 d) presenta la interfaz AL6XN-ZF. Es notable que el contraste del IN600TT y el AL6XN en la interfaz varía, debido a que el material de aporte ERNiCrMo3 es menos a fin con el AL6XN que con el IN600. Se observa una ZNM más amplia a diferencia de IN600TT, por lo que se fundió y se solidificó sin mezclarse. Este fenómeno es causado por las diferentes propiedades termofísicas entre el material de aporte y material base. Como consecuencia esta zona es susceptible a producir un ataque local de picaduras por el empobrecimiento de elementos que se encuentran en esta zona.

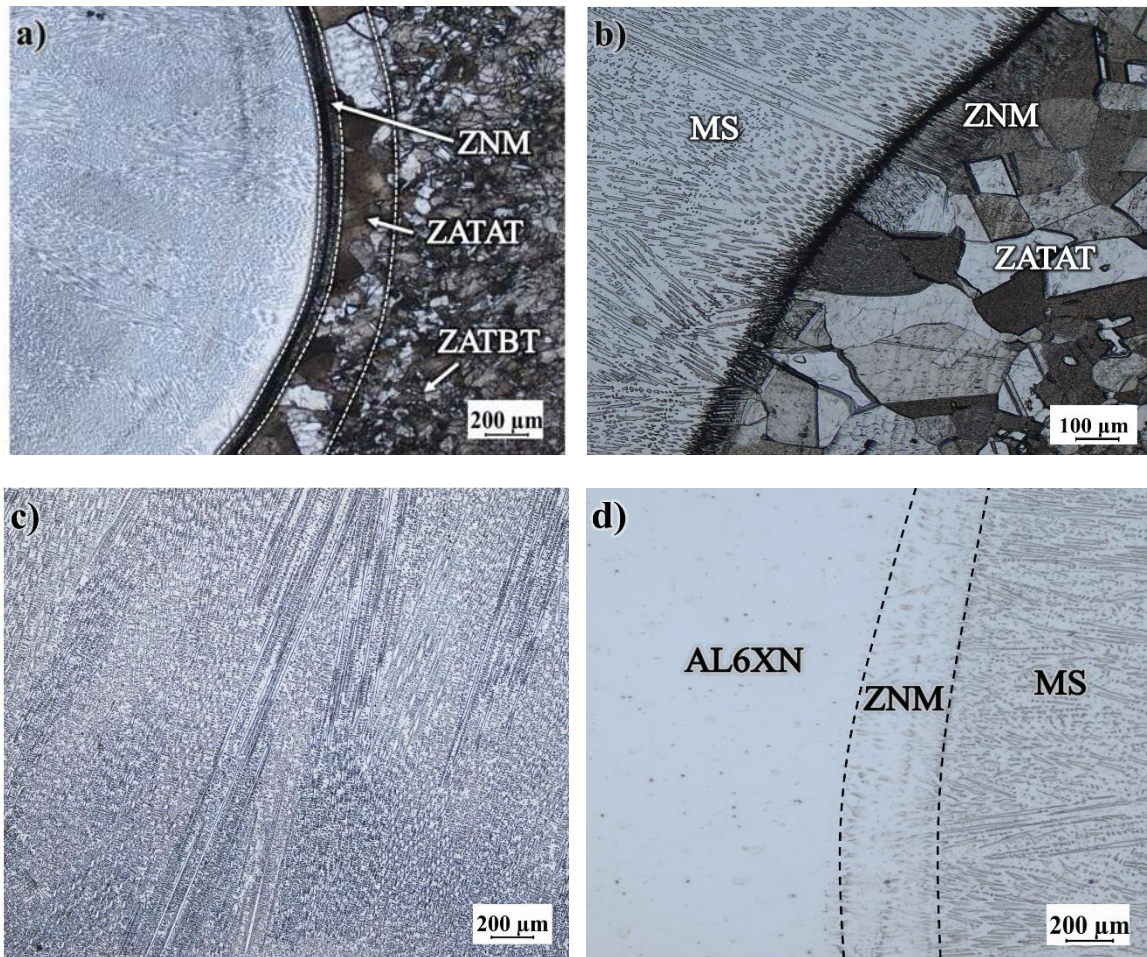


Figura 4.11. Microestructura de la zona superior de la junta soldada. a-b) ZAT de la aleación Inconel 600-ZF, c) ZF y d) AL6XN-ZF.



4.4.2 Zona central

La Figura 4.12 a) presenta la interfaz de la zona centro entre el IN600 TT –AL6XN. En esta zona presenta ZATAT de mayor tamaño que en la zona superior, esta diferencia es por que en esta región ocurrió una mayor concentración de calor por la geometría de la junta, la disipación de calor es menor. Es notable que su ancho va aumentando conforme se avanza de la zona superior a la zona inferior. Las velocidades de enfriamiento serán mayores en la superficie de contacto, corrientes de aire y el flujo de gas. Por lo que la disipación de calor se concentrará en los laterales a diferencia de las otras zonas del calor durante el soldeo, provocando una microestructura de granos parcialmente fundidos seguido de un crecimiento columnar competitivo. En esta zona se presentan ligeros vestigios al inicio del MS, lo que no permitió que se solidificará rápidamente, arrastrando parte del material base (eclipse naranja), provocado por las velocidades de enfriamiento.

La Figura 4.12 b) presenta el MS un crecimiento columnar dendrítico, es notable que la mayoría de los granos van en dirección hacia la fuente de calor, donde existe mayor solidificación debido a que es la zona donde hay mayor concentración de calor y existe un grado de pureza a diferencia en las zonas adyacentes donde hay contacto con los elementos de los MB y no alcanza a mezclarse. Además, la cantidad de calor de aporte y las velocidades de enfriamiento ayudan a la formación de este tipo de estructura.

La Figura 4.12 c) muestra la ZNM de la región central del AL6XN. Esto es adjudicado a la diferencia de composición químicas, puntos de fusión entre el MA y los MB lo cual provocará que sea susceptible a la corrosión por el empobrecimiento de Mo entre el MS y MB tal y como se había mencionado anteriormente [6, 59].

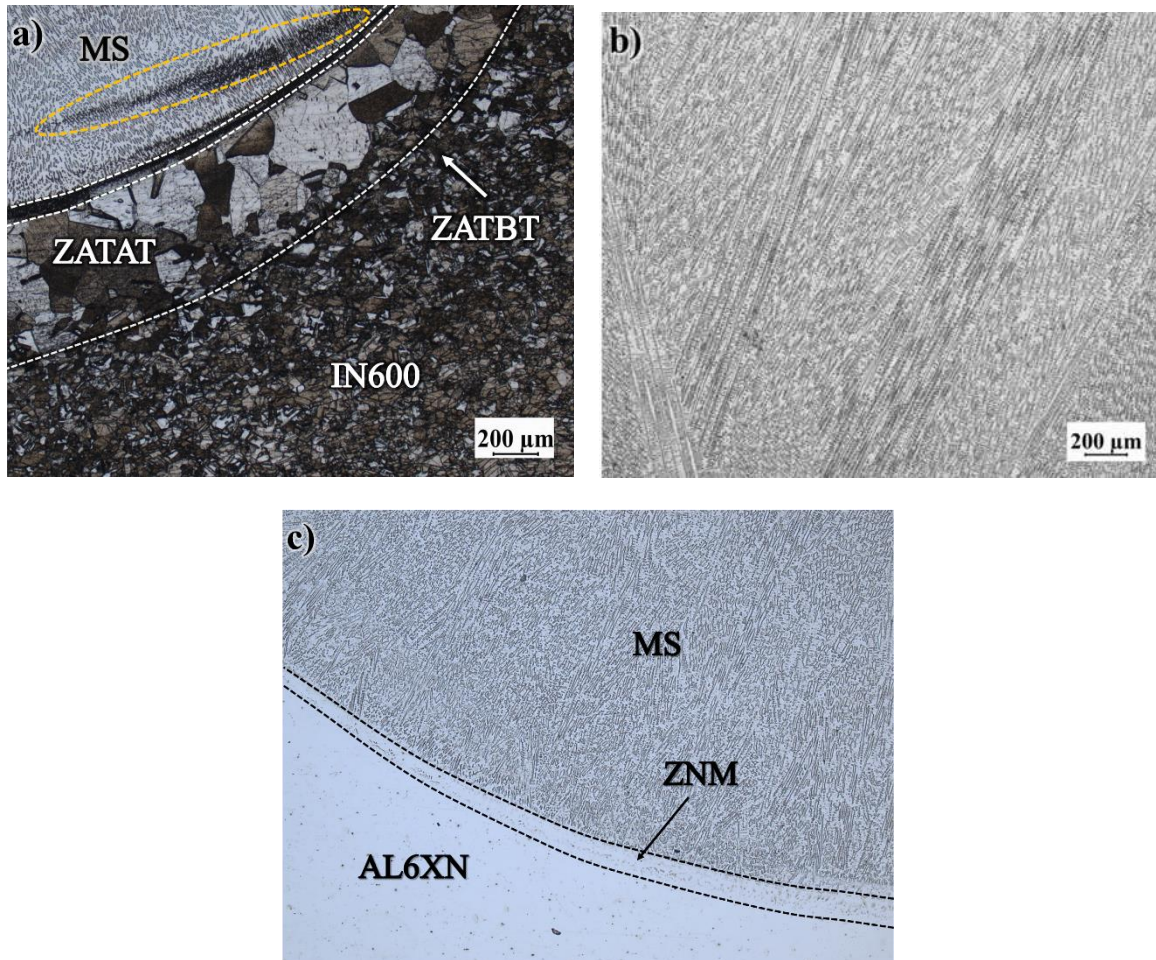


Figura 4.12. Microestructuras de la zona centro de la junta soldada. a) Interfaz del IN600-MS, b) MS y c) Interfaz AL6XN-MS.

4.4.3 Zona inferior

La Figura 4.13, presenta micrografías de la interfases en la región inferior de la soldadura. La figura 4.13 a) muestra material no solidificado muy cercano al MS, lo cual, es causado por la diferencia de gradientes térmicos. Si la temperatura liquidus del material base (T_{L-MB}) y la temperatura liquidus MA (T_{L-MA}), cuando $T_{L-MB} > T_{L-MA}$ se formará el atrapamiento de MB en el MS conocida como “isla” o “península”, y si $T_{L-MB} < T_{L-MA}$ se formarán playas, esto ha sido reportado por otros autores en uniones disímiles [37, 66].

La Figura 4.13 b) presenta la zona inferior del cordón de soldadura. Se observa un crecimiento dendrítico discontinuo debido a que es la zona donde la disipación de calor es

mayor y por lo tanto la velocidad de enfriamiento y solidificación también ocurre más rápido.

La Figura 4.13 c) muestra la interfaz de la región inferior de la junta soldada AL6XN-ZS. Debido al enfriamiento durante el soldeo y por la extracción de calor, no se permitió que existiera una recrystalización en esta zona, a comparación de las otras zonas en la ZAT. Es notable que exista una disminución en la ZNM que no está bien definida en algunas partes y se nota un arrastre de material base a la pileta líquida de soldadura que no fue fundido y sobrevivió atrapado en el MS.

