

UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRIA EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES

EFECTO DE LA MICROESTRUCTURA EN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UNA SOLDADURA DISÍMIL AL-6XN/2205

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

ING. HUMBERTO LIMA CARRASCO

Asesor de Tesis

Ph. D. VICTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

Morelia, Mich. Agosto de 2015

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a toda mi familia principalmente a mis padres Humberto y Yolanda por el apoyo, consejos y regaños que siempre me han dado para mi bienestar; así como la confianza que siempre han tenido en mí. Simplemente sin ustedes no hubiera logrado tan anhelada meta.

A mi asesor, el Dr. Víctor Hugo López Morelos por su paciencia y gran apoyo. Por haberme brindado la oportunidad de trabajar en su proyecto y guiarme durante toda mi estancia en la maestría.

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales por haberme aceptado y ser parte de su comunidad científica; así como también a los diferentes docentes que me brindaron parte de sus conocimientos para fortalecer este proyecto.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico brindado para poder lograr la realización de este proyecto.

A mis verdaderos amigos que siempre han estado conmigo en las buenas y en las malas, por brindarme su amistad sin condiciones y por apoyarme siempre que lo eh necesitado.

<u>Gracias.</u>

RESUMEN

En el presente trabajo se estudió el efecto de la microestructura en el comportamiento mecánico de la soldadura disímil AL-6XN/2205 realizada por medio del proceso de soldadura con protección de gas (97% Ar-3% N₂) y electrodo metálico consumible (GMAW, por sus siglas en inglés). Se cortaron placas de 6.35 mm de espesor de las aleaciones AL-6XN y 2205, se les dio una preparación en simple "V". Se utilizaron 3 electrodos; ER NiCrMo3, ER 2209 y ER 310 de 1.2 mm de diámetro. Las variables operativas del proceso de soldadura se ajustaron para producir una transferencia de metal por rocío con un calor de aporte de aproximadamente 1.50 y 1.00 kJ/mm. El porcentaje de dilución cuantificado muestra que en las soldaduras con un alto calor de aporte es mayor al 40%, mientras que en las soldaduras con bajo calor de aporte no pasa de 26%. La caracterización microestructural muestra un crecimiento de grano ferrítico con la regeneración de austenita en la ZAT del lado del MB dúplex 2205. La extensión de la zona afectada térmicamente de alta temperatura en el 2205 varió no solo en función del aporte, también dependió del electrodo utilizado. En el análisis por microscopia electrónica de barrido (MEB) se encontraron partículas ricas en Mo y Nb en la zona del metal de soldadura con el electrodo ER NiCrMo3, mientras que con el electrodo ER 310 se encontraron partículas ricas en Cr atribuido a la baja velocidad de difusión de dichos elementos en la fase γ. Las pruebas mecánicas de tensión en general muestran que en las probetas donde se aplicó un calor de aporte mayor la falla se propició en la soldadura y las de bajo aporte en el material base AL6XN. La menor energía absorbida en el ensayo de impacto Charpy se obtuvo con el metal de aporte ER NiCrMo3 para las diferentes zonas; mientras que con metal de aporte ER 310 se obtuvo la mayor energía absorbida en el metal de soldadura. La zona de soldadura que obtuvo mayor dureza fue la del electrodo ER 2209 gracias a la composición mixta γ/δ. En general la soldadura más sana y con mejores propiedades mecánicas fue con el metal de aporte ER 2209 y bajo aporte térmico.

Palabras clave: Acero inoxidable dúplex, AL-6XN, unión disímil, ZAT, GMAW.

ABSTRACT

In this work we studied the effects on the microstructure and mechanical properties of AL-6XN/2205 dissimilar weld through the process GMA welding. Plates 6.35 mm thick AL-6XN alloy and 2205 stainless steel were prepared which were cut a simple "V". Three electrodes were used; ER NiCrMo3, ER 2209 and ER 310 with 1.2 mm in diameter. The welding process variables was adjusted for a transfer protective gas sprayed with 97% Ar-3%N₂, with an heat input of approximately 1.50 and 1.00 kJ/mm. Quantified dilutions show that in welding a high input is more than 40%, while in welding whit low heat input the dilution % is not more than 26%. Microstructure characterization of welds shows growth of ferrite grains with regeneration of austenite in the HAZ side 2205 duplex. The extension of HAZ high temperature on 2205 duplex stainless steel varied according heat input and filler metal. Scanning Electron Microscope analysis revealed the presence of Mo and Nb rich particles in the weld metal with ER NiCrMo3 filler metal and the presence of Cr rich particles in the weld metal with ER 310 filler metal due to the low rate of diffusion of these elements in the γ phase. Mechanical tensile tests generally show that in the specimens where applied higher heat input failure was encouraged in welding and low heat input failure into AL-6XN. The lowest energy absorbed in the charpy impact test was obtained with the ER NiCrMo3 filler metal for different areas; whereas ER 310 filler metal the greatest absorbed energy was obtained in the weld metal. The hardness in the weld metal is the highest with ER 2209 filler metal due to γ/δ mixed composition. Generally the welding healthier and better mechanical properties were ER 2209 filler metal and low heat input.

Keywords: Duplex stainless steel, AL-6XN, dissimilar weld, HAZ, GMAW.

ÍNDICE GENERAL

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN	13
1.1 Introducción.	14
1.2 Justificación	15
1.3 Objetivos.	16
1.3.1 Objetivo general	16
1.3.2 Objetivos particulares	16
1.4 Hipótesis	17
CAPÍTULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	18
2.1 Metalurgia de los aceros inoxidables dúplex (AID)	19
2.1.1 Influencia de los elementos aleantes	20
2.1.2 Diagrama de Schaeffer y WRC-92	22
2.2 Diagrama de fase y fases típicas.	24
2.3 Solidificación.	26
2.4 Precipitación de la Austenita (γ).	29
2.5 Transformaciones de fase debajo de 1000 °C.	30
2.5.1 Fase sigma (σ)	30
2.5.2 Fase Chi (χ)	31
2.5.3 Austenita secundaria (γ ₂)	32
2.5.4 Nitruros de cromo (CrN, Cr2N)	32
2.5.5 Carburos de cromo (M ₇ C ₃ , M ₂₃ C ₆)	33
2.5.6 Fase R	33
2.5.7 Fase π	33
2.5.8 Fase ε	33





2.6 Evolución microestructural durante la soldadura	34
2.7 Conceptos básicos de la solidificación en la zona de soldadura	35
2.7.1 Comportamiento en el crecimiento de grano	39
2.8 La transformación ferrita delta- Austenita.	41
2.9 Metalurgia de los aceros inoxidables superausteníticos	43
2.10 Soldabilidad de los aceros inoxidables dúplex y superausteníticos	45
CAPÍTULO III. METODOLOGÍA	53
3.1 Material.	54
3.2 Dimensiones y preparación de la junta	56
3.3 Equipo de soldadura y variables operativas.	56
3.4 Caracterización de los materiales base (2205 y AL-6XN)	57
3.4.1 Caracterización microestructural.	57
3.4.2 Caracterización mecánica	58
3.5 Caracterización de la unión soldada.	60
3.5.1 Caracterización microestructural de la unión soldada	60
3.5.2 Caracterización mecánica de la unión soldada	62
3.5.3 Estudio de fractografia	63
CAPÍTULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	64
4.1 Caracterización microestructural de los materiales base	65
4.1.1 Caracterización microestructural de la aleación AL-6XN.	65
4.1.2 Caracterización microestructural del AID 2205	68
4.2 Caracterización mecánica de los materiales base.	70
4.2.1 Microdureza Vickers HV ₁₀₀ de los materiales base	70
4.2.2 Propiedades a la tensión de los materiales base	71



4.2.3 Resistencia al impacto de los materiales base.	73
4.2.4 Fractografia de los materiales base	74
4.3 Caracterización macroestructural de la unión disímil 2205/AL-6XN	77
4.3.1 Perfiles transversales.	77
4.3.2 Porcentajes de dilución en las uniones soldadas disimiles	79
4.4 Caracterización microestructural de la unión disímil 2205/AL-6XN.	81
4.4.1 Caracterización microestructural del metal de soldadura	81
4.4.2 Caracterización microestructural de la ZAT 2205	87
4.4.3 Caracterización microestructural de la ZAT AL-6XN	91
4.5 Caracterización mecánica de la unión disímil 2205/AL-6XN	96
4.5.1 Ensayo de microdureza Vickers HV ₁₀₀ de las juntas soldadas	96
4.5.2 Ensayo de resistencia a la tensión de las juntas soldadas	102
4.5.3 Ensayo de impacto Charpy de las juntas soldadas	107
CAPÍTULO V. Conclusiones	113
Conclusiones	114
Referencias	116