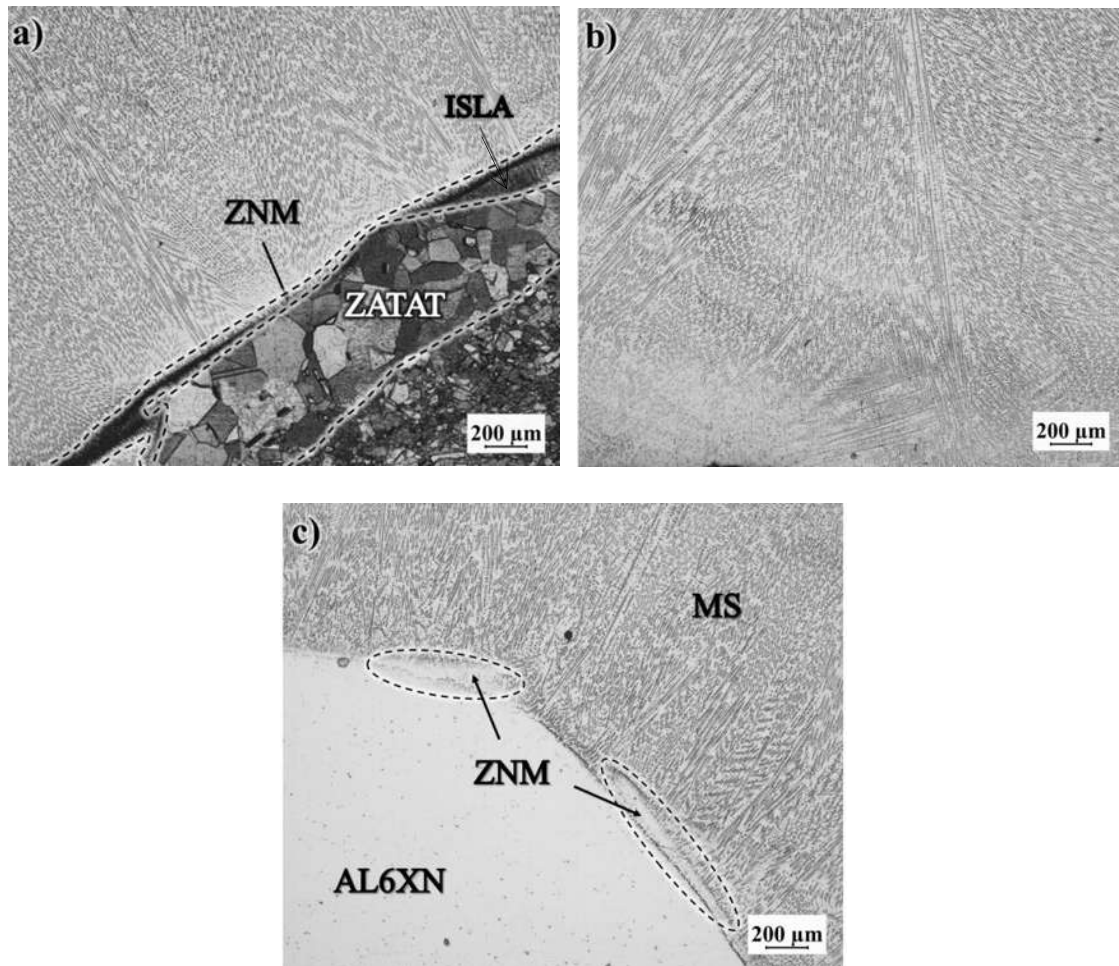


Figura 4.13. Microestructura de la zona inferior de la junta soldada. a) Interfaz IN600-ZS, b) ZF y c) Interfaz AL6XN-ZS.



La Figura 4.14 presenta las micrografías mediante microscopía electrónica de barrido. La Figura 4.14 a) exhibe una correcta unión entre la ZAT y el cordón de soldadura, donde se aprecia el crecimiento de grano y algunas fases intermetálicas. El Inconel 600 se caracteriza por la segregación de algunos elementos al momento de la solidificación, resultando con variación local de composición química a nivel de subgranos. En muchas aleaciones la segregación de algunos elementos puede formar la precipitación de segundas fases al momento de la solidificación del cordón soldadura [63].

La Figura 4.14 b) muestra la solidificación del MS como se observa en el MEB. Debido al enfriamiento rápido durante la solidificación, ocurrió al crecimiento columnar dendrítico gobernado por el fenómeno de crecimiento competitivo acompañado de fases secundarias que dio lugar a un mapeo presentado en la Figura 4.13.

La Figura 4.14 c) presenta la interfaz AL6XN/ZF mediante MEB. En la imagen se observan líneas de composición y algunas machas provocadas por el secado durante el ataque químico. Se puede apreciar que existe poca presencia de carburos en comparación con el MS y el IN600TT.

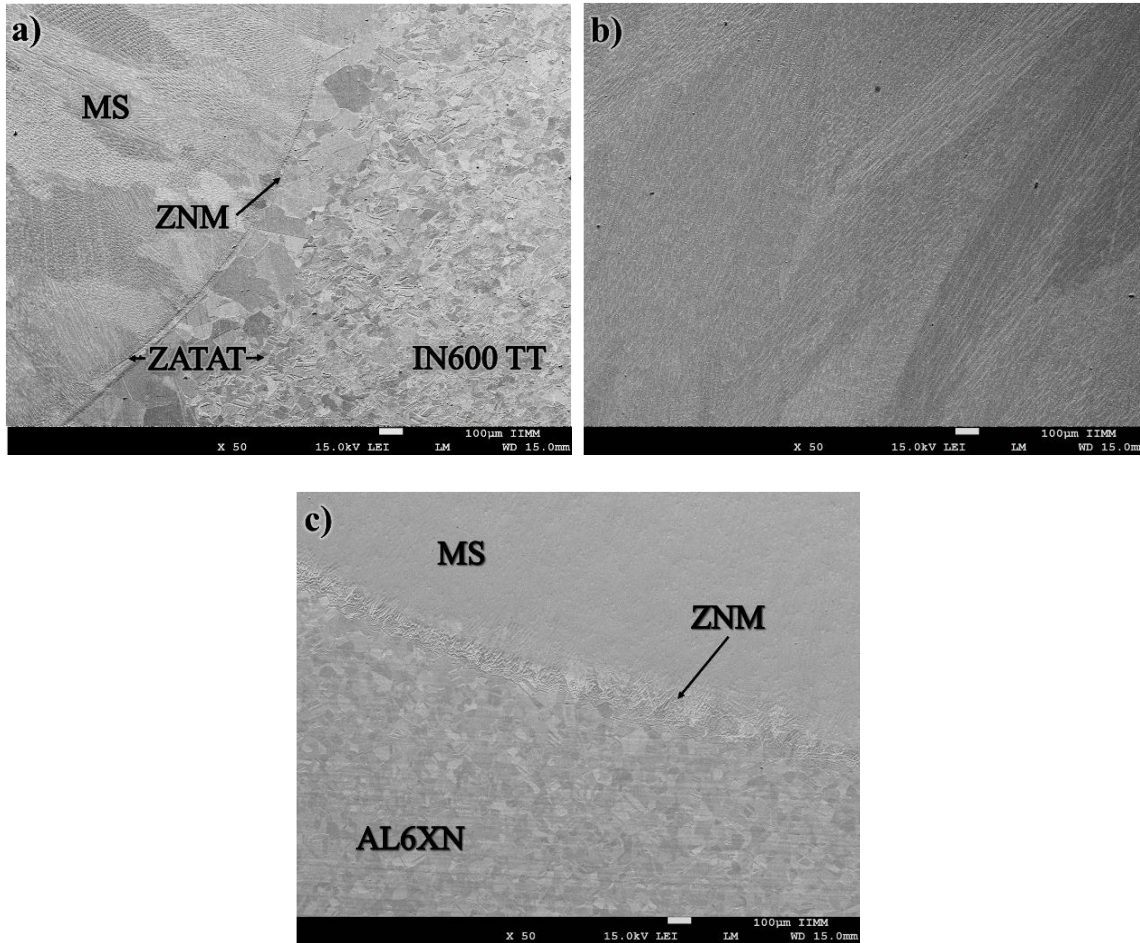
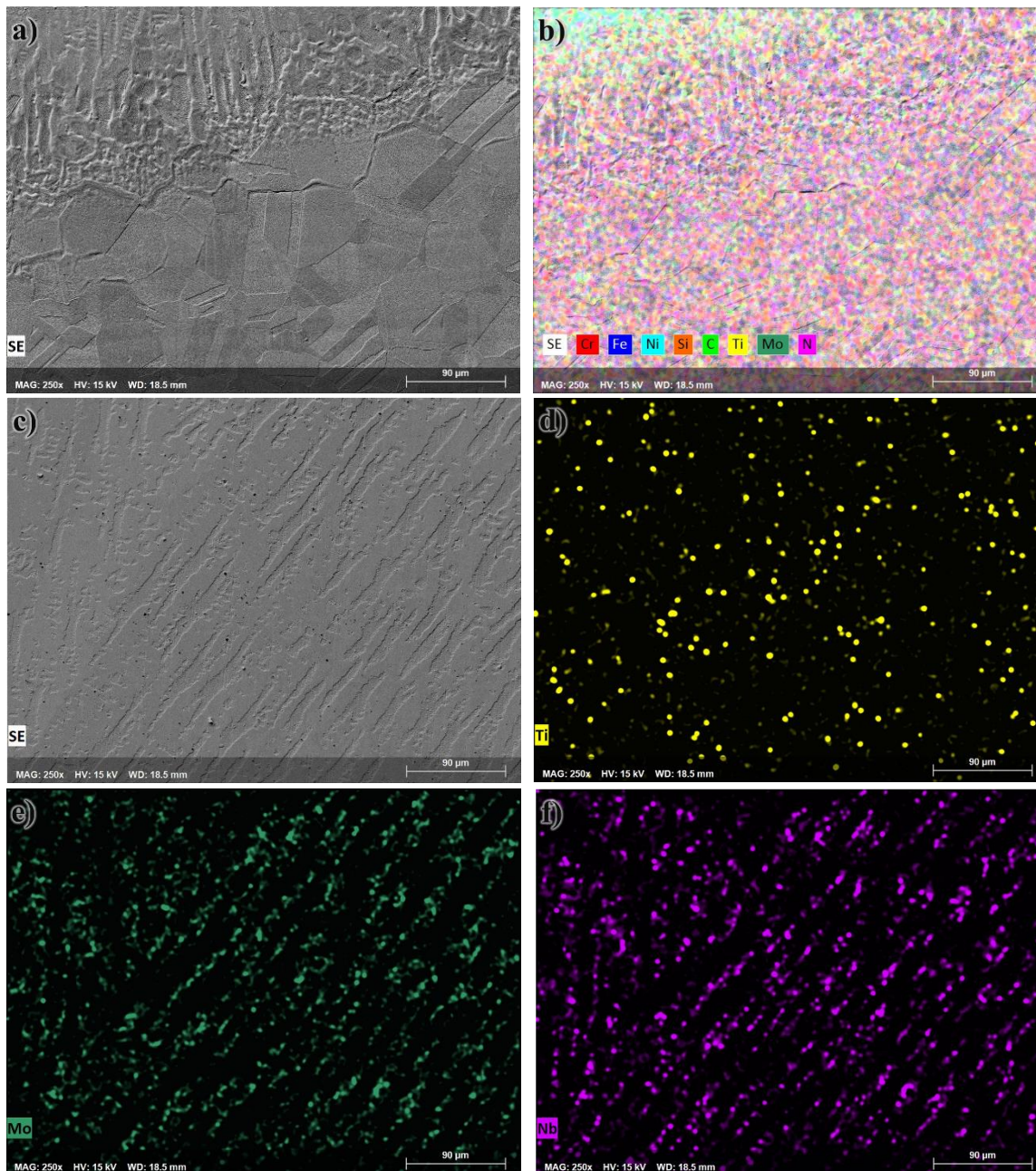


Figura 4.14. Análisis revelados mediante MEB de la junta soldada. a) IN600TT-MS, b) MS y c) AL6XN-MS.

La Figura 4.15 presenta los análisis puntuales de composición de la junta soldada. La Figura 4.15 a)-b) revela la presencia de nitruros de Ti dentro de la matriz austenítica y cerca de la interfaz. La adición de elementos es provocada por el MB como el titanio, vanadio y molibdeno, que funcionan como elementos estabilizadores para la prevención de carburos ricos en Cr. Sin embargo, el Mo que se encuentra presente en esta zona segregado hacia las zonas interdendríticas provocando un empobrecimiento en la ZNM. Mientras que la Figura 4.15 c)-f) muestra partículas en los espacios interdendríticos correspondientes a nitruros (EDS puntuales en las partículas detectaron la presencia de nitrógeno) estas partículas son ricas en Nb y Ti y algo de TiC y NbC que son correspondientes al cordón de soldadura. El titanio es altamente formador de carburos y nitruros por lo que en la Figura 4.15 g)-h) se muestra la

presencia de partículas angulares correspondientes a TiC y TiN_2 en la interfaz IN600TT-MS, las cuales son fases de alta dureza, resistentes al desgaste, elevado punto de fusión y una aceptable resistencia a la corrosión [67].



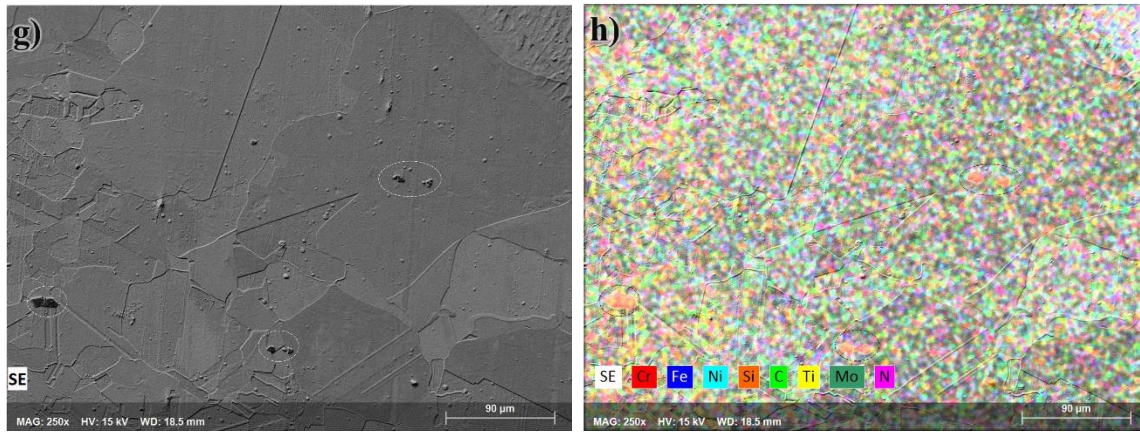


Figura 4.15. Análisis de la zona centro mediante MEB. a-b) Zona de no mezcla AL6XN, c-f) Metal de soldadura y g-h) Interfase del IN600TT.

4.5 Caracterización Mecánica de la junta

4.5.1 Microdureza en la Unión disímil

La Figura 4.16 muestra los niveles a los que se realizaron los perfiles de microdureza Vickers a lo largo de las tres líneas del área de la sección transversal de la unión soldada. Las mediciones tuvieron una separación de 200 micrómetros para el MS y los materiales base. En la ZAT se redujo la distancia a 100 micrómetros.



Figura 4. 16. Macrografía con señalización de las líneas en las que se realizaron los barridos de microdureza.

La Figura 4.17 a) corresponde a la zona superior de la junta donde se muestra una dureza uniforme, sin embargo, el IN600 TT, presentó una dureza alrededor de 180 HV₁₀₀, en comparación a la zona central e inferior, que registraron como valores que oscilan entre 190-200 HV₁₀₀. Estos valores se atribuyen a los diferentes niveles de afectación térmica en el espesor del IN600 TT. En la ZAT central de IN600TT-MS (Figura 4.17 b)), se presenta una disminución de dureza asociado al incremento del tamaño de grano y la ausencia de maclas



que se encontraban dentro de los granos austeníticos. En los tres líneas de perfiles de microdureza el MS exhibe valores que oscilan entre 210-250 HV₁₀₀, estos altos valores son atribuidos a la precipitación de nitruros y carbonitruros de Nb y Ti (Figura 4.17 a), b) y c)). Esta zona en ocasiones puede presentar variaciones de dureza en la zona superior cerca del Inconel 600 por la presencia de la ZNM. De manera contraria en la interfaz AL6XN-MS y el MB presentó una dureza más uniforme alrededor de los 230 HV₁₀₀. Los resultados obtenidos en los barridos se confirman y se relacionan con los análisis puntuales y micrografías presentadas en el apartado anterior en donde para el AL6XN no se observó mayor afectación térmica.

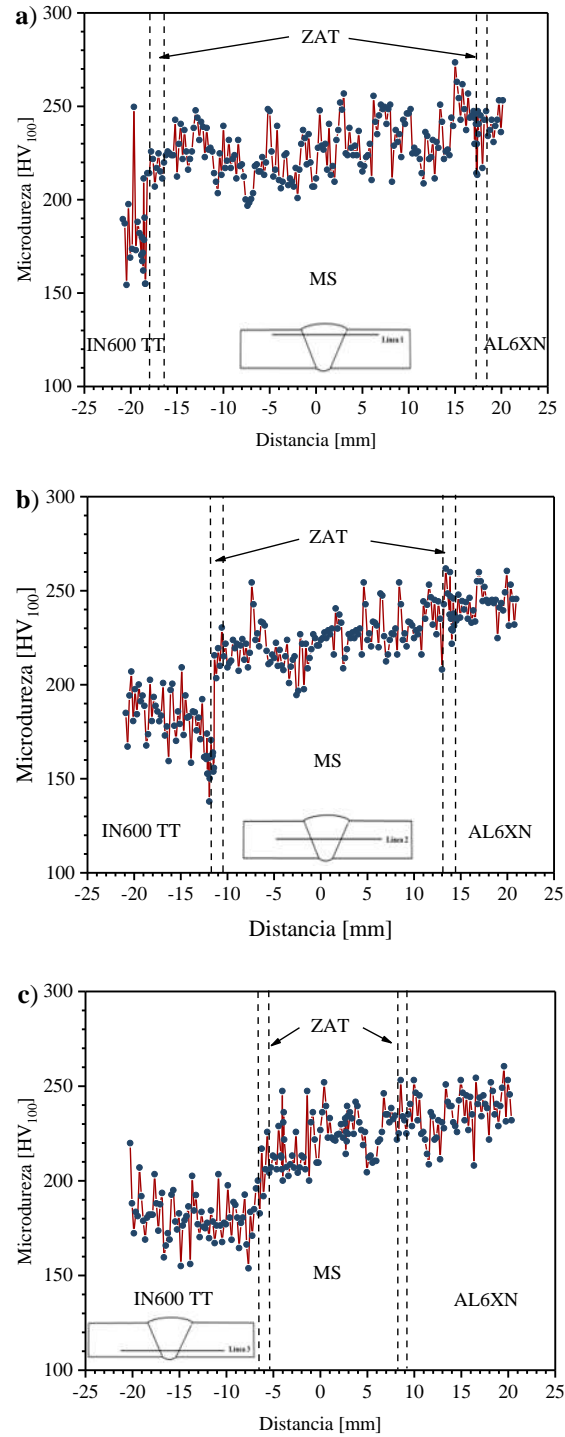


Figura 4.17. Perfiles de microdureza obtenidos de la junta soldada. a) zona superior, b) zona media y c) zona inferior.

4.5.2 Resistencia a la tensión

Se realizaron ensayos de tensión cuasi estática en especímenes soldados y en los MB. Las uniones soldadas fallaron en le región del MB del IN600TT que está cerca de la ZAT como se observa en la Figura 4.18, este resultado era el esperado debido a que los resultados de dureza más bajos se presentaron en el IN600 envejecido la afectación térmica experimentada en la microestructura durante el ciclo térmico de soldadura. Wang y col. [40] demostraron que los carburos de Cr formados en el IN600 aumentan la resistencia pero disminuyen la ductilidad. Y esto se confirma en la Figura 4.19, donde el IN600 TT tuvo una disminución de ductilidad durante el ensayo de tensión a diferencia de los otros materiales base.



Figura 4. 18. Imagen de la probeta fracturada de la unión disímil donde se observa la zona de fractura en la aleación Inconel.

La Tabla 4.1 y la Figura 4.19 presentan los resultados de la prueba de tensión para el MB y la junta soldada. El AL6XN exhibió una resistencia mecánica muy por encima del valor nominal de 808 MPa y un esfuerzo de fluencia de 349 MPa, mientras que el IN600 disminuyó su resistencia debido a la disminución de maclas por el tratamiento térmico de envejecido. En cambio, el Inconel 600 en condición de llegada tuvo una resistencia de 717 MPa. Sin embargo, la junta soldada mostró una notable resistencia a la tracción final de 683 MPa, en comparación con el IN600 TT que obtuvo de 684 MPa lo que significa una eficiencia mecánica del 99.85% con respecto al IN600 tratado térmicamente, la cual se calculó con la siguiente ecuación [18];

$$\eta_{mecánica} = \frac{\sigma_{soldadura}}{\sigma_{MB}} \quad (4.2)$$



Donde:

$\sigma_{soldadura}$ = Resistencia máxima de la unión

σ_{MB} = Resistencia máxima de los materiales base

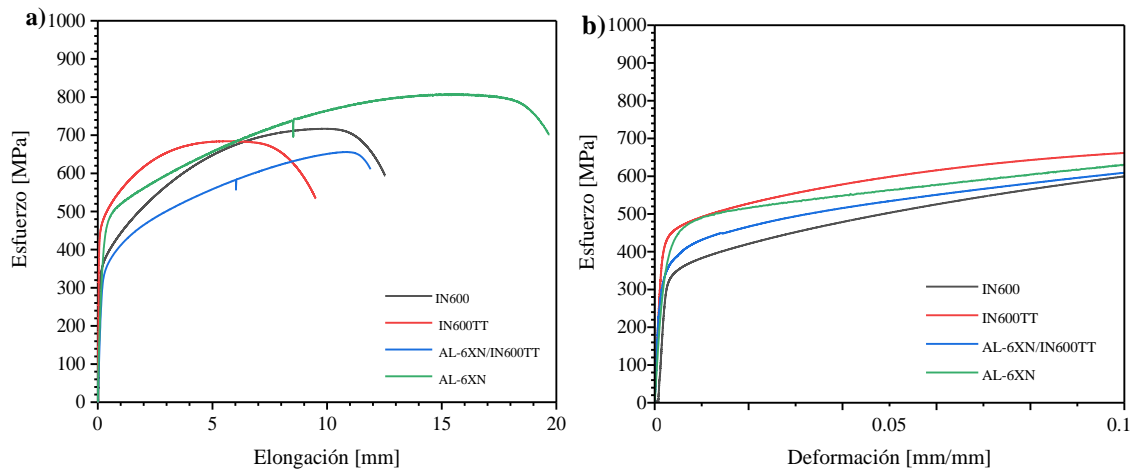


Figura 4.19. Curvas de pruebas de tensión a) Curvas esfuerzo-elongación y b) curvas esfuerzo- deformación de los MB y unión soldada.

La tabla 4.1 presenta los datos experimentales de todas las pruebas de tensión realizadas para los materiales base y las juntas soldadas. La Figura 4.20 a) y b) presenta la junta soldada 1. La Figura 4.20 b) presenta las curvas σ - ϵ de ambos especímenes. De acuerdo a los datos adquiridos todas las muestras tuvieron una deformación de 0.1 (2 mm), cubriendo la zona elástica y parte del endurecimiento que ocurre en la zona plástica. El esfuerzo de fluencia fue mayor en el IN600TT a comparación del AL6XN, sin embargo, las soldaduras tuvieron un valor en el rango de 349 a 452 MPa.



Tabla 4.1. Resultados experimentales de pruebas mecánicas de tensión de los MB y Junta soldada.

	Tracción Máxima [MPa]	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	Módulo de Young [MPa]	Eficiencia mecánica [MPa]
IN600	717	349	171	
IN600 TT	684	452	271	
AL6XN	808	425	195	-----
Junta soldada 1	683	370	200	99.85

4.5.3 Comportamiento elastoplástico mediante el modelo de Ramberg- Osgood

La curva característica utiliza los valores $\sigma_v - \varepsilon_v$ se realizó con el objetivo de emplearse en el modelo de Ramberg-Osgood para el cálculo de los exponentes de endurecimiento, n_{RO} , en la región de la deformación plástica. En el diseño de un componente mecánico, el diagrama esfuerzo deformación proporciona características del material tales como lo son la elasticidad, el esfuerzo de fluencia, el esfuerzo último y una característica física del material como lo es el módulo elástico. La ley de Hooke relaciona la parte elástica de la curva esfuerzo-deformación, la parte plástica puede ser descrita mediante modelos de potencia como Hollomon y como Ramberg Osgood [7, 68]:

$$\varepsilon_{pl} = \left(\frac{\sigma}{K} \right)^{n_{RO}} \quad (4.3)$$

Donde ε_{pl} es la deformación plástica, σ es el esfuerzo en la zona plástica, n_{RO} y K son parámetros del material. De tal manera que la curva completa esfuerzo-deformación puede ser descrita por la siguiente ecuación:

$$\varepsilon_T = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K} \right)^{n_{RO}} \quad (4.4)$$

Donde ε_T es la deformación total, ε_{el} es la deformación elástica, E es el módulo de Young,



n_{RO} está relacionada con el exponente de endurecimiento de Hollomon, n , donde $n = 1/n_{RO}$ mediante el proceso de linealización de la ecuación 4.2 se puede obtener el valor de n_{RO} aplicando logaritmos en ambos lados de la ecuación.

$$(\varepsilon_{pl}) = n_{RO} \log(\sigma) - \log(K) \quad (4.5)$$

Al graficar los datos de acuerdo con la ecuación 4.3 el exponente n_{RO} puede ser estimada, así como la constante K . En la Figura 4.20 y apéndice A1 se muestra la curva experimental y las curvas modeladas mediante el modelo de Ramberg-Osgood. Los gráficos presentan que el modelado puede emplearse con alta confianza. La tabla 4.2 muestran los coeficientes de endurecimiento por deformación de cada material base y la junta soldada 1. La Figura 4.20 a)- b) que corresponden a la junta soldada 1 y al IN600 TT, tuvieron un endurecimiento por deformación en dos y tres etapas, el cual ha sido reportado por diferentes investigadores y describen este comportamiento en varios tipos de materiales en aceros inoxidable y aceros al carbono [69, 70]. En cambio, del ajuste de los MB se vio influenciado por su historial termomecánico en el que fue fabricado. El modelo de tres pendientes en el IN600 (Figura 4.20 d) presentó un mayor incremento en n a diferencia del IN600TT, esto se relaciona que el valor de n_{RO} es sensible a cambios que surgen en la microestructura durante el TT, lo cual permitió modelar la zona elasto-plástica a partir de los valores del ensayo de tensión. El modelo de tres pendientes en los IN600 también fue propuesto por Granados y col. [71]. El AL6XN presentó cuatro exponentes de endurecimiento, debido a que se ve influenciado por el anclaje de dislocaciones. Gupta y col. [72] corroboran que el cambio de n dependen del historial térmico y los cambios microestructurales en las aleaciones. Si el valor de n incrementa está relacionado por el movimiento de dislocaciones y el tamaño de grano en la microestructura de los materiales.