ÍNDICE DE FIGURAS

CAPITULO II. REVISION BIBLIOGRÁFICA
Figura 2. 1 Microestructura de un AID en sus diferentes caras [14]
Figura 2. 2 Efecto de los elementos aleantes en la formación de fases secundarias [11]
Figura 2. 3 Diagrama de Schaeffler indicando el tipo de fase de un AID [18]
Figura 2. 4 Diagrama WRC-92 indicando el % de ferrita en un AID [21]
Figura 2. 5 Diagrama ternario Fe-Ni-Cr [22].
Figura 2. 6 Diagrama de fases Psuedo-binario Fe-Cr-Ni con 70% de Fe [22]
Figura 2. 7 Proyecciones liquidus y solidus en el sistema Fe-Cr-Ni, junto con sus constituyentes
binarios [23, 24]
Figura 2. 8 Representación esquemática de los modos de solidificación en los aceros austeníticos
[23]
Figura 2. 9 Sección vertical con un 70% de Fe del diagrama ternario Fe-Cr-Ni [30] 30
Figura 2. 10 Morfología de la fase sigma; a)950°C, b)850 °C, c)750 °C [22]
Figura 2. 11 Precipitación de la fase Chi en los AID [22]
Figura 2. 12 Diagrama isotérmico de precipitación de los AID con un recocido a 1050 °C [37]. 34
Figura 2. 13 Diagrama esquemático que muestra las tres zonas dentro de una soldadura [38] 35
Figura 2. 14 Diagrama que muestra la variación del gradiente térmico GL y la tasa de crecimiento
Rs a lo largo del frente de solidificación para diferentes formas del charco de soldadura [38] 37
Figura 2. 15 Variación de la forma de la gota de soldadura y su velocidad de crecimiento en
función de la velocidad de la soldadura [38]
Figura 2. 16 Diferentes modelos de flujo de convección producidos por diferentes coeficientes de
temperatura de tensión superficial [38]
Figura 2. 17 Estructura morfológicas posibles durante la solidificación [38]
Figura 2. 18 Diagrama esquemático de la transición del crecimiento celular al dendrítico y e
desarrollo de la ramificación dendrítica con el aumento de la velocidad de crecimiento [38] 41
Figura 2. 19 a) Ilustración esquemática de la curva de enfriamiento del metal de soldadura de un
acero de baja aleación y la transformación de fase hipotética que puede ocurrir en ur
enfriamiento continúo hasta temperatura ambiente. b) Los puntos negros semejan inclusiones er
el metal de soldadura y se muestra el crecimiento de fase ferrita [44]



Figura 2. 20 Diagrama de Schaeffler para el AISA AL-6XN [19]	45
Figura 2. 21 Efecto de la temperatura de recocido en la resistencia a la tensión y alargamiento	en
un AID 2205 [27].	47
Figura 2. 22 Efecto del Ni y N en el valor de impacto en la ZAT para distintas aleaciones[15]	48
CARIEU O HI METOROL OCÍA	
CAPITULO III. METODOLOGÍA Figura 3. 1 Diagrama de flujo de la metodología	54
Figura 3. 2 a) Preparación de la junta soldada en simple "V", b) diagrama esquemático de	
preparación de placas de acuerdo al sentido de laminación.	
Figura 3. 3 Probetas cortadas de los MB; a) 2205- transversal, b) AL-6XN- transversal, c) 220	
longitudinal y d) AL-6XN- longitudinal.	
Figura 3. 4 Esquema de la probeta de tensión de acuerdo a la norma ASTM E8-04, (dimension	
en mm)	
Figura 3. 5 Esquema de la probeta para ensayo de impacto Charpy de acuerdo a la norma AST	
E23-02 (dimensiones en mm)	
Figura 3. 6 Distribución de las muestras para los diferentes ensayos.	
Figura 3. 7 Corte transversal al cordon de soldadura de las uniones soldadas	
Figura 3. 8 Barridos de microdureza en la zona superior, media e inferior.	62
Figura 3. 9 Probetas de la unión soldada maquinadas para ensayo de tensión	
Figura 3. 10 Zona donde se realizó el estudio de fractografia	63
CAPITULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	
Figura 4. 1 Micrografías del material base AL-6XN obtenidas por MO.	66
Figura 4. 2 Microestructura del MB AL-6XN observada por MEB; a) sentido longitudinal y b)	00
sentido transversal.	67
Figura 4. 3 Composición química por EDS del MB AL-6XN de la figura 4.2	
Figura 4. 4 Micrografías del material base 2205 obtenidas por MO	
Figura 4. 5 Microestructura del MB AID 2205 en sentido longitudinal por MEB	
Figura 4. 6 Composición química de los microanálisis puntuales por EDS del MB AID 2205; a)	
fase ferrita y b) fase austenita.	
<i>j</i> -	

Figura 4. 7 Perfiles de microdureza en las zonas superior, centro e inferior de los materiales base
a) AID 2205, b) AISA AL-6XN
Figura 4. 8 Curvas esfuerzo vs deformación del material base AID 2205; a) sentido longitudinal y
b) sentido transversal. 72
Figura 4. 9 Curvas esfuerzo vs deformación del material base AISA AL-6XN; a) sentido
longitudinal y b) sentido transversal
Figura 4. 10 Fractografías de las superficies fracturadas del ensayo de tensión del MB AID 2205;
a) longitudinal y b) transversal
Figura 4. 11 Fractografías de las superficies fracturadas del ensayo de tensión del MB AISA AL-
6XN; a) longitudinal y b) transversal
Figura 4. 12 Microanálisis por EDS de una de las partículas encontradas en el MB AL-6XN 75
Figura 4. 13 Fractografías de ensayo impacto Charpy del MB AID 2205
Figura 4. 14 Fractografías de ensayo impacto Charpy del MB AISA AL-6XN
Figura 4. 15 Macrografías de las uniones soldadas disimiles con los metales de aporte; ER
NiCrMo3 a) AAT y b) BAT, ER 2209 c) AAT y d) BAT, ER 310 e) AAT y f) BAT
Figura 4. 16 Determinación de áreas para el cálculo del porcentaje de dilución en las uniones
disimiles con los metales de aporte; ER NiCrMo3 a) AAT y b) BAT, ER 2209 a) AAT y b) BAT,
ER 310 a) AAT y b)BAT
Figura 4. 17 Micrografías de las uniones soldadas con los metales de aporte; ER NiCrMo3 a)
AAT y b) BAT, ER 2209 c) AAT y d) BAT, ER 310 e) AAT y f) BAT
Figura 4. 19 Analisis por MEB del metal de soldadura con electrodo ER 2209; a) Micrografia
tomada en el centro del cordon, b)EDS de microestructura austenitica y c) EDS de la matriz
ferrítica85
Figura 4. 21 Análisis por MEB de la zona de metal de soldadura con electrodo ER 310; a)
micrografía tomada en el centro del cordon, b) EDS de solidificación de SLG, c) detalladle de la
microestructura y d) EDS de fases secundarias
Figura 4. 24 Barridos de composición en línea de la ZAT 2205- MS con los diferentes electrodos;
a) ER NiCrMo3, b) ER 2209 y c) ER 310
Figura 4. 30 Perfiles de microdureza a diferentes niveles de las secciones transversales de las
soldaduras con AAT

Figura 4. 31 Perfiles de microdureza a diferentes niveles de las secciones transversales de las
soldaduras con BAT
Figura 4. 32 Indentacion en la estructura de austenita Witmanstätten de la ZATAT del lado 2205
de la unión soldada con ER 310 y AAT
Figura 4. 33 Perfil de microdureza de las uniones soldadas por Rahmani y colaboradores [54].101
Figura 4. 34 Perfiles de dureza de la unión disímil soldada por Sadeghian y colaboradores;
a)BAT y b) AAT [70]
Figura 4. 35 Curvas esfuerzo vs deformación de la unión disímil soldada con metal de aporte
ER-NiCrMo3 con; a) AAT, b) BAT103
Figura 4. 36 Probetas ensayadas de la unión disímil soldada con un metal de aporte ER-NiCrMo3
con; a) AAT, b) BAT
Figura 4. 37 Curvas esfuerzo vs deformación de la unión disímil soldada con metal de aporte
ER-2209 con; a) AAT, b) BAT
Figura 4. 40 Probetas ensayadas de la unión disímil soldada con un metal de aporte ER-310 con;
a) AAT, b) BAT
Figura 4. 41 Fractografías del ensayo de tensión de las uniones disímiles soldadas con; a)ER
NiCrMo3 AAT, b)ER NiCrMo3 BAT, c)ER 2209 AAT, d)ER 2209 BAT, e)ER 310 AAT y f)ER
310 BAT
Figura 4. 42 Fractografia y microanálisis por EDS de partículas ricas en Fe, Si, Ca, Al y Mn en
las diferentes uniones disímiles; a y b) ER NiCrMo3 AAT, c y d) ER 2209 AAT, e y f) ER 310
BAT
Figura 4. 43 Fractografia de ensayo Charpy correspondientes al metal de soldadura; ER NiCrMo3
a) AAT, b) BAT; ER 2209 c) AAT, d) BAT; ER 310 e) AAT, f) BAT
Figura 4. 44 Fractografia de ensayo Charpy correspondientes a la ZAT 2205; ER NiCrMo3 a)
AAT, b) BAT; ER 2209 c) AAT, d) BAT; ER 310 e) AAT, f) BAT
Figura 4. 45 Fractografia de ensayo Charpy correspondientes a la ZAT AL-6XN; ER NiCrMo3
a) AAT, b) BAT; ER 2209 c) AAT, d) BAT; ER 310 e) BAT,

ÍNDICE DE TABLAS

CAPITULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	
Tabla 2. 1 Tipos de solidifi[1]cación, reacciones y microestructura resultante [25]	35
Tabla 2. 2 Composición química de la aleación AL-6XN.	44
CAPITULO III. METODOLOGÍA	
Tabla 3. 1 Composición química de los materiales base (% en peso)	55
Tabla 3. 2 Composición química de los materiales de aporte (% en peso).	55
Tabla 3. 3 Variables operativas del proceso de soldadura	57
CAPITULO IV. DISCUSIÓN Y RESULTADOS Tabla 4. 1 Composición química del MB AL-6XN por EDS en el MEB	66
Tabla 4. 2 Cuantificación de fase del MB AID 2205.	68
Tabla 4. 3 Composición química del MB AID 2205 por EDS en el MEB (% en peso)	70
Tabla 4. 4 Valores de microdureza Vickers de los materiales base en sentido longitudinal	a la
laminación.	71
Tabla 4. 5 Resultados de los ensayos de tensión para los MB.	73
Tabla 4. 6 Resultados del % de dilución en las diferentes áreas de las uniones soldadas disim	iles.
	81
Tabla 4. 7 Tamaño de grano ferrítico en la ZAT 2205 de las uniones soldadas	87
Tabla 4. 8 Resultados del ensayo de tensión de las uniones disimiles soldadas	102
Tabla 4. 9 Resultados obtenidos del ensayo de impacto Charpy realizados a las probetas de	e las
diferentes uniones disímiles.	109

CAPÍTULO I INTRODUCCIÓN

CAPITULO I. INTRODUCCIÓN

1.1 Introducción.

Los aceros inoxidables son aleaciones de Fe-Cr, Fe-Cr-C, Fe-Cr-Ni. Para considerar a un acero como inoxidable este debe tener como mínimo un contenido de 12 % en peso de cromo, logrando así en este tipo de aceros una delgada capa pasiva de óxido de cromo que previene de corroerse en ambientes dañinos. Cabe destacar que aún aceros con contenidos de cromo del 12% o mayores, pueden presentar corrosión debido a que el cromo se puede tomar para formar carburos u otros compuestos [2].