Tabla 4.2. Exponentes de endurecimiento (n) y valores de K obtenidos para el MB y unión soldada.

Muestra	n_1	K_1	n_2	K_2	n_3	K_3	n_4	K_4
IN600	0.1453	760.32	0.2647	1180.04	0.2644	1556.32	---	---
IN600 TT	0.1075	822.05	0.2096	1187.40	---	---	---	---
AL6XN	0.2278	1503.1	0.1013	786.32	0.0967	767.53	0.1701	990.83
Junta soldada 1	0.1443	828.89	0.2167	1085.42	0.3414	1497.61	---	---

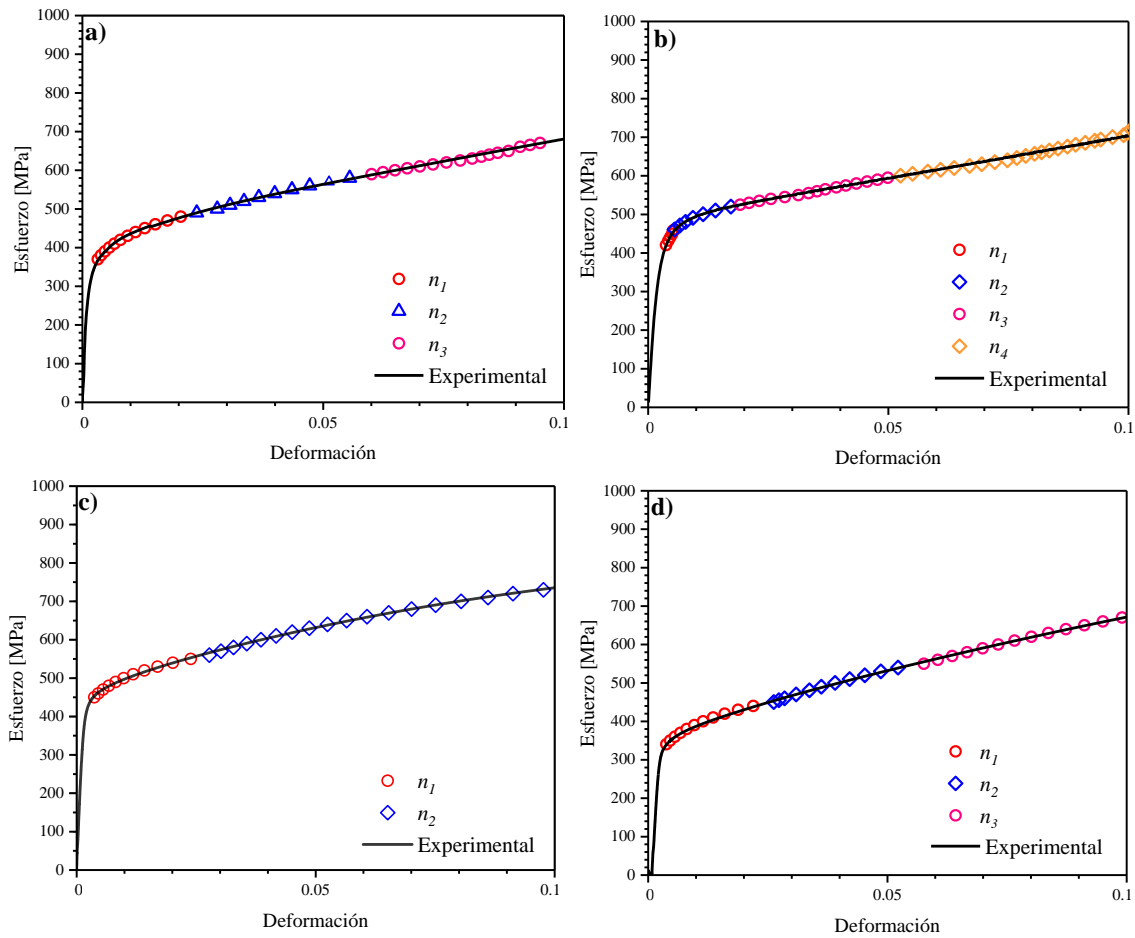
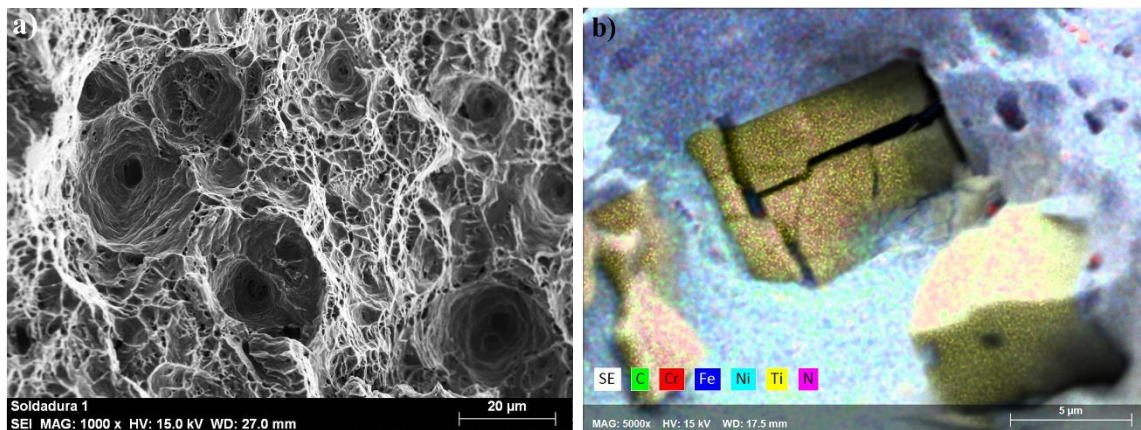


Figura 4.20. Modelado aplicando la ecuación de Ramberg-Osgood. a) Unión disímil b) AL6XN, c) IN600 TT y d) IN600 MB.

4.5.4 Fractografía de la junta soldada

La Figura 4.21 presenta imágenes por MEB de las fracturas en la junta soldada. La toma de imagen fue de la zona de falla en el metal base IN600. Las características de la fractura revelan notablemente una rotura dúctil, la cual presentó la formación de microhuecos causada por la deformación plástica durante el ensayo de tensión. En el interior de los microhuecos se presentan los carburos y nitruros en la microestructura del MB IN600 que actuaron como concentradores de esfuerzos. Esta coalescencia de microhuecos da continuidad a la falla. (figura 4.21 a)). La Figura 4.21 b) presenta un mapeo elemental de una partícula fracturada ubicada en la superficie de fractura. Se observa un contraste de las partículas enriquecidas de Ti, C, N correspondientes a la partícula de carbonitruro de Ti, a diferencia de los elementos restantes que corresponden a la matriz (Figura 4.21). Las fases secundarias debido a la menor resistencia que presentan las partículas actuando como nucleadores de microhoyuelos resultado de la existencia de un esfuerzo triaxial. Este tipo de falla ha sido reportada por otros autores en uniones soldadas de Inconel 600 con material de aporte ERNiCrMo3 [34, 37, 63] y por Song y col. [73] en uniones mediante soldadura por fricción. En caso contrario sucedió con el estudio realizado por Cortés y col. [21]. Utilizando un electrodo ERNiCrFe-2 la falla sucedió en el cordón de soldadura por la abundante presencia de fases secundarias frágiles. La segregación de Mo y Nb produce grandes cantidades de fases secundarias que funcionan como concentrador de esfuerzos, por tal motivo producen la falla rápidamente en estas soldaduras [69, 74, 75].



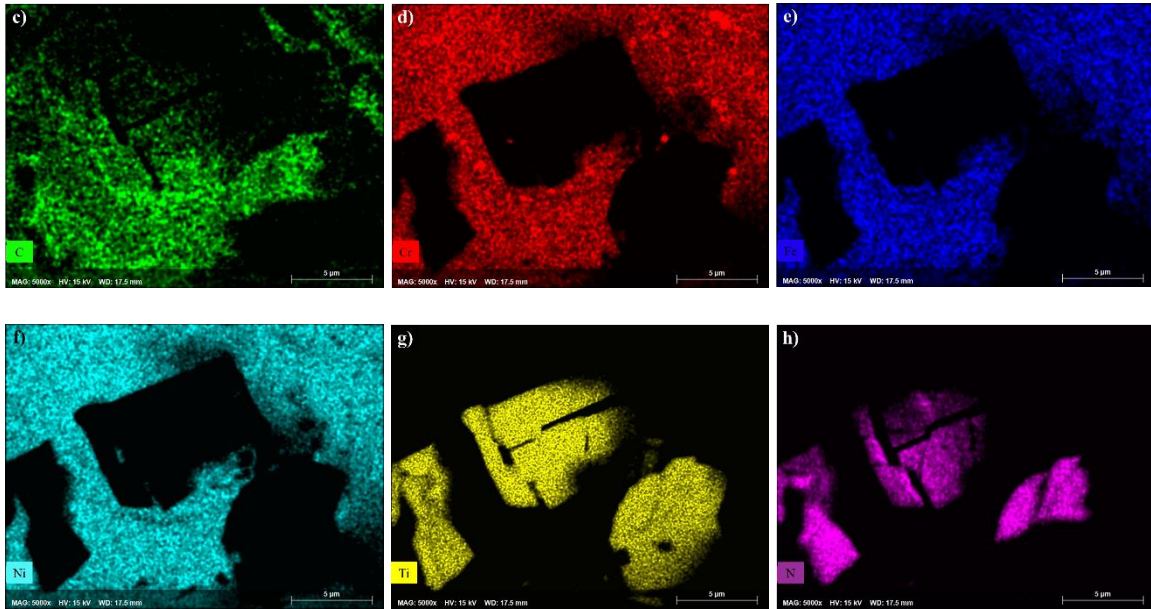


Figura 4.21. Mapeo elemental de precipitado encontrado en la zona de fractura de la junta soldada. a) Superficie de fractura obtenida del ensayo de tensión.

De acuerdo a los resultados obtenidos el mapeo elemental se recurrió a realizar análisis EDS para corroborar la composición y cuantificación de la partícula. Donde se confirma que se trata de un carbonitruros por sus elevadas concentraciones de Ti, C y N (Figura 4.22).

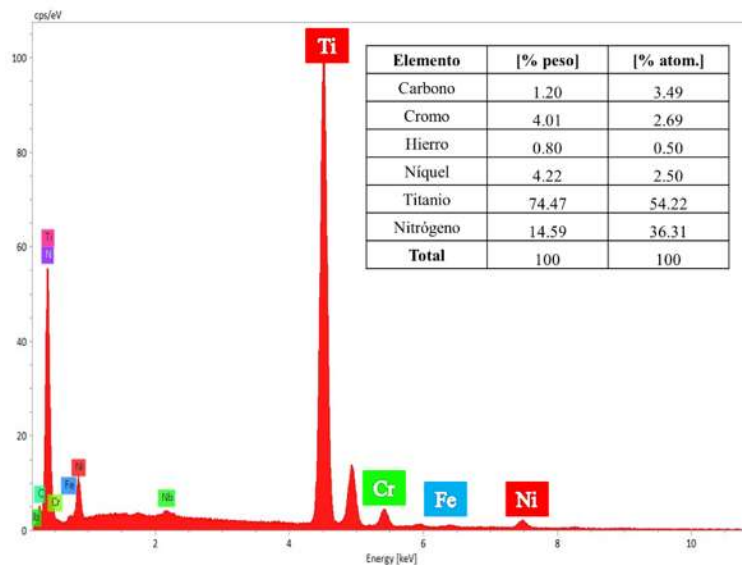


Figura 4.22. Espectro y composición química del análisis puntual EDS de partículas secundarias encontradas en la zona de fractura de la junta soldada.