Casi todos los aceros inoxidables son soldables, pero se requieren tomar ciertas consideraciones. En la mayoría de los casos, la soldadura altera significativamente la microestructura del metal de soldadura y de la zona afectada por el calor con respecto al metal base. Esto puede llevar a cabo un cambio en el balance de fases deseado, en la formación de constituyentes inter metálicos, en el crecimiento de grano, en la segregación de la aleación e impurezas y otras reacciones [3].

Los aceros inoxidables dúplex (AID) en la actualidad han aumentado su consumo especialmente en aplicaciones para la industria petrolera, química, alimentos y recientemente en el área de la medicina como implantes quirúrgicos, además se ha logrado reducir costos con la disminución del contenido de níquel sustituido por el nitrógeno sin tener efectos negativos en propiedades mecánicas y a la corrosión.

Los AID presentan una microestructura mixta de granos finos donde la matriz es la ferrita (δ) y porciones en forma de islas constituyen la austenita (γ), en su porcentaje tienen una distribución aproximada de 50%-50%. Gracias a dicha microestructura los AID tienen excelentes propiedades mecánicas, donde la fase γ le proporciona una alta tenacidad al impacto, mientras la fase δ con altos elementos de aleación en solución solida le provee una alta resistencia mecánica [4].

El alto contenido de Cr y Mo que contiene ambas fases, además del contenido de N en solución sólida en la fase γ , hace que los AID no sean solo resistentes a la corrosión general sino también a la localizada cuando la relación de fases es la adecuada (50/50) [5].

El AL-6XN es una aleación de acero inoxidable súper austenítico (AISA) bajo en carbono pero que contiene altos contenidos de Cr, Ni, Mo y N. El AISA AL-6XN fue diseñado para ser un material resistente al agua de mar e iones cloruro demostrando desde entonces serlo igualmente a una amplia variedad de entornos muy corrosivos. Una de las características más notables del AISA AL-6XN es su combinación de alta resistencia, buena tenacidad y excelente resistencia a la corrosión por picaduras y hendiduras, lo que hace de esta aleación una mejor elección respecto a los AID y una alternativa más rentable a las aleaciones base níquel, en aquellas aplicaciones donde su excelente confortabilidad, soldabilidad, dureza y resistencia a la corrosión sean importantes [6, 7]. Es así mismo una opción igualmente rentable ante aleaciones más económicas, como el 316L, que no disponen de la combinación de propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión requeridos. El alto nivel de níquel y molibdeno le proporcionan alta resistencia a la corrosión bajo esfuerzo en entornos clorados.

La relación microestructura – propiedades mecánicas en el proceso de soldadura GMAW entre materiales disímiles es trascendente debido a que los materiales a unir, al no ser iguales no tienen las mismas propiedades mecánicas y características metalúrgicas tanto antes como después de realizada la soldadura. El análisis detallado de las uniones soldadas es de suma importancia en el desarrollo de procedimientos de soldadura para la fabricación de cualquier conjunto soldado, un mal procedimiento de soldadura podría ocasionar pérdidas humanas y económicas.

En el presente trabajo de investigación se estudió el efecto de la microestructura en el comportamiento mecánico en el material base, zona de soldadura y zona afectada térmicamente en una unión disímil (Dúplex 2205/ Super Austenítico AL-6XN) soldados con tres diferentes metales de aporte: ER-2209, ER 310L y ER NiCrMo-3 con el proceso GMAW, además de un alto y bajo aporte térmico.

1.2 Justificación.

El AISA AL-6XN fue inicialmente desarrollado para aplicaciones en donde hay contacto con agua de mar, ha demostrado ser resistente a diferentes medios altamente corrosivos. 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 AL-6XN 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 y soldabilidad.

Por sus características, la aleación AL-6XN es usada 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. En particular, el interés de este proyecto surge ante la necesidad de reemplazar parcialmente componentes o hacer reparaciones en plantas que actualmente usan el acero inoxidable duplex 2205.

1.3 Objetivos.

1.3.1 Objetivo general.

Establecer las características microestructurales y su relación con el comportamiento mecánico de una unión disímil AL-6XN/2205 soldada por medio del proceso de soldadura de arco con protección gaseosa y electrodo metálico consumible (por sus siglas en ingles GMAW)

1.3.2 Objetivos particulares.

- ❖ Caracterizar las microestructuras obtenidas con los electrodos ER NiCrMo3, ER 2209 y ER 310 en la ZAT y metal de soldadura,
- Estudiar el efecto de soldar con un alto y bajo aporte térmico en las características microestructurales,
- Valorar el comportamiento mecánico de las soldaduras obtenidas con los tres electrodos y sus aportes térmicos.

1.4 Hipótesis.

En el metal de la soldadura de la unión disímil AL6XN/2205 se generaran tres tipos diferentes de microestructuras y la falla bajo esfuerzo de tensión uniaxial ocurrirá en esta región independientemente del electrodo utilizado (ER-310, ER-2209 y NiCrMo3). La mayor resistencia mecánica de la unión soldada se obtendrá con el electrodo NiCrMo3 y las características de la zona afectada térmicamente del acero inoxidable dúplex 2205 serán muy parecidas en virtud del mismo calor aportado durante la soldadura con los diferentes electrodos.

CAPÍTULO II PEVICIÓN

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

CAPÍTULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 Metalurgia de los aceros inoxidables dúplex (AID).

Los aceros inoxidables son aleaciones basadas en los sistemas Fe-Cr-Ni y están clasificadas de acuerdo al tipo de microestructura en aceros austeníticos (AIA), ferríticos (AIF), martensíticos (AIM), endurecidos por precipitación y dúplex (AID) [4]. Este último debe a su nombre ya que presenta una microestructura mixta de ferrita (δ) que actúa como matriz y austenita (γ) que está constituida en forma de islas, en una relación aproximada de 50/50 [8].

La combinación de ambas fases provee a los AID excelente resistencia a la corrosión por picadura y resistencia de corrosión bajo tensión, buena tenacidad y ductilidad, además de que son fáciles de soldar y no se endurecen por tratamientos térmicos aun que si por deformación en frío o en caliente. Por lo tanto los AID presentan mejores propiedades que otros aceros convencionales como son los AIA y AIF [4, 9-12].

El intervalo de temperatura para el trabajo óptimo de los AID es de -50 °C a 350 °C. Por debajo de la temperatura mínima el acero puede fallar por consecuencia de la fragilidad de la fase ferrita y por encima de la temperatura máxima puede fallar debido a un mecanismo de precipitación de una fase coherente con la matriz ferrífica (esta fase se denomina α') la cual aumenta la resistencia de la misma haciendo más frágil al acero; este fenómeno se denomina fragilización a 475 °C [13]. Los AID solidifican ferriticamente y presentan un valor de PRE mayor a 35 (índice teórico de resistencia a la picadura "Pitting Resistance Equivalent"), el cual está relacionado con el porcentaje en peso de los elementos que favorecen a sus buenas propiedades anticorrosivas, este valor se puede determinar con las formulas 2.1 y/o 2.2 [14].

•
$$PRE_{16} = \%Cr + 3.3(\%Mo) + 16(\%N)$$
 (2.1)

•
$$PRE_{30} = \%Cr + 3.3(\%Mo) + 30(\%N)$$
 (2.2)

En la Figura 2.1 se muestra la microestructura de un AID en sus diferentes caras, observado que la fase más clara y en forma de listones corresponde a la austenita (γ) mientras que la fase obscura corresponde a la matriz ferrita (δ) [15].





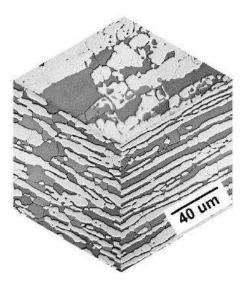


Figura 2. 1 Microestructura de un AID en sus diferentes caras [15].

2.1.1 Influencia de los elementos aleantes.

En cualquiera de sus formas los AID presentan cantidades importantes de elementos aleantes; cada uno de estos elementos cumple una función específica en el comportamiento mecánico, en el desarrollo de la microestructura bifásica δ/γ y en la posibilidad de formación de fases secundarias. Los siguientes elementos aleantes son los que tienen mayores efectos en los aceros inoxidables incluyendo los AID.