4.6 ANÁLISIS POR EBSD

4.6.1 Junta Soldada

Los resultados obtenidos de la junta soldada presenta los resultados correspondientes al patrón de calidad (sus siglas en inglés IQ) y Figura de Polos Inversa en X (por sus siglas en inglés IPFX). La Figura 4.23 presenta la interfase AL6XN-ER-NiCrMo3. Se observa la desorientación cristalográfica en diferentes tonalidades en la Figura 4.23 a-b). Se muestra los granos que van orientados en mayor cantidad hacia la dirección de color verde correspondiente a la familia [101], sin embargo, hay granos que están orientados con menor cantidad a las familias [111] color azul y [001] color rojo. El grado de desorientación que existe en los granos de la interfaz se presentan en la Figura 4.23 c), con el grado de desorientación promedio mediante Kernel donde el color azul indica que hay poca desorientación y conforme pasa la transición de colores de azul a rojo hay un incremento significativo local en esa zona. Esto quiere decir que existe una cantidad de defectos significativos frente al límite de grano o cerca de los bordes de carburo donde se corrobora que son los causantes del deslizamiento de dislocaciones y a diferencia del MB la soldadura tiene mayor desorientación por los cambios térmicos que sufre durante la soldadura. La Figura 4.23 d) presenta las imágenes de desorientación de granos. Se observa que el color azul es indicativo de poca desorientación, sin embargo, se observa que existen algunas partículas de diferente tonalidad donde existió un incremento gradual de desorientación local. Del lado de la soldadura ER-NiCrMo3-AL6XN, las imágenes de la Figura 4.24 son patrones de calidad donde se observa que existe un grado desorientación similar al lado adyacente. Sin embargo, el color verde se inclina más a una sola orientación correspondiente a la [100] (color rojo) y [101] (color verde) la orientación va en dirección a la zona de mayor calor, a diferencia de la dirección [111] (color azul) que predomina en menor cantidad. De la misma manera se muestran pequeñas maclas dentro de los granos y algunas dislocaciones en los límites de grano en el lado del AL6XN principalmente.

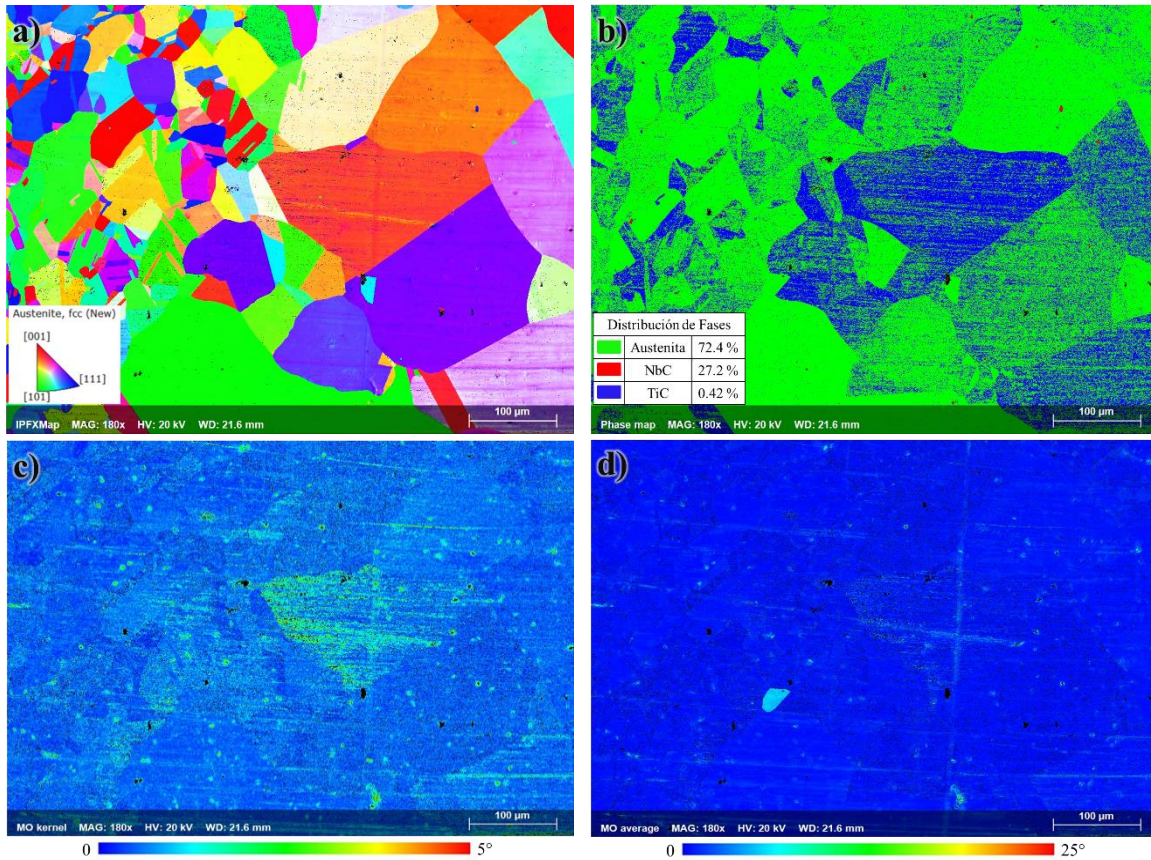


Figura 4.23. EBSD de la interfaz entre el IN600 TT/ER-NiCrMo3. A) IPFX, b) Mapa de fase, c) Kernel y d) Promedio de dislocaciones.

La Figura 4.24 b) presenta el mapa de fase donde el color predominante es el rojo considerando el contenido elevado de Ni en el material de aporte el modo de solidificación fue austenítico. El círculo negro indica que existen algunas segregaciones de elementos de aleación y variación química debido a los cambios de composición, esto ocasiona que la solidificación no tenga una estructura homogénea [76]. La Figura 4.24 c) presenta las imágenes mediante Kernel de la interfaz AL6XN-ER-NiCrMo3. La transición de color azul indica menor dislocación y conforme es la transición al color rojo indica un aumento de dislocaciones. Lo cual indica que el color verde predominó en algunos sitios del material, donde se observaron algunos precipitados en los límites de grano. Algunas investigaciones [77, 78] mencionan en su estudio que la distribución lineal de precipitados es un mecanismo de desplazamiento de planos, en el cual los precipitados crecen alrededor de dislocaciones y límites de grano debido a la diferencia de volúmenes atómicos entre la matriz y el precipitado.

Al estar el AL6XN a temperaturas de 700°C y 800°C los carburos tienden a precipitar carburos de tipo M_{23} donde tienen preferencia en imperfecciones microestructurales como dislocaciones, vacancias, donde producen esfuerzos localizados y por lo cual son sitios potenciales para la nucleación de precipitados (Figura 4.24 d).

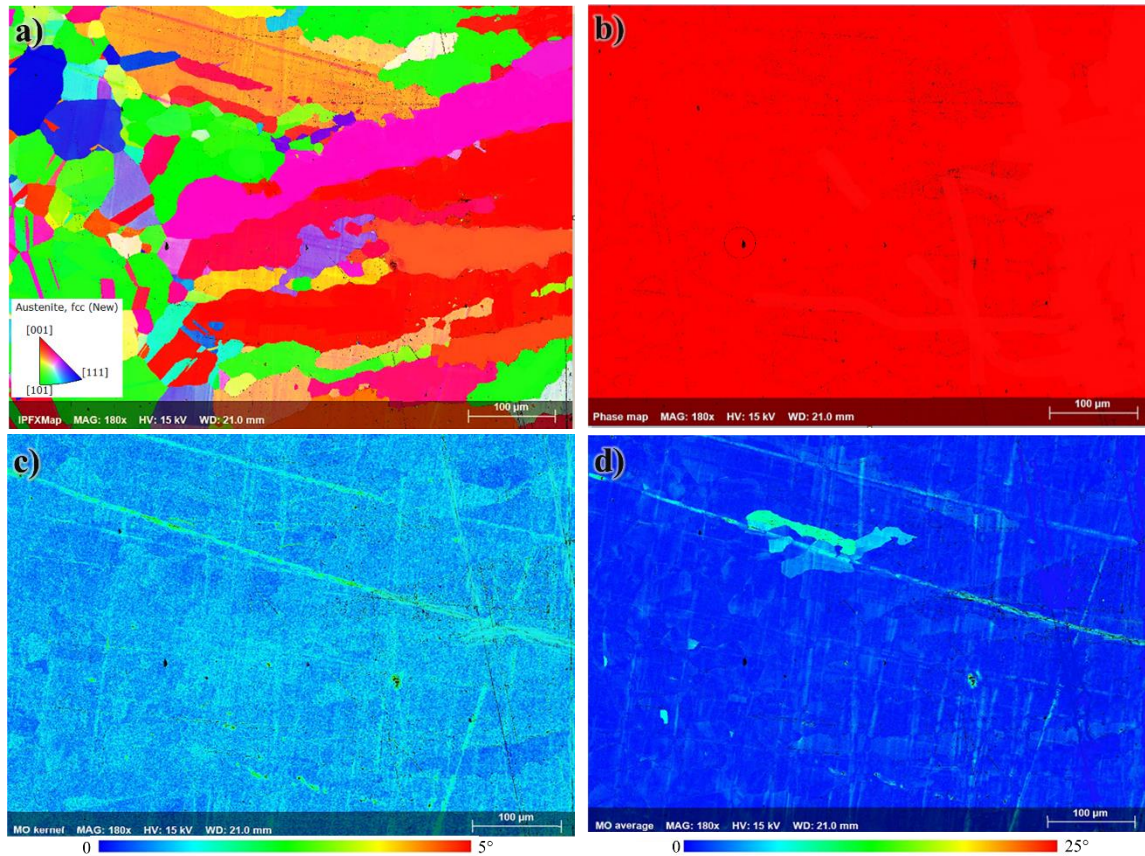


Figura 4.24. EBSD de la interfaz entre el ER-NiCrMo3/AL6XN. A) IPFX, b) Mapa de fase, c) Kernel y d) Promedio de dislocaciones.

4.7 Determinación de vida a la fatiga al 95% de σ_y .

De acuerdo a los resultados obtenidos de los resultados del ensayo de tensión (apartado 4.5), se calcularon los parámetros de la prueba de fatiga. Se realizó una prueba a partir del esfuerzo de fluencia de 370 MPa con el 90% del $\Delta\sigma$ para saber si fallaba antes de alcanzar 10^6 ciclos. Después de este ciclaje, se observó que la probeta no falló. Por lo tanto, se aplicó un rango de esfuerzos del 95% para predecir la vida a la fatiga, por lo que la probeta superó los 2,500,000 ciclos. A partir de los resultados del ensayo de fatiga con el 95% y 90% se realizaron dos ensayos de 50 y 25% acumulación del daño por fatiga con un rango de



esfuerzos del 95. La tabla 4.3 presenta las características de la vida a la fatiga de la junta soldada.

Tabla 4. 3 Características de la vida a la fatiga de la unión disímil.

Esfuerzo [% σ_y]	A [mm ²]	P_{max} [N]	P_{min} [N]	S_{max} [MPa]	S_{min} [MPa]	S_a [MPa]	N_f
95	40.20	14,130.3	1413.03	351.1	35.1	158	2,500,000
90	39.98	13,313.3	1331.3	333	33	150	1,069,912
95 (1)	41.13	14,4571	1445.71	351.1	35.1	158	1,250,000
95 (2)	42	14,746	1476.1	351.1	35.1	158	650,000

- 95 (1) 50% de acumulación de daño por fatiga
- 95 (2) 25% de acumulación de daño por fatiga

La unión no presentó falla, sin embargo, tuvo un ciclo de tensión por fatiga y dio lugar a la formación de intrusiones y extrusiones en la superficie del material a lo largo de los planos de deslizamiento como se muestra en la Figura 4.25. Las intrusiones y extrusiones en los materiales indican la longitud de deslizamiento donde el tamaño de grano gobierna, lo que permite que los granos gruesos desarrollan pasos de deslizamiento más grandes en la superficie, lo que facilita su formación. En una etapa posterior, las intrusiones comienzan a desarrollarse paralelas a la extrusión en varios lugares. Los esfuerzos cíclicos que provoca el ensayo dan como resultado la formación de un relieve superficial pronunciado, tendiendo un patrón específico (Figura 4.25 a-b). De tal manera que al llegar a la zona de no mezcla esta formación de intrusiones y extrusiones se detienen por el bloqueo de la ZNM, debido a que en esta zona no existe una formación de grano o límites de grano donde puedan deslizarse las dislocaciones (Figura 4.25 c)). De acuerdo a Trujillo y col. [79] la unión disímil entre un 2205/316L presentó una superficie de relieve pronunciado, es causado por la deformación

cíclica del ensayo. Estos sitios sirven como nucleadores de grietas por fatiga, por lo que se predice que después de cierto ciclaje la junta soldada fallaría en esta zona.