Níquel (Ni). Es un elemento gamágeno, es decir amplia el campo de formación de la fase austenita y la estabiliza, retrasa la formación de fases intermetálicas perjudiciales. Mejora la resistencia a la corrosión, las propiedades mecánicas en caliente, la ductilidad, la tenacidad, la templabilidad y la soldabilidad. A temperaturas elevadas se favorece la formación de la austenita a partir de la ferrita y a bajas temperaturas se favorece la formación de una estructura martensitica. Junto con el cromo y de acuerdo a la proporción se consigue una estructura mixta y balanceada en los AID [12, 16, 17].

Cromo (Cr). Este elemento le da las características de inoxidable a los AID, ya que forma una película pasiva de óxido-hidróxido de Cr. La resistencia a la corrosión en las aleaciones de base hierro o de base níquel está fuertemente influenciado por la presencia de este elemento. En medios muy reductores como ácido sulfúrico diluido, el cromo disminuye la resistencia a la

corrosión; sin embargo, en medios oxidantes como ácidos, el contenido de Cr incrementa la resistencia a la corrosión. Es un elemento alfágeno, lo que significa que la adición del cromo estabiliza la fase ferrita. Sin embargo, existe un límite en el uso de este elemento, ya que un exceso promueve la formación de fases intermetálicas como la fase σ , la cual reduce la ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión de estas aleaciones [5, 12, 18].

Molibdeno (Mo). Es un elemento alfágeno y está presente en las aleaciones Fe-Cr-Ni en un intervalo de 2 a 4%. Mejora la resistencia a la corrosión gracias a la formación de la capa óxido-hidróxido en medios tales como ácidos reductores, ácidos orgánicos y en presencia del ion Cl-Mejora la resistencia mecánica en caliente. Además, con contenidos de cromo mayor a 20% y contenidos de níquel de 4.5% se favorece una estructura austenítica. También, favorece la formación de fases intermetálicas tales como la fase sigma (σ) y la fase Chi (χ) [5, 12, 16].

Nitrógeno (N). Es un elemento que amplia y estabiliza la fase austenita debido a su alta difusividad. Reduce la formación de nitruros a bajas velocidades de enfriamiento y junto con el Cr favorece la inoxidabilidad. Mejora la deformación en frio y en caliente. Con la adición de N en los AID con altos contenidos de Cr y Mo elimina o retrasa la posibilidad de precipitación de la fase sigma. Tiene una influencia similar al Cr y Mo en la resistencia a la corrosión por picadura y en hendiduras [12, 16].

Carbono (C). El carbono favorece a la formación de austenita en los AID pero su adición está limitada a un máximo de 0.03%. Este elemento suprime principalmente a la precipitación de carburos ricos en Cr, los cuales pueden actuar como sitios iniciadores de la corrosión por picadura e intragranular [12].

Manganeso (Mn). Se usa en cantidades no mayores al 4% en los AID como estabilizador de la fase austenita. El Mn puede incrementar el rango de temperatura y la velocidad de formación de la fase sigma. Incrementa la resistencia a la abrasión, desgaste y tensión sin perder propiedades de ductilidad. Al aumentar el contenido de Mn la solubilidad solida del nitrógeno aumenta y por lo tanto permite contenidos mayores [12].

Los elementos como silicio (Si), niobio (Nb) y titanio (Ti) se adicionan como estabilizadores de la fase ferrita, además permiten mejorar la resistencia a la corrosión debido a su gran afinidad por





el carbono permitiendo al cromo mantenerse en solución sólida en la matriz de las fases principales δ y γ [12].

En la Figura 2.2 se muestra un diagrama esquemático Temperatura vs tiempo del efecto de los elementos aleantes en la formación de algunos precipitados.

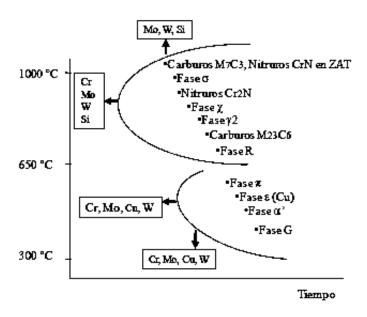


Figura 2. 2 Efecto de los elementos aleantes en la formación de fases secundarias [12].

2.1.2 Diagrama de Schaeffer y WRC-92.

Una de las herramientas de mayor uso para las uniones disímiles son los diagramas de constitución, tal es el caso del diagrama de Schaeffler y WRC-92 que ayudan a predecir el comportamiento de la microestructura del metal de soldadura de los aceros inoxidables.

El diagrama de Schaeffler se usa principalmente para predecir la estructura del metal de soldadura obtenido en la unión de aceros disimiles. Este diagrama es válido únicamente cuando los elementos se encuentran en proporciones menores a:

C: 0.2%, Mn: 1.0%, Si:1.0%, Mo:3%, Nb:1.5%.

Adicionalmente se indican problemas que pueden presentar determinadas estructuras al soldar, dependiendo de su ubicación en el diagrama, que pueden evitarse al seleccionar adecuadamente el metal de aporte y el procedimiento de soldadura [19, 20].

Las formulas 2.3 y 2.4 son para calcular el cromo equivalente y el níquel equivalente respectivamente [19].

• Cromo equivalente =
$$\%$$
Cr+ $\%$ Mo+ 1.5($\%$ Si)+0.5($\%$ Nb) (2.3)

• Níquel equivalente =
$$\%$$
Ni+ 30($\%$ C)+ 0.5($\%$ Mn) (2.4)

En la Figura 2.3 se muestra el diagrama de Schaeffler dando a conocer el tipo de fase y el porcentaje aproximado de ferrita delta del AID 2205 [19].

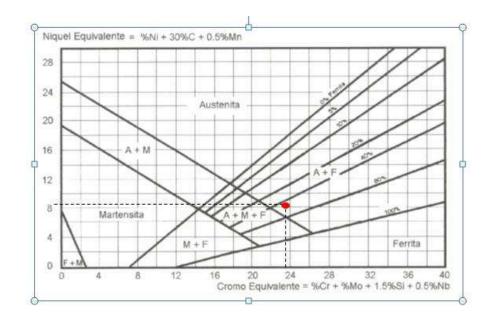


Figura 2. 3 Diagrama de Schaeffler indicando el tipo de fase de un AID [19].

El diagrama WRC-92 (Figura 2.4) supera los problemas presentes en los diagramas de Schaeffler y De Long, al predecir con un mejor grado de exactitud el contenido de ferrita en escala FN, de los aceros austeníticos y estructuras mixtas como lo es el acero dúplex. Este diagrama incluye el modo de solidificación primario, indica las transformaciones en estado sólido y la microestructura correspondiente a temperatura ambiente [12, 19].

En este diagrama consideran el efecto del Cu en el cálculo empírico para predecir el número de ferrita (NF), en las soldaduras con el Creq y Nieq, ecuaciones 2.5 y 2.6 respectivamente, el cual puede aproximarse al valor porcentual de la fase δ al dividir el NF entre el factor 1.4 δ 1.45 para aleaciones de AID [21, 22].

• Cr equivalente=
$$%$$
Cr + $%$ Mo + 0.7 $%$ Nb (2.5)

• Ni equivalente=
$$\%$$
Ni + 35% C + 20% N + 0.25% Cu (2.6)

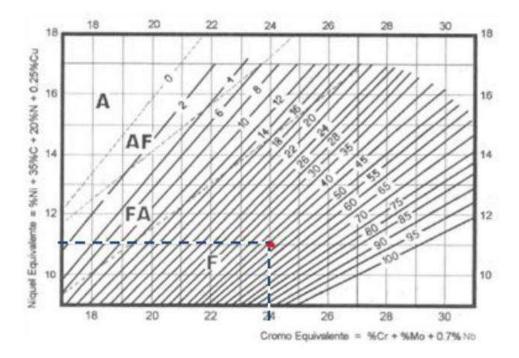


Figura 2. 4 Diagrama WRC-92 indicando el % de ferrita en un AID [22].

Aunque el manganeso no aparece en la ecuación del cálculo del níquel equivalente, por su efecto sobre la transformación ferrítica a altas temperaturas el nitrógeno si aparece ya que es un elemento aleante estabilizador de la fase austenita [19].

2.2 Diagrama de fase y fases típicas.

Los AID están basados en el diagrama ternario Fe-Ni-Cr (Figura 2.5) y están representados por el diagrama quasi-binario con un 70% de hierro (Figura 2.6). Estos aceros solidifican





principalmente como aleaciones ferríticas y a temperaturas más bajas por una reacción en estado sólido hay una transformación parcial de austenita. Por lo tanto la cantidad de ferrita-austenita se ajusta a temperaturas mayores de 1000 °C, consiguiendo una cantidad del 50 al 60% de austenita [23].

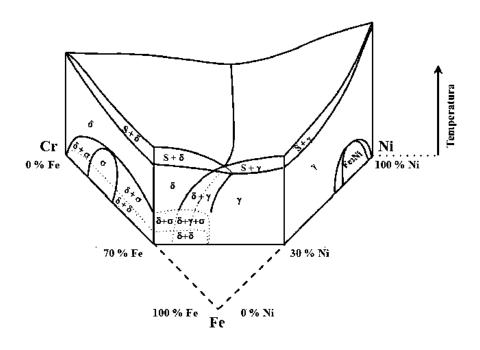


Figura 2. 5 Diagrama ternario Fe-Ni-Cr [23].

Debido a la velocidad de difusión alta en la fase ferrítica, todos los precipitados encontrados son importantes. Existen precipitados de nitruros de cromo por una posible fragilización en el intervalo de temperatura de 300 a 1000 °C, la precipitación α' causada de la fragilización a 475 °C y los intermetálicos de las fases sigma y Chi. Las precipitaciones intermetálicas son de gran interés, porque además de su influencia en las propiedades mecánicas, también tiene una gran influencia en las propiedades anticorrosivas [10, 23].