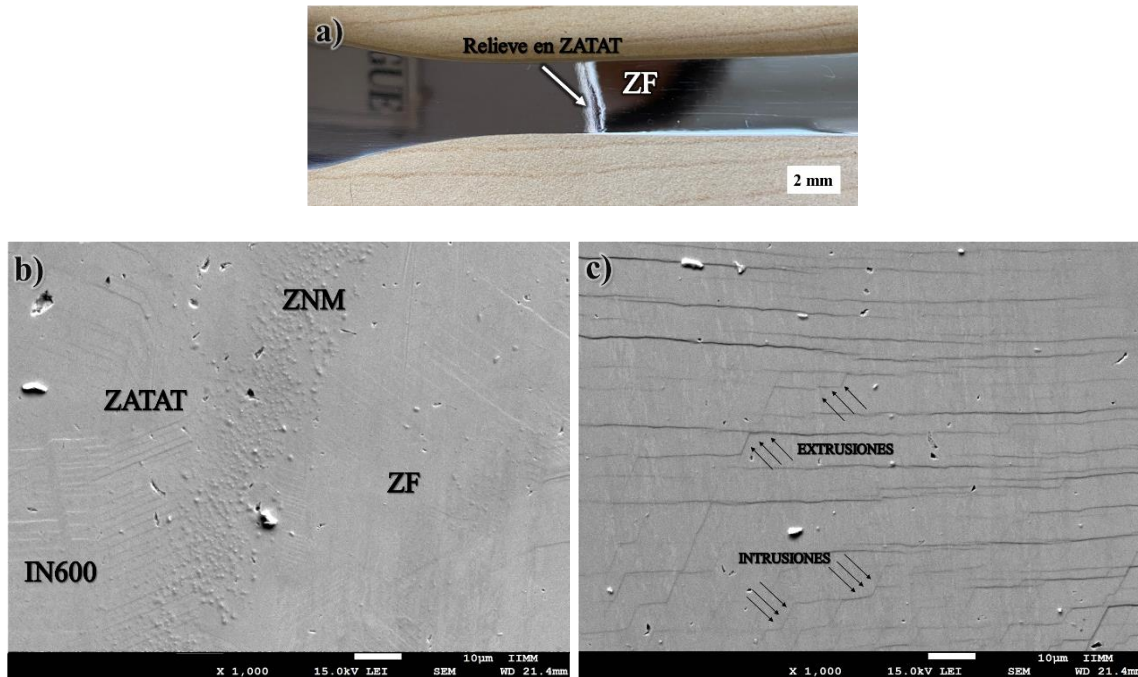


Figura 4.25. Características superficiales de la probeta fatigada sin fallar. a) Imagen de la superficie fatigada, b) micrografía tomada mediante el MEB cerca de la ZATAT del IN600.

Se procedió a evaluar el aumento de rugosidad promedio (R_a) de la superficie de la soldadura, después de la prueba de fatiga (R_{af}). La Figura 4.26 presenta los resultados de la prueba de rugosidad previo y post ensayo de fatiga. En particular se aprecia una notable diferencia de rugosidad en la superficie de la junta soldada previo a la fatiga debido a las diferentes zonas de la junta, sin embargo, después del ensayo se presenta un significativo aumento de rugosidad, en estas zonas ocurrieron las bandas densas de dislocaciones y se produjera una deformación, pero ningún núcleo para producir una grieta y ocurra la falla.

La Figura 4.27 presenta los resultados promedio obtenidos de los ensayos de dureza previa y post al ensayo de fatiga se observa. En estos perfiles que existió un endureciendo durante el ensayo en todas las probetas, esto se relaciona a los resultados obtenidos con la prueba de rugosidad donde comienza a ser más gradual. Los resultados de dureza demostraron que en la zona más frágil es adjudicada en la zona de recristalización que sufrió el IN600 TT en la



ZATAT, el tamaño de grano en esta zona queda susceptible a la deformación por tener un tamaño de grano mayor y el movimiento de dislocaciones tiene un mayor número de posibilidades de movilidad para estos defectos (Figura 4.27 b)). Pólak [76] menciona en su estudio que el material empieza a ser extruido y comienza las grietas de corte de la etapa I e inician en las interfaces de la matriz las bandas de deslizamiento persistentes en ambos lados de la extrusión que emergen en la superficie y/o en lugares donde aumentan las tensiones en la extrusión.

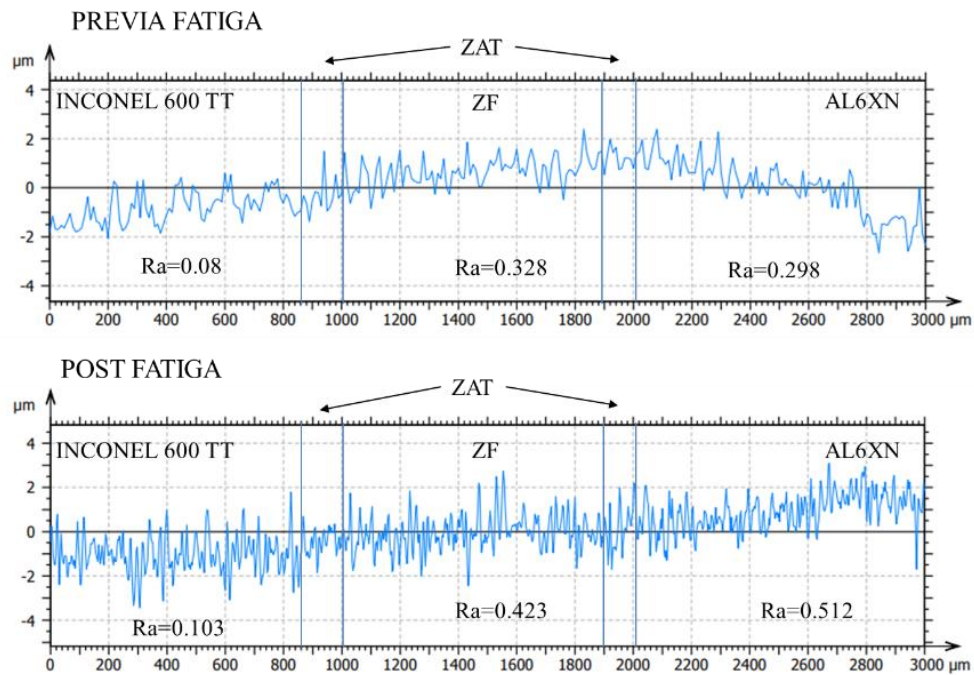


Figura 4.26. Perfil de rugosidad de la junta soldada previa y post ensayo de fatiga.

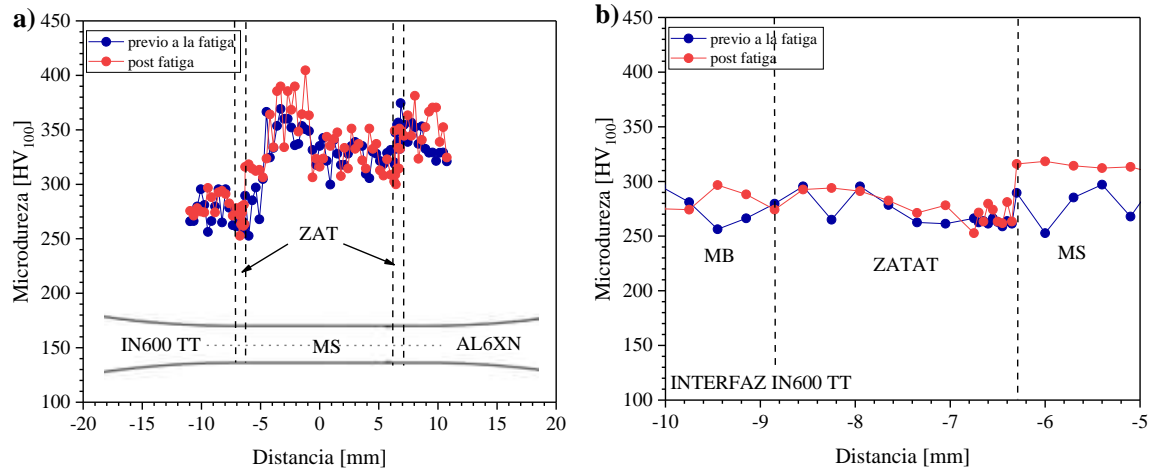
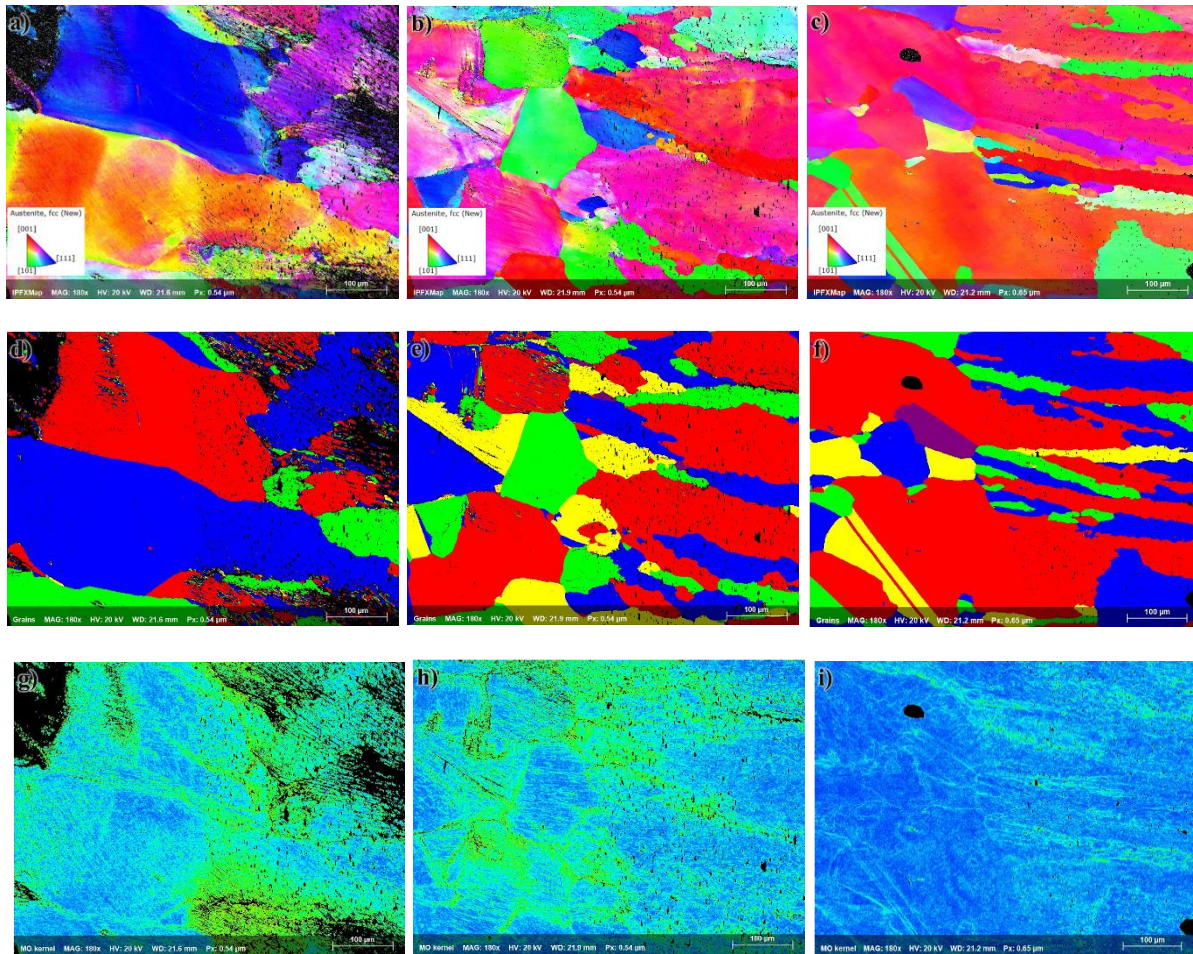


Figura 4.27. Perfiles de microdureza en el espécimen de fatiga de la junta soldada antes y después del ensayo.

4.7.1 Caracterización de las muestras de fatiga mediante la técnica EBSD.

De acuerdo a la Figura 4.28 se presentan las imágenes de los IPF tomadas mediante la técnica EBSD de las muestras con daño al 25, 50 y 95% (muestra expuesta de 2.5 millones de ciclos). Es notorio que no todos los granos van hacia la misma dirección y muestran orientaciones preferenciales. La Figura 4.28 a) corresponde a la probeta del 25% del daño donde se observa una orientación más inclinada a la familia [111] color azul, a diferencia de la probeta del 50% que se inclinó a la familia [001] (Figura 4.28 b)) similar a la probeta del 95% del daño (Figura 4.28 c). Los granos comenzaron a orientarse hacia el plano de deslizamiento que va en dirección del esfuerzo que ejerce el ensayo cíclico (Figura 4.28 g-j), las distintas tonalidades muestran su dirección de ordenamiento que obtienen los granos (Figura 4.28 d-f). Las dislocaciones comenzaron a acumularse dentro y fuera del grano teniendo un valor promedio de un ángulo mayor de 50° como indica la Figura 4.28 (j-l), todas las probetas demostraron que la zona donde comenzaron las marcas fue en la ZATAT del IN600 TT. En esta zona sucedió la falla en los ensayos de tensión. En la prueba de las probetas del 25 y 50% se aprecia una notable deformación, de tal manera que los precipitados y los límites de grano existentes en el material IN600 TT facilitaron una mayor movilidad de dislocación, a diferencia del AL6XN. Sin embargo, al llegar a los 2.5 millones de ciclos se aprecia que las dislocaciones que lograban deslizarse en los límites de grano del Inconel 600 disminuyeron

su movilidad propiciando zonas restringidas para el deslizamiento produciendo un endurecimiento cíclico y el límite elástico cíclico se vuelve mayor que el límite elástico monótono [80]. Al aumentar la deformación plástica en un sistema de deslizamiento en el grano con una orientación más dura es difícil iniciar el deslizamiento de dislocaciones a diferencia de un tamaño de grano más blando. Se observa que las imágenes de desorientación de granos fueron más pronunciadas en la probeta del 25% del daño en comparación del 50 y 95% del daño. La desorientación se relaciona a la cantidad de defectos cristalinos en los límites de grano o dentro del grano austenítico (Figura 4.28 h-j) [81]. La Figura 4.28 presentan las imágenes mediante Kernel obtenidas mediante la técnica EBSD. Donde se observa las muestras deformadas por el numero de ciclos que sufrieron las probetas en la interfaz IN600 TT.



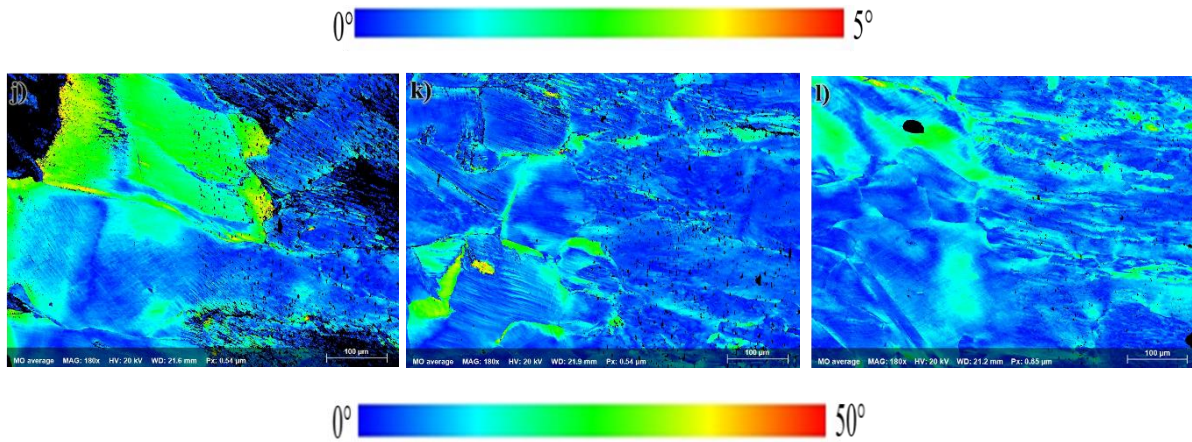


Figura 4.28. Imágenes mediante EBSD en probetas sometidas a ensayos de fatiga del 25%, 50% y 95% de daño acumulado. a-c) Figura inversa de polos en X, d-f) Granos, g-i) Desorientación de granos cristalinos, j-l) Kernel.

Al ser sometida una aleación al proceso de soldadura presenta diferentes cambios microestructurales entre el MB y el material de aporte, el inicio de las marcas de extrusión o intrusión sucedieron en la ZATAT. El IN600 al ser una aleación que endurece por solución sólida tiende a tener átomos sustitucionales como el Cr y Fe que permite la formación de precipitados tipo $M_{23}C_6$, M_7C_3 y MC dejando zonas empobrecidas. El movimiento de dislocaciones fue bastante notable ya que el color predominante fue el color verde, lo que indicó un ángulo de casi 50° en las probetas del 25 y 50%, a diferencia del 95% que fue alrededor de 15° . Al aumentar el número de ciclos permitió que el material disminuyera el movimiento de dislocaciones, en consecuencia, las dislocaciones se restringen en su movilidad y disminuye su deslizamiento por lo que los materiales se endurecen cíclicamente por lo que el límite elástico cíclico se vuelve más alto que el límite elástico monótono. Lo que sucedió con el IN600 TT al sufrir varios cambios térmicos o por su mismo procesamiento al ser endurecidos el ciclo de deformación cambia su estructura y reconfigura de tal manera que disminuye su resistencia [7, 45]. Esta reconfiguración de la estructura de la dislocación tiende a promover una mayor movilidad de la dislocación en la zona ZATAT, en consecuencia, alrededor de los límites de grano y precipitados tienen mayor movimiento en esta zona del material por el ciclaje y disminuyendo su resistencia mecánica (Figura 4.28 j-l).



CONCLUSIONES

1. Los parámetros y variables operativas durante el soldeo de la unión disímil IN600TT-AL6XN con electrodo ERNiCrMo3 fueron los adecuados, debido a que presenta buena penetración, sin agrietamiento, porosidades ni falta de fusión.
2. La ZNM en la interfaz AL6XN-IN600TT tiene un rango pequeño, sin embargo, es propenso a picaduras en medios corrosivos.
3. La eficiencia mecánica tuvo un valor por encima de 95% en todas las soldaduras.
4. Las microdurezas de los materiales base respecto a la junta tuvieron una discrepancia de 20-30 unidades de microdureza en Vickers.
5. La falla de la junta soldada en el ensayo de tensión ocurrió en la ZATBT del IN600 TT debido a la disminución de dureza que ocurrió a 2-4 mm del metal de soldadura.
6. El empleo del modelo de Ramberg-Osgood permitió modelar correctamente la parte elastoplástica de los materiales base y la junta soldada.
7. Las probetas sometidas al ensayo de fatiga con un rango de esfuerzos de 95% no fallaron después de 2.5 millones de ciclos. El IN600 presentó un endurecimiento ciclico en la ZATAT.
8. Los análisis de EBSD demostraron que el comportamiento de la soldadura modifico sus propiedades mecánicas y a diferencia de la probeta del 25 y 50% el movimiento de dislocaciones disminuyo al llegar al 95% con un rango de esfuerzos de 95.

APÉNDICE A1

El uso de 2 o más pendientes en el modelo da la región plástica mediante la ecuación de Ramberg-Osgood de los materiales base y junta soldada.

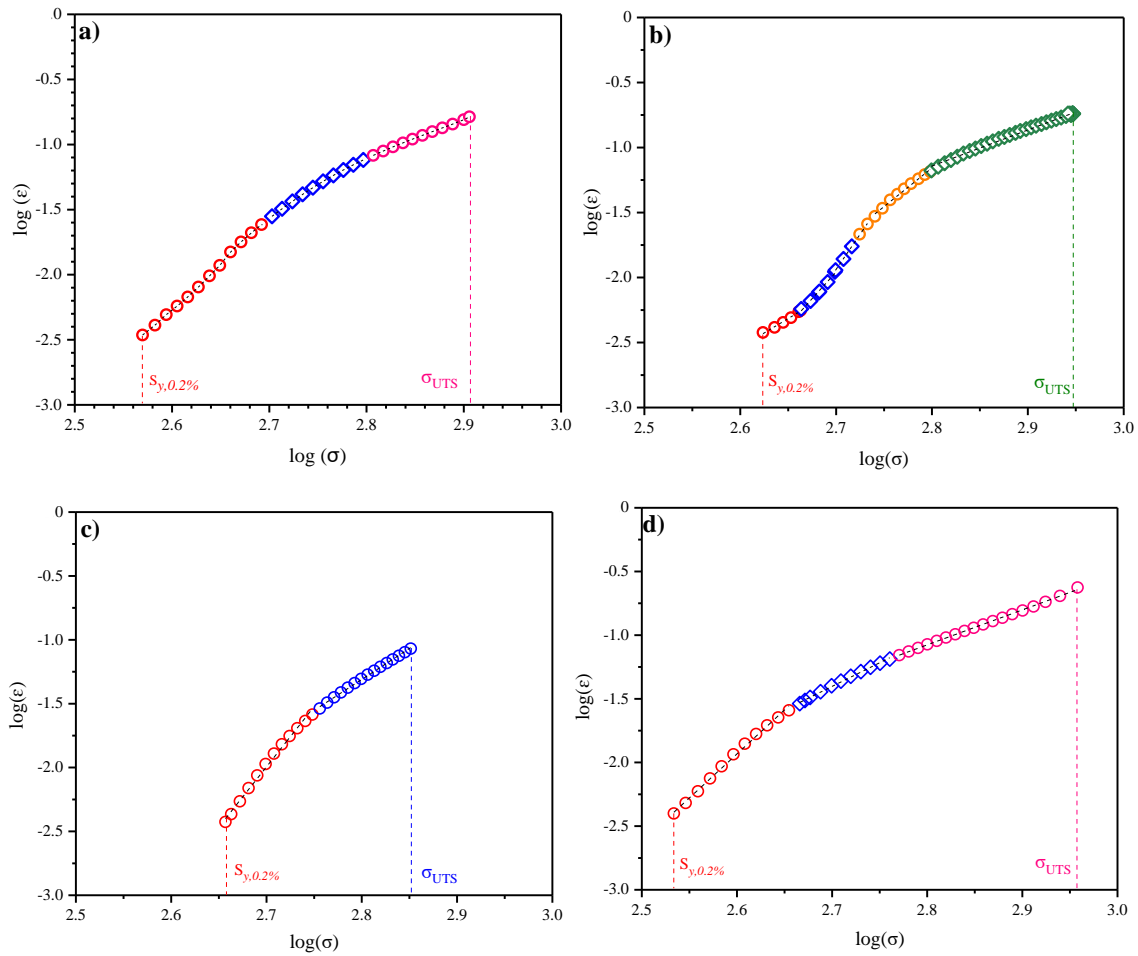


Figura A.1. Pendiente ajustadas mediante el modelo de Ramberg Osgood a) unión, b) AL6XN c) IN600 TT y d) IN600 MB.



REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] 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.
- [2] 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.
- [3] López González M D. *Resistencia a la corrosión de aceros inoxidable de última generación en medios que contienen cloruros y mezclas cloruro-fluoruro*. Universidad Complutense de Madrid, Servicio de Publicaciones. 2003.
- [4] Alloys R. *AL-6XN® Alloy (UNS N08367)*. <https://www.rolledalloys.com/shared-content/technical-resources/databooks/AL-6XN_DB_US_EN.pdf> [2002].
- [5] Briones Flores R. *Caracterización mecánica y microestructural en soldaduras disímiles AL-6XN/316L con daño previo por fatiga*. Instituto de Metalurgia y Ciencias de los Materiales. Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. 2016.
- [6] Cortes-Cervantes I, Lopez-Morelos V, Miyashita Y, Garcia-Hernandez R, Ruiz-Marines A, Garcia-Renteria M. *Fatigue resistance of AL6XN super-austenitic stainless steel welded with electromagnetic interaction of low intensity during GMAW*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 99(9-12), 2849-2862, 2018.
- [7] Meyers M A, Chawla K K. *Mechanical behavior of materials*. Cambridge university press. 2008.
- [8] Otegui J L. *Failure Analysis. Fundamentals and Applications in Mechanical Components, Switzerland: Springer International Publishing*. 2014.
- [9] Ramkumar K D, Patel S D, Praveen S S, Choudhury D J, Prabakaran P, Arivazhagan N, Xavior M A. *Influence of filler metals and welding techniques on the structure-property relationships of Inconel 718 and AISI 316L dissimilar weldments*. **Materials & Design (1980-2015)**. 62 175-188, 2014.
- [10] 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.
- [11] Flores R B, Ruíz A, Rubio-González C, López V H, Lara N O, Hernández R G, López F F C. *Effect of heat input and accumulated fatigue damage on mechanical properties*