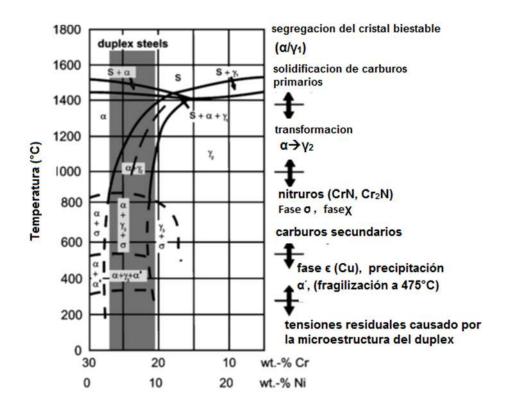


Figura 2. 6 Diagrama de fases psuedo-binario Fe-Cr-Ni con 70% de Fe [23].

2.3 Solidificación.

Para comprender el mecanismo de solidificación, es necesario el estudio del diagrama ternario Fe-Cr-Ni junto con sus constituyentes binarios (Fe-Cr, Cr-Ni y Fe-Ni) el cual se muestra en la Figura 2.7. El sistema Fe-Cr es isomorfo a temperaturas por debajo del rango de solidificación hasta temperatura ambiente. El diagrama Cr-Ni presenta una reacción eutéctica a 1345 °C y 49 % de Ni. En el sistema Fe-Ni, la fase ferrita delta forma un lazo pequeño peritéctico en el lado del Fe, después el sistema es completamente soluble hasta el 100 % de Ni. Debido a esta reacción, la proyección líquido en el diagrama ternario empieza en la reacción peritéctica en el diagrama Fe-Ni $(l + \delta \gamma)$ y se dirige hacia la reacción eutéctica $(l \delta + \gamma)$ en el sistema Cr-Ni. En la zona del cromo y níquel enriquecido la reacción eutéctica ternaria ocurre a aproximadamente a los 1300 °C para 49 % Ni y 51 % Cr [24, 25].

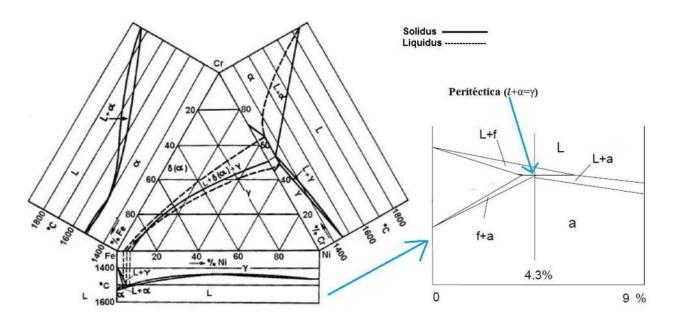


Figura 2. 7 Proyecciones liquidus y solidus en el sistema Fe-Cr-Ni, junto con sus constituyentes binarios [24, 25].

La transición desde la reacción peritéctica hacia la eutéctica en las aleaciones Fe-Cr-Ni ocurren para el 17.2% de Cr y 11.9% de Ni. Bajo condiciones de equilibrio la reacción peritéctica ocurre para composiciones mayores al 75% de Fe. Sin embargo, experimentos han revelado que esta reacción puede ocurrir para composiciones muy aleadas probablemente debido a la microsegregación. Como regla general podemos decir que, composiciones poco aleadas, como el tipo AISI 304, tienden a experimentar la reacción peritéctica $(l + \delta \rightarrow \gamma)$; mientras que los grados más aleados, AISI 316 y 310, tienden a la reacción del tipo eutéctica [24].

La microsegregación es un fenómeno que no puede evitarse durante una soldadura. Dicho fenómeno provoca cambios en las fases resultantes en la solidificación y altera sus composiciones. Teniendo en cuenta los diferentes modos de solidificación se puede decir que, en los aceros que solidifican en modo austenítico, las regiones interdendríticas están ligeramente enriquecidas en cromo y níquel. Existen cuatro modos de solidificación: Austeníticos (A), Austeníticos-Ferrítico (AF), Ferrítico-Austeníticos (FA) y Ferrítico (F) [2, 24, 26, 27].

Para el modo de solidificación austenítico-ferrítico (AF) la austenita solidifica primero y la ferrita delta se forma del líquido retenido entre las dendritas de austenita, presentando un significante aumento de cromo y empobrecimiento de níquel.

Cuando se presentan los modos FA y F, el núcleo dendrítico esta significantemente enriquecido en cromo y carente de níquel. Los núcleos de ferrita en las zonas ricas en cromo y carentes de níquel se presentan como una fase de no-equilibrio. La segregación del cromo en ferrita y del níquel en austenita juega un rol importante en la estabilización de la ferrita en la subsiguiente transformación en estado sólido (posterior a la solidificación).

Como se mencionó anteriormente la austenita crece dentro de la fase ferrita delta, provocando la disminución de la fracción en volumen de ferrita, y así la estructura a temperatura ambiente es austenítico con un pequeño volumen de ferrita delta [26].

En los modos de solidificación AF y F el 70-100% de ferrita delta podría formarse al final de la solidificación, donde la ferrita se transformará casi en austenita en estado sólido durante el enfriamiento. En los aceros austeníticos la cantidad de ferrita retenida puede variar desde pequeños contenidos hasta valores máximos del 15 ó 20%, esto debido a dos factores.

- 1. Modelo de segregación del cromo y níquel posterior a la solidificación
- 2. Rápidas velocidades de enfriamiento durante la soldadura.

En la Figura 2.8 se puede observar una representación esquemática de los diferentes modos de solidificación de los aceros inoxidables austeníticos.

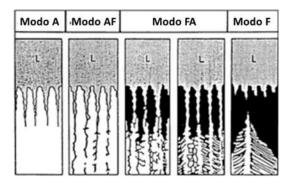


Figura 2. 8 Representación esquemática de los modos de solidificación en los aceros austeníticos [24].

2.4 Precipitación de la Austenita (γ).

Los AID tienen mayor resistencia que los aceros inoxidables austeníticos, mayor tenacidad de los aceros inoxidables ferríticos, buena soldabilidad y alta resistencia a la corrosión bajo tensión. Estas propiedades dependen de 2 fases que consisten aproximadamente en la misma cantidad de austenita y ferrita [28].

Estos aceros solidifican principalmente como ferríticos pero a temperaturas más bajas por una reacción en estado sólido puede haber una transformación parcialmente en austenita. Por lo tanto la proporción de ferrita- austenita se ajusta en una temperatura mayor a 1000 °C.

La descomposición de la ferrita (δ) a la austenita (γ) ocurre desde altas temperaturas y durante un enfriamiento muy rápido aproximadamente 200°C/s. Los primeros granos austeníticos se forman a partir de una única fase ferrítica, una vez nucleados los granos austeníticos, estos empiezan a crecer [29].

El porcentaje de cromo y níquel juega un rol muy importante ya que son estabilizadores de ferrita y austenita respectivamente, pero lo más relevante sobre todo es su relación Cr_{eq}/Ni_{eq} , ya que de esto depende la fase predominante en la solidificación de los AID [1, 30]. De forma general los porcentajes equivalentes pueden ser obtenidos a partir de las siguientes expresiones:

$$Ni_{eq} = \%Ni + a(\%Mn) + b(\%C) + c(\%N).$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + d(\%Si) + e(\%Mo) + f(\%Ti) + g(\%Nb).$$

Los AID solidifican entre los modos FA y F según la relación Cr_{eq}/Ni_{eq} , esto permite formar al final del proceso ferrita y austenita. La solidificación se inicia a partir de la formación de ferrita como fase primaria. En el enfriamiento, con la evolución de la solidificación, el líquido remanente es enriquecido con elementos estabilizadores de austenita. Tal fenómeno lleva ese líquido a transformarse en austenita, produciendo estructuras Widmanstätten [1, 30]. Así la microestructura final es la fase ferrita como matriz y un conjunto de pequeñas porciones distribuidas es la fase austenita. El camino que sigue la transformación de los AID desde la fase liquida es; Líquido \rightarrow (Liq+ δ) \rightarrow δ \rightarrow (δ + γ) como se muestra en la Figura 2.9 [26].

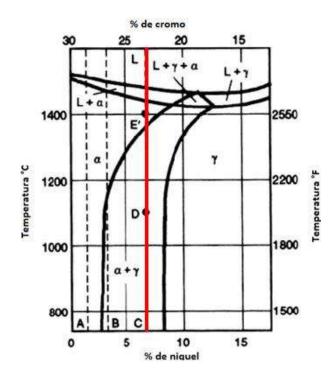


Figura 2. 9 Sección vertical con un 70% de Fe del diagrama ternario Fe-Cr-Ni [1].

2.5 Transformaciones de fase debajo de 1000 °C.

Además de las fases mayoritarias en los AID como ferrita y austenita se presentan una variedad de fases secundarias que se forman en el intervalo de temperatura de 1000 a 550°C que pueden modificar propiedades mecánicas y electroquímicas en forma perjudicial y que se pueden generar dependiendo de la composición química de la aleación, tratamiento térmico y/o termomecánico al que se sometan estos materiales. Algunas de las fases principales que se pueden generar en los AID son: la fase sigma (σ), fase chi (χ), austenita secundaria (χ ²) y los nitruros de cromo [12, 23, 31]. Un diagrama isotérmico de precipitación de los AID se muestra en la Figura 2.12.

2.5.1 Fase sigma (σ).

Esta fase no es magnética y es considerado como un intermetálico, su estructura es tetragonal y es rica en cromo, molibdeno y silicio. El mecanismo de precipitación es una transformación eutectoide de ferrita en fase austenita y sigma. El intervalo de temperatura dentro del cual puede precipitar esta fase es aproximadamente de 900 a 550°C, favoreciéndose su estabilidad por el

elevado contenido de Cr y Mo presente en los AID. En la Figura 2.10 se muestra la morfología de la fase sigma a diferentes temperaturas.

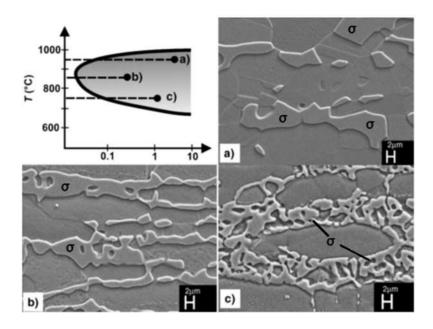


Figura 2. 10 Morfología de la fase sigma; a)950°C, b)850 °C, c)750 °C [23]

Esta fase precipita generalmente en las uniones triples $(\delta-\delta-\gamma)$ y crece a lo largo de los límites de grano o bien dentro de la fase δ . Esta fase coexiste con fases como los nitruros de cromo (Cr₂N, CrN), la austenita secundaria, la fase Chi (χ) , la fase R y la fase π las cuales afectan su nucleación y crecimiento [12, 23, 32, 33].

2.5.2 Fase Chi (χ).

Se forma en la interface δ - γ como se muestra en la Figura 2.11 y crece dentro de la fase δ entre 700 y 900 °C, aunque su precipitación es más rápida entre 800 y 850 °C y posteriormente, transforma en fase σ . Tiene un contenido similar en Cr que la fase σ pero mayor contenido de Mo. Usualmente se encuentra en cantidades mucho menores que la fase σ y está relacionada con la reducción de la resistencia al impacto y a la corrosión. Generalmente coexisten χ y σ por lo que es difícil distinguir su efecto individual en la reducción de estas propiedades [12, 34, 35].





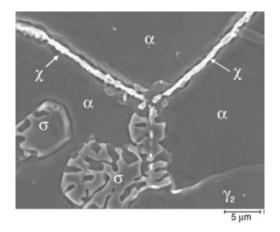


Figura 2. 11 Precipitación de la fase Chi en los AID [23].

2.5.3 Austenita secundaria (γ_2).

La descomposición de la ferrita a la austenita puede ocurrir durante el enfriamiento en un amplio intervalo de temperatura. Para intervalos de temperatura mayores a 650 °C, la ferrita es transformada en austenita por difusión, la cual es más rápida formando precipitados de austenita con morfología similar a la Widmanstatten. Además de la precipitación de la austenita a partir de la ferrita durante el enfriamiento desde altas temperaturas, se puede considerar otras formas de transformaciones en estos aceros [23, 31].

Por la reacción eutectoide $\delta \rightarrow \sigma \rightarrow \gamma$, la cual por la difusión rápida a lo largo de los límites de grano δ - γ resulta en una estructura eutectoide de fase sigma (σ) y de fase austenita (γ), la cual ocurre generalmente en el intervalo de temperatura de 900 a 700 °C. Esta austenita se denomina secundaria ya que es muy pobre en Cr y como se mencionó anteriormente se forma en los límites de grano δ - γ [12].

2.5.4 Nitruros de cromo (CrN, Cr₂N).

Estos pueden formarse a altas temperaturas durante los tratamientos térmicos de recocido entre 700 y 900°C con posterior enfriamiento rápido. Se da por la sobresaturación de N en la matriz de ferrita precipitando en forma intragranular con una morfología alongada o bien, intergranular en forma globular. Su efecto es una ligera disminución en la tenacidad a la fractura y en la

resistencia a la corrosión localizada, ya que están ligados a la presencia de fases como γ_2 y σ [4, 12, 15, 23].

2.5.5 Carburos de cromo $(M_7C_3, M_{23}C_6)$.

Los carburos M_7C_3 precipitan entre 950 y 1050 °C en los límites de grano δ - γ , sin embargo ya que le toma alrededor de 10 minutos en formarse este se puede evitar con un enfriamiento rápido, mientras que los carburos $M_{23}C_6$ precipitan rápidamente entre 650 y 950 °C, con menos de un minuto para su formación en los límites de grano δ - γ . Estos carburos están altamente relacionados con el fenómeno de sensibilización en aceros inoxidables, por lo que los hacen susceptibles a la corrosión localizada [12].

2.5.6 Fase R.

Es una fase intermetálica tetragonal que puede precipitar en los AID en el intervalo de temperaturas 550 a 800 °C. Influye en la fragilización y disminución de las propiedades al impacto y corrosión. Presenta una composición química aproximada de 16 a 30%Cr, 3 a 5%Ni y 25 a 40%Mo [23].

2.5.7 Fase π .

Esta fase presenta una estructura cristalina cúbica y al igual que la fase R, reduce las propiedades al impacto y contribuye a la fragilización y a la corrosión por picadura cuando el material ha sido sometido a un tratamiento isotérmico de envejecimiento a 600 °C. Esta fase contiene aproximadamente 28%Fe, 35%Cr, 3%Ni y 34% Mo [12, 23].

2.5.8 Fase ε.

Esta fase se forma en aleaciones ricas en Cr y W y es rica en estos elementos. Precipita después de 100 horas a unos 500°C por la sobresaturación de la fase ferrita debido a la disminución de solubilidad a bajas temperaturas de este elemento y puede promover el refinamiento de grano. Sin

embargo, no se encuentran documentados los efectos de esta fase en cuanto a la tenacidad y resistencia a la corrosión [12, 36].

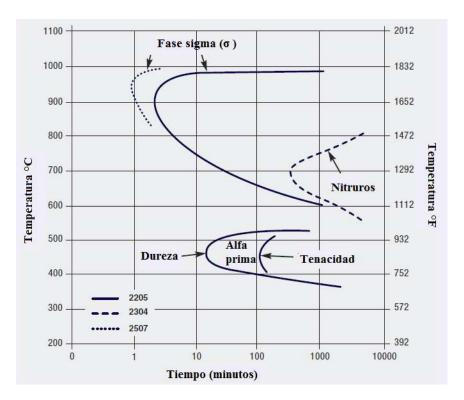


Figura 2. 12 Diagrama isotérmico de precipitación de los AID con un recocido a 1050 °C [37].

2.6 Evolución microestructural durante la soldadura.

La microestructura a temperatura ambiente de la zona de fusión de los aceros inoxidables austeníticos y dúplex depende de dos factores, el comportamiento durante la solidificación y las subsecuentes transformaciones en estado sólido. En la Tabla 2.1 se presenta los cuatro tipos de solidificación posibles, su reacción y microestructura que están relacionadas con el diagrama ternario Fe-Ni-Cr (Figura 2.5) [26].

Tabla 2. 1 Tipos de solidificación, reacciones y microestructura resultante [26].

Tipos de solidificación	Reacción	Microestructura
Austenítico (A)	$L \rightarrow (L+\gamma) \rightarrow \gamma$	Totalmente austenita, estructura de solidificación bien definida.
Austenítico-Ferrítico (AF)	$L \rightarrow (L+\gamma) \rightarrow L+\gamma + (\gamma + \delta) \rightarrow (\gamma + \delta)$	Ferrita en las células y límites de las dendritas.
Ferrítico-Austenítico (FA)	$L \rightarrow (L+\delta) \rightarrow L+\delta + (\delta + \gamma) \rightarrow (\delta + \gamma)$	Ferrita tipo esqueleto o listoncillo resultado de la transformación de ferrita a austenita.
Ferrítico (F)	$L+(L+\delta) \rightarrow \delta \rightarrow (\delta+\gamma)$	Matriz ferrítica o ferrita acicular con austenita y placas de Widmastatten en los límites de grano

2.7 Conceptos básicos de la solidificación en la zona de soldadura.

Metalúrgicamente, la soldadura de fusión consiste principalmente en tres zonas, la zona de fusión (ZF), la zona afectada por el calor sin fundir (ZAC) que esta junto a la zona de fusión, y la zona no afectada por el calor que es el metal base (MB), estas se muestran en la Figura 2.13.

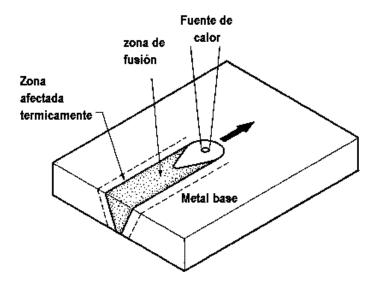


Figura 2. 13 Diagrama esquemático que muestra las tres zonas dentro de una soldadura [38].

Está bien establecido que el comportamiento de solidificación controla el tamaño y la forma de los granos, el alcance de la segregación, y la distribución de las inclusiones y defectos tales como porosidad y grietas en caliente. Dado que las propiedades y la integridad del metal de soldadura dependen del comportamiento de la solidificación y las características microestructurales resultantes, la comprensión del comportamiento de solidificación de la piscina de soldadura es esencial [38].