- of dissimilar AL-6XN/316L welded joints. Materials Characterization.* 112 41-50, 2016.
- [12] Steels, A., *Atlas steels technical handbook of stainless steels.* Atlas Steels Technical Department, Australia. 2010.
- [13] León Thomas Y. *Microestructura y propiedades en la interfase de aceros inoxidable austeníticos formada por explosión.* Facultad Metalurgi-Electromecánica. Instituto Superior Minero Metalúrgico "Dr. Antonio Núñez Jiménez". 2018.
- [14] Leal Alanis S A. *Caracterización de Aceros Inoxidables y Estudio de su Resistencia Mecánica y Conformabilidad.* **Maestría.** Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Universidad Autónoma de Nuevo León. 2011.
- [15] Meng L, Sun J, Xing H, Yu W, Xue F. *Study of low-cycle fatigue of AL6XN austenitic stainless steel.* **Nuclear engineering and design.** 241(8), 2839-2842, 2011.
- [16] Padilha A F, Plaut R L, Rios P R. *Annealing of cold-worked austenitic stainless steels.* **ISIJ international.** 43(2), 135-143, 2003.
- [17] Lippold J C, Kotecki D J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels.* 2005.
- [18] Kou S. *Welding metallurgy.* **New Jersey, USA.** 431-446, 2003.
- [19] Manikandan S, Sivakumar D, Rao K P, Kamaraj M. *Laves phase in alloy 718 fusion zone—microscopic and calorimetric studies.* **Materials Characterization.** 100 192-206, 2015.
- [20] Jamaloei A D, Khorram A, Jafari A. *Characterization of microstructure and mechanical properties of dissimilar TLP bonding between IN718/IN600 with BNi-2 interlayer.* **Journal of Manufacturing Processes.** 29 447-457, 2017.
- [21] Cortés Rodríguez R. *Comportamiento a la fatiga de la soldadura disímil IN718-AL6XN.* **Maestría.** Instituto de Metalurgia y Ciencia de los Materiales. Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. 2019.
- [22] Dupont J, Banovic S, Marder A. *Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a super austenitic stainless steel and nickel-based alloys.* **Welding Journal.** 82(6), 125, 2003.
- [23] Banovic S, DuPont J, Marder A. *Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys.* **Science and Technology of welding and Joining.** 7(6), 374-383, 2002.
- [24] A. Rajasekhar. Prof. Mechanical Engg. St. Marten Engg College K, Ranga Reddy,



- Telangana, India. . *Influence of Microstructure on Mechanical properties of Martensitic Stainless Steel Welds*. 12(2 Ver. VI (Mar - Apr. 2015)), 5-10,
- [25] Satyanarayana D, Prasad N E. *Nickel-based superalloys*. Springer. 199-228. 2017.
- [26] Reed R C. *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge university press. 2008.
- [27] Lippold J C, Kiser S D, DuPont J N. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. John Wiley & Sons. 2011.
- [28] Mottura A, Warnken N, Miller M K, Finnis M W, Reed R C. *Atom probe tomography analysis of the distribution of rhenium in nickel alloys*. **Acta Materialia**. 58(3), 931-942, 2010.
- [29] Jaramillo Isaza C. *Estudio de corrosión asistida por esfuerzo en aleaciones y superaleaciones para aplicaciones aeronáuticas*. Universidad Autónoma de Nuevo León. 2015.
- [30] Srikanth A, Subramani P, Kannan V, Mageshkumar K, Puneeth T, Manikandan M, Arivazhagan N, Krishna A S R. *Investigation on microstructure, micro-segregation and mechanical properties of gas tungsten arc weldment of alloy 600 by ERNiCrMo-10*. **Materials Today: Proceedings**. 5(5), 13244-13250, 2018.
- [31] Sato Y, Arkom P, Kokawa H, Nelson T, Steel R. *Effect of microstructure on properties of friction stir welded Inconel Alloy 600*. **Materials Science and Engineering: A**. 477(1-2), 250-258, 2008.
- [32] Chandrasekar G, Kailasanathan C, Verma D K. *Investigation on un-peened and laser shock peened weldment of Inconel 600 fabricated by ATIG welding process*. **Materials Science and Engineering: A**. 690 405-417, 2017.
- [33] Al-Rubaie K S, Godefroid L B, Lopes J A. *Statistical modeling of fatigue crack growth rate in Inconel alloy 600*. **International journal of fatigue**. 29(5), 931-940, 2007.
- [34] Yniestra H J M. *Microestructura y propiedades mecánicas de la soldadura disímil AL6XN-Inconel 600 envejecido*. Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. 2021.
- [35] Airey G. *Microstructural aspects of the thermal treatment of Inconel alloy 600*. **Metallography**. 13(1), 21-41, 1980.
- [36] Xu H, Liu W, Lu F, Wang P, Ding Y. *Evolution of carbides and its characterization in HAZ during NG-TIG welding of Alloy 617B*. **Materials Characterization**. 130 270-277, 2017.



- [37] Granados Becerra H. *Comportamiento microestructural, mecánico y electroquímico de una unión disímil de Inconel 600 envejecido y uno de fabricación.* 2021.
- [38] Blumm J, Lindemann A, Niedrig B. *Measurement of the thermophysical properties of an NPL thermal conductivity standard Inconel 600.* **Proc. of 17th European Conference on Thermophysical Properties.** 621-626, Year.
- [39] Silva C C, De Albuquerque V H C, Miná E M, Moura E P, Tavares J M R. *Mechanical properties and microstructural characterization of aged nickel-based alloy 625 weld metal.* **Metallurgical and Materials Transactions A.** 49(5), 1653-1673, 2018.
- [40] 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.
- [41] Mortezaie A, Shamanian M. *An assessment of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welds between Inconel 718 and 310S austenitic stainless steel.* **International Journal of Pressure Vessels and Piping.** 116 37-46, 2014.
- [42] 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.
- [43] Rahman M A, Raheem N A, El Koussy M. *Effect of heat input on the microstructure and properties of dissimilar weld joint between Incoloy 28 and superaustenitic stainless steel.* **Acta Metallurgica Sinica (English Letters).** 27(2), 259-266, 2014.
- [44] Stephens R I, Fatemi A, Stephens R R, Fuchs H O. *Metal fatigue in engineering.* John Wiley & Sons. 2000.
- [45] Maddox S J. *Fatigue strength of welded structures.* Woodhead publishing. 1991.
- [46] Sachs N W. *Understanding the surface features of fatigue fractures: how they describe the failure cause and the failure history.* **Journal of Failure Analysis and Prevention.** 5(2), 11-15, 2005.
- [47] Yun J-G, Ma C-Q, Yi J-J, Li X-W. *Qualitative and quantitative characterizations of fracture surfaces of AL6XN super-austenitic stainless steel fatigued at different stress amplitudes.* **Progress in Natural Science: Materials International.** 22(1), 48-52, 2012.
- [48] Metrovich B, Fisher J W, Yen B T, Kaufmann E J, Cheng X, Ma Z. *Fatigue strength of welded AL-6XN superaustenitic stainless steel.* **International journal of fatigue.** 25(9-11), 1309-1315, 2003.
- [49] Park D-k, Woo S-w, Yoon D-h, Chung I. *A study on fretting fatigue life for the Inconel*



- alloy 600 at high temperature. Nuclear engineering and design.* 240(10), 2521-2527, 2010.
- [50] James F. *The procedure handbook of arc welding. The James F. Lincoln Arc Welding Foundation, Cleveland, USA.* 2000.
- [51] Quintino L, Liskevich O, Vilarinho L, Scotti A. *Heat input in full penetration welds in gas metal arc welding (GMAW). The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* 68(9), 2833-2840, 2013.
- [52] Kim I, Basu A. *A mathematical model of heat transfer and fluid flow in the gas metal arc welding process. Journal of materials processing technology.* 77(1-3), 17-24, 1998.
- [53] Bosworth M. *Effective heat input in pulsed current gas metal arc welding-solid wire electrodes.* 1990.
- [54] International A. *ASTM E384-01: standard test method for microindentation hardness of materials.* Year.
- [55] Kardak A, Sinclair G. *Stress Concentration Factors for ASTM E8/E8M-16a Standard Round Specimens for Tension Testing. Journal of Testing and Evaluation.* 48(1), 2020.
- [56] Lewis A, Bingert J, Rowenhorst D, Gupta A, Geltmacher A, Spanos G. *Two- and three-dimensional microstructural characterization of a super-austenitic stainless steel. Materials Science and Engineering: A.* 418(1-2), 11-18, 2006.
- [57] Cortés Cervantes I S. *Efecto de la interacción de campos electromagnéticos de baja intensidad durante la soldadura de un acero inoxidable superaustenítico AL6XN.* 2017.
- [58] Ares A, Caram R, Jaime M, Ferrandini P, Dutra A, Guejiman S, Schvezov C. *Solidificación y microestructura de un acero inoxidable austenítico. ANALES AFA.* Year.
- [59] Merezhko D, Merezhko M, Gussev M, Busby J, Maksimkin O, Short M, Garner F. *Investigation of pitting corrosion in sensitized modified high-nitrogen 316LN steel after neutron irradiation. Proceedings of the 18th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems–Water Reactors.* 1125-1140, Year.
- [60] Was G S, Kruger R. *A thermodynamic and kinetic basis for understanding chromium depletion in Ni-Cr-Fe alloys. Acta metallurgica.* 33(5), 841-854, 1985.
- [61] FEPA-Standards 43-1:2006 - a i I.



- [62] Kasparova O. *Intergranular corrosion of nickel alloys*. **Protection of Metals**. 36(6), 524-532, 2000.
- [63] Herrera Chávez L Y. *Caracterización microestructural, mecánica y de termofluencia de la unión soldada de Inconel 600*. 2020.
- [64] Song K, Nakata K. *Effect of precipitation on post-heat-treated Inconel 625 alloy after friction stir welding*. **Materials & Design**. 31(6), 2942-2947, 2010.
- [65] Mathew M, Parameswaran P, Rao K B S. *Microstructural changes in alloy 625 during high temperature creep*. **Materials Characterization**. 59(5), 508-513, 2008.
- [66] Wang Y, Cui H, Fan M, Chen Y, Lu F. *Characterization on the gradient microstructure near the fusion interface of dissimilar metal between high Cr heat-resistant steel and Ni-based Alloy 617*. **Materials Characterization**. 151 227-236, 2019.
- [67] Pierson H O. *Handbook of refractory carbides and nitrides: properties, characteristics, processing and applications*. William Andrew. 1996.
- [68] López-Martínez E, Vázquez-Gómez O, Vergara-Hernández H J, Serna S, Campillo B. *Mechanical characterization of the welding of two experimental HSLA steels by microhardness and nanoindentation tests*. **Metals and Materials International**. 22(6), 987-994, 2016.
- [69] Chandrasekar G, Kailasanathan C, Vasundara M. *Investigation on un-peened and laser shock peened dissimilar weldments of Inconel 600 and AISI 316L fabricated using activated-TIG welding technique*. **Journal of Manufacturing Processes**. 35 466-478, 2018.
- [70] Umemoto M, Tsuchiya K, Liu Z, Sugimoto S. *Tensile stress-strain analysis of single-structure steels*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 31(7), 1785-1794, 2000.
- [71] Granados-Becerra H, López-Morelos V H, Ruiz A, García-Hernández R, Curiel-López F F, Barajas-Alvarez M R. *Ramberg–Osgood Stress–Strain Analysis of the Effects of Aging Treatment and Welding on IN600 with a Three-Stage Strain Hardening Behavior*. **Metals and Materials International**. 1-12, 2021.
- [72] Gupta C, Dubey J, Ganguly S, Biswas A, Kamat Y, Chakravartty J. *Characterization of fatigue and fracture behaviour and improvement of toughness of end fitting material of pressurized heavy water reactors*. **High Temperature Materials and Processes**. 16(1), 65-76, 1997.
- [73] Song K, Fujii H, Nakata K. *Effect of welding speed on microstructural and mechanical properties of friction stir welded Inconel 600*. **Materials & Design**.



- 30(10), 3972-3978, 2009.
- [74] Ramkumar K D, Sridhar R, Periwal S, Oza S, Saxena V, Hidad P, Arivazhagan N. *Investigations on the structure–Property relationships of electron beam welded Inconel 625 and UNS 32205. **Materials & Design.** 68 158-166, 2015.*
- [75] Greenhalgh E. *Failure analysis and fractography of polymer composites.* Elsevier. 2009.
- [76] Bhadeshia H, Honeycombe R. *Steels: microstructure and properties.* Butterworth-Heinemann. 2017.
- [77] Lewis M H, Hattersley B. *Precipitation of M₂₃C₆ in austenitic steels. **Acta metallurgica.** 13(11), 1159-1168, 1965.*
- [78] Terao N, Sasmal B. *Precipitation of M₂₃C₆ type carbide on twin boundaries in austenitic stainless steels. **Metallography.** 13(2), 117-133, 1980.*
- [79] Hernández Trujillo S L. *Efecto de la aplicación de campo electromagnético sobre la microestructura y propiedades mecánicas de la unión disímil 2205/316L.* 2021.
- [80] Polák J, Man J. *Mechanisms of extrusion and intrusion formation in fatigued crystalline materials. **Materials Science and Engineering: A.** 596 15-24, 2014.*
- [81] Yan F, Tao N, Archie F, Gutiérrez-Urrutia I, Raabe D, Lu K. *Deformation mechanisms in an austenitic single-phase duplex microstructured steel with nanotwinned grains. **Acta Materialia.** 81 487-500, 2014.*