Debido a algunas de las similitudes entre el comportamiento de solidificación de piezas de fundición y soldaduras, parámetros importantes en la determinación de microestructuras moldeadas tales como la velocidad de crecimiento, gradiente de temperatura, sub-enfriamiento y la constitución de la aleación también determinan el desarrollo de microestructuras en las soldaduras. El gradiente de temperatura (T) y velocidad de crecimiento (R) son importantes en las formas combinadas, es decir, T/R o GR, ya que influyen en la morfología de solidificación, respectivamente. El grado de sub-enfriamiento, está determinado por la velocidad de crecimiento y el gradiente térmico, este se asocia con la morfología de crecimiento de cualquiera de las células o dendritas y también influye en el grado de micro y macro-segregación. Las condiciones de flujo de calor y de transporte de masa influyen significativamente en todos los parámetros anteriores [27, 38].

Al igual que en las piezas fundidas, la dirección de crecimiento promedio durante la solidificación de una soldadura es casi perpendicular en la intercara solido/líquido y paralelo al gradiente térmico máximo (dirección del flujo de calor). Sin embargo, al considerar las tasas de crecimiento y su efecto en la estructura de la soldadura, la influencia de la cristalografía debe también ser considerado.

Para las soldaduras realizadas a velocidades bajas y moderadas, el charco de soldadura asume una forma elíptica (Figura 2.14a). La entrada de calor máxima y temperaturas máximas conseguidas durante la soldadura se producen a lo largo de la línea central del cordón de soldadura.

Las temperaturas más altas en el sólido que se encuentra inmediatamente detrás del charco de soldadura a lo largo de la línea central de la soldadura provocan una transferencia de calor poco eficiente y esto da como resultado un gradiente térmico mínimo a lo largo de la dirección del

cordón de soldadura. Sin embargo, al mismo tiempo la velocidad de crecimiento del sólido es muy alto a lo largo de la línea central de la soldadura, y como consecuencia la liberación de calor latente es también muy alto en la soldadura ya que es directamente proporcional a la velocidad de crecimiento. Todo esto lleva a que exista una tasa de crecimiento crítico para el charco de soldadura elíptica a partir el cual el gradiente térmico mínimo presente en el eje de soldadura no puede disipar el calor generado de la fusión con la suficiente rapidez. Para las tasas de crecimiento por encima de este valor crítico el charco de soldadura cambia de forma y así la gota se hace más alargada (Figura 2.14b) [27, 38].

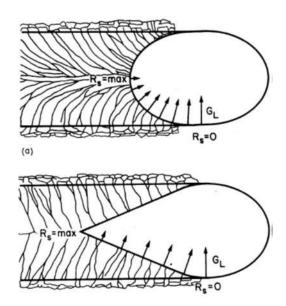


Figura 2. 14 Diagrama que muestra la variación del gradiente térmico GL y la tasa de crecimiento Rs a lo largo del frente de solidificación para diferentes formas del charco de soldadura [38].

Cuando se aumenta la velocidad de avance, la forma de la gota de soldadura se vuelve más alargada y hay una tasa de crecimiento máximo (Figura 2.15), esto es determinado por la geometría del charco de soldadura, que se reduce significativamente por debajo de la velocidad de la soldadura.



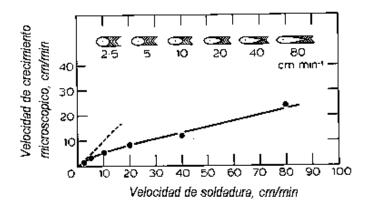


Figura 2. 15 Variación de la forma de la gota de soldadura y su velocidad de crecimiento en función de la velocidad de la soldadura [38].

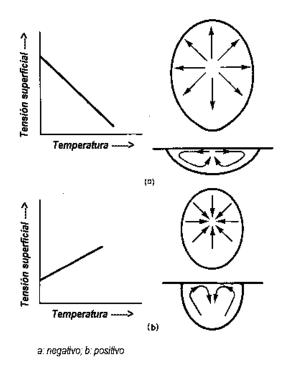


Figura 2. 16 Diferentes modelos de flujo de convección producidos a diferentes temperaturas de tensión superficial [38].

La dirección y magnitud de las fuerzas del gradiente de tensión superficial son dependientes de la composición exacta y la temperatura depende de la tensión superficial. El coeficiente de temperatura de la tensión superficial puede ser positivo o negativo, dependiendo de la composición y temperatura. Como resultado, los modelos de flujo de convección pueden ser bastante diferentes (Figura 2.16). Para metales puros y aleaciones de alta pureza, la tensión

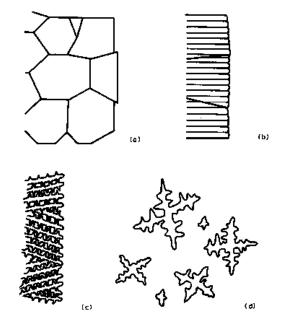
superficial disminuye con el aumento de temperatura como se muestra en la Figura 2.16a y el flujo resultante es hacia afuera, es decir se va alejando del centro de la gota de soldadura. Como resultado se obtiene una gota o un charco de soldadura más ancho y menos profundo. En la presencia de elementos activos de superficie y un coeficiente de temperatura positivo de los resultados de la tensión superficial, se obtiene un flujo hacia el interior como se muestra en la Figura 2.16b [38].

2.7.1 Comportamiento en el crecimiento de grano.

En la presencia de una interfase sólido/líquido pre-existente como en el caso de la soldadura, el crecimiento del sólido se produce por la adición de átomos del líquido al sólido. Durante el crecimiento del sólido, la forma microscópica de la interfase sólido/líquido se determina por las condiciones en las inmediaciones de la interfase. Si el crecimiento se produce a través del plano, el crecimiento celular o dendrítico influirá fuertemente en la forma y distribución de los granos y las variaciones de composición dentro de la soldadura. El flujo de calor y el gradiente térmico desempeña un papel importante en la determinación de la naturaleza de la interfase sólido/líquido; mientras que el flujo de masa y los gradientes de composición también son cruciales en el establecimiento de la forma del frente de solidificación. Es la interacción de estos gradientes con la tasa de crecimiento y otras condiciones de solidificación la que determina qué tipo de interfase o forma de crecimiento dominara: planar, celular o frente dendrítico, los cuales se muestran en la Figura 2.17 [38].







a: crecimiento de frente planar, b: crecimiento celular, c: crecimiento dendrifico columnar, d: crecimiento dendrifico equiaxial.

Figura 2. 17 Estructura morfológicas posibles durante la solidificación [38].

La interfase planar que se caracteriza por la falta de desarrollo de una estructura se muestra en la Figura 2.17a. Este tipo de crecimiento es controlado por condiciones del flujo de calor y de la dirección del crecimiento, que es perpendicular al frente de solidificación, es decir a lo largo del gradiente térmico máximo.

El crecimiento celular (Figura 2.17b) es muy similar al crecimiento planar, ya que la dirección del crecimiento de las células es controlado también por las condiciones del flujo de calor. Este tipo de solidificación se caracteriza por un frente de crecimiento compuesto de muchas células que están relativamente espaciadas uniformemente y crecen paralelas unas de otras.

El crecimiento dendrítico (Figura 2.17c y 2.17d) es bastante diferente de los crecimientos planar y celular y se define como el crecimiento a lo largo de las direcciones cristalográficas específicas, conocidas como direcciones de crecimiento fácil. La morfología del crecimiento es controlado significativamente por las consideraciones de crecimiento cristalográfico. Por lo tanto, el crecimiento dendrítico se distingue del crecimiento celular ya que este último no es paralelo a la

dirección del flujo de calor, pero no es necesariamente paralela a las direcciones de crecimiento fáciles (Figura 2.18) [27, 38]. El crecimiento dendrítico puede ser sub-dividido en dos tipos:

- Crecimiento dendrítico columnar (Figura 2.18a),
- Crecimiento dendrítico equiaxial (Figura 2.18b).

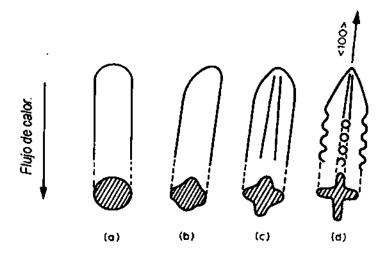


Figura 2. 18 Diagrama esquemático de la transición del crecimiento celular al dendrítico y el desarrollo de la ramificación dendrítica con el aumento de la velocidad de crecimiento [38].

2.8 La transformación ferrita delta- Austenita.

Durante la soldadura la primera disolución de austenita tiene lugar durante el calentamiento, seguido por el crecimiento del grano en la región de ferrita delta y finalmente la transformacion de la austenita durante el enfriamiento [8]. Cuando el arco es extinguido y el ciclo de enfriamiento empieza, la transformación de " $\gamma \rightarrow \delta$ " llega a su fin; es decir cada ubicación de fracción volumétrica de ferrita disminuye con el enfriamiento. Tal disminución en la fracción de volumen de ferrita indica que la reforma de austenita se está produciendo. La descomposición de la ferrita (δ) a la austenita (γ) ocurre desde altas temperaturas y durante un enfriamiento muy rápido aproximadamente 200°C/s [29]. Los primeros granos austeníticos se forman a partir de una única fase ferritica, una vez nucleados los granos austeníticos, estos empiezan a crecer.

La austenita se nuclea en los límites de grano, pero a bajas velocidades de enfriamiento también puede precipitar en el interior de los granos. Una velocidad de enfriamiento lenta de la soldadura promueve una alta fracción favorable de austenita, pero puede por otro lado dar granos más gruesos y precipitación de fases intermetálicas frágiles tales como "σ" y "χ". Además de los intermetálicos antes mencionados también pueden estar presentes los nitruros (Cr₂N y CrN). El Cr₂N es probable que se forme cuando un enfriamiento rápido se lleva a cabo desde una temperatura de alta solución debido a una alta sobresaturación de nitrógeno en la ferrita. Sin embargo, un aumento de la cantidad de nitrógeno es benéfico para reformar la austenita. El equilibrio de fase ferrita-austenita deseada también se puede lograr por una entrada de calor alta, lo que da un enfriamiento lento. La velocidad de nucleación de austenita es alta y se controla por difusión en la ferrita [8].

El MS de los AID también solidifica en fase δ , y dependiendo de la composición química se determina su temperatura de solvus oscilando entre 1200 y 1300 °C, al llegar por debajo de esta temperatura comienza la transformación a la fase γ [5, 12]. La microestructura final en cuanto a relación de fases δ/γ depende además de la velocidad de enfriamiento [39, 40]. La solidificación primaria ocurre en el modo L \rightarrow L+ δ , donde debido a la segregación elemental, una vez terminada la solidificación de la matriz ferrítica, es posible que el líquido interdendrítico remanente enriquecido de elementos estabilizadores de la fase γ prosiga con la transformación $\delta\rightarrow\delta+\gamma$ evento controlado por difusión elemental y/o partición de elementos tras la nucleación. Esto se debe a que estas aleaciones son muy sensibles a la composición química. Finalmente, se presenta una red de fase γ en los bordes de grano de la fase δ [41, 42].

Dependiendo de los gradientes térmicos presentes en el proceso de soldadura pueden presentarse diversas morfologías de fase γ , tal como la vermicular en los límites de grano de fase δ , a partir de la cual crece la fase γ con una morfología en forma de placas Widmanstätten (AW) o en forma intragranular de modo acicular en la matriz de fase δ cuando existe un incremento del subenfriamiento constitucional [43]. Los mecanismos para la generación de esta morfología de la fase γ se puede explicar por el aumento del subenfriamiento constitucional debido a inclusiones y enfriamientos rápidos, como se describe en la Figura 2.19 [44].





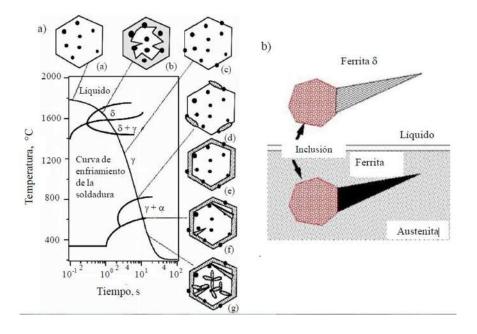


Figura 2. 19 a) Ilustración esquemática de la curva de enfriamiento del metal de soldadura de un acero de baja aleación y la transformación de fase hipotética que puede ocurrir en un enfriamiento continúo hasta temperatura ambiente. b) Los puntos negros semejan inclusiones en el metal de soldadura y se muestra el crecimiento de fase ferrita [44].

2.9 Metalurgia de los aceros inoxidables superausteníticos.

Este tipo de acero es una aleación con alto grado de resistencia a la corrosión. Tiene un bajo contenido de carbono y es de alta pureza. Este fue diseñado para ser un material resistente al agua de mar y ha demostrado ser resistente a una amplia variedad de ambientes corrosivos. La alta resistencia a la corrosión y la elevada resistencia mecánica de la aleación AL-6XN lo convierten en una buena elección sobre los convencionales aceros inoxidables dúplex y una alternativa rentable sobre aleaciones más caras base níquel como es el caso de las aleaciones Inconel. Es ampliamente utilizada en aplicaciones donde se requiere una excelente conformabilidad, soldabilidad y buenas propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión. También es una alternativa rentable sobre aleaciones menos costosas tales como el tipo 316L, que al no cumplir con una adecuada resistencia a la corrosión se ven afectados y tiene continuamente que ser remplazados. El alto nivel de Níquel y Molibdeno le proporcionan alta resistencia a la rotura por corrosión en entornos clorados, mientras que el nitrógeno funciona como elemento estabilizador

de la austenita y es una de las razones por la cual este tipo de aceros inoxidables se les ha denominado con el término de "superaustenítico", es eficaz en el retraso de la formación y la alteración de la morfología y distribución de fases secundarias [7]. El nitrógeno también aumenta los efectos del cromo y del molibdeno el cual mejora la resistencia a las picaduras, corrosión en fisuras y corrosión por tensión [45]. El cobre ha sido intencionadamente rebajado a un nivel residual para mejorar el comportamiento en agua de mar. La elevada calidad de la aleación AL-6XN le proporciona resistencia a la corrosión por picadura y hendidura en entornos de oxidación y clorados solamente alcanzados previamente por aleaciones de níquel y titanio [46]. El PREN (Número Equivalente de la Resistencia a la Picadura) de los AISA generalmente tiene un valor de 40 a 60 [6], y se calcula con la siguiente formula:

• PREN=
$$%$$
Cr +3.3 ($%$ Mo) +30 ($%$ N) [6] (7)

El bajo contenido de carbono lo distingue como una aleación grado "L" proporcionando una alta resistencia a la corrosión intergranular en condiciones de soldadura. Los altos contenidos de cromo níquel y molibdeno son significativamente altos a diferencia de los aceros inoxidables austeníticos convencionales grado 304 L, 316 L y 317 L. La aleación tiene la designación UNS N08367 y está incluido en las normas de la Sociedad Americana para pruebas y materiales (ASTM). La aleación AL-6XN es metalúrgicamente estable a 510 °C, en exposiciones prolongadas a altas temperaturas entre 650 a 980 °C puede precipitar el intermetálico llamado fase sigma en los límites de grano. La fase sigma puede tener un efecto adverso sobre la resistencia a la corrosión antes de influir sobre sus propiedades mecánicas [45]. La composición química de la aleación AL-6XN se muestra en la Tabla 2.2.

Tabla 2. 2 Composición química de la aleación AL-6XN.

Grado		С	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	N	Cu
AL-6XN	Min.	0.02	0.3	0.35	0.02	0.001	20.5	6.2	24	0.22	0.2
	Máx.	0.03	2	1	0.04	0.03	23	7	25.5	0.25	0.75

En la Figura 2.20 se da a conocer el diagrama de Schaeffler para el AISA AL-6XN [20].

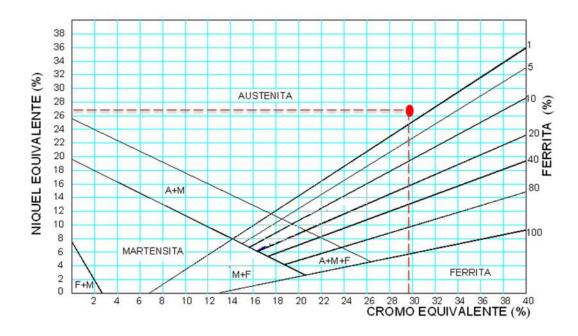


Figura 2. 20 Diagrama de Schaeffler para el AISA AL-6XN [20].

En general el diagrama de Schaeffler es válido cuando los elementos se encuentran en proporciones no mayores a:

C máx. 0.2%, Mn máx. 1.0%, Si máx. 1.0%, **Mo Máx. 3.0%** y Nb máx. 1.5%.

El único elemento que no cumple esta regla es el molibdeno ya que en este tipo de aleación el mínimo es 6.2%, pero gracias al elevado porcentaje de este elemento y de otros como lo es el níquel y cromo, la aleación AL-6XN tiene una estructura totalmente austenítica.

2.10 Soldabilidad de los aceros inoxidables dúplex y superausteníticos.

Porta y colaboradores [47] realizaron la soldadura de láminas de 5mm de un AID 2205 (UNS 31803) con el proceso GMAW mediante la técnica de arco pulsado, la soldadura se hizo a tope con un bisel de 60° dejando un talón de 2mm una separación de raíz de 2 mm. El material de aporte fue un alambre sólido de 1.2 mm de diámetro tipo ER-2209, el gas de protección fue una

mezcla de 2% N, 2% O y 96% Ar, se dejó una separación de tobera-MB de 15mm, el flujo de gas de protección fue de 15 L/min, la velocidad de alimentación fue de 5 m/min y la polaridad fue invertida, es decir con corriente positiva en el electrodo.

Los resultados de dicho trabajo fueron que el AID 2205 debe ser soldado con aportes caloríficos bajos ya que altos aportes de energía dan lugar a la aparición de fases perjudiciales en las uniones soldadas, los valores de corriente deben ser mayores a los 146 A para garantizar estabilidad del arco y una buena calidad en la soldadura. No se observaron presencia de ninguna otra fase distinta a la que constituye el AID 2205 (austenita-ferrita).

Payares y Dorta-Almenara [48] estudiaron la resistencia al impacto de una junta soldada bajo diferentes variables (intensidad de corriente, voltaje y velocidad de avance). Se utilizó una placa de AID 2205 como material base y como material de aporte un alambre solido tipo ER-2209, como gas de protección se utilizó Ar al 100%. Los resultados obtenidos fueron que este material tiende a perder tenacidad a menor temperatura, hasta un 43%. El acero inoxidable Dúplex 2205 en estado de entrega no presentó transición de dúctil a frágil en el rango de temperatura seleccionado, entre 22°C y -40°C, manteniéndose los valores de energía casi invariables entre ambas temperaturas, lo cual es característico de aceros de muy bajo contenido de carbono. El proceso de soldadura en el AID 2205 bajo el rango de parámetros estudiados, origina variaciones en los valores de tenacidad con respecto al material original, que no se consideran significativos en cuanto a la transición de fractura dúctil a frágil en ninguna de las dos temperaturas estudiadas (22°C y -40°C). El AID 2205 soldado bajo el rango de parámetros estudiados origina variaciones entre los valores de energía absorbida a temperatura ambiente (22°C) y los valores de tenacidad a-40°C, los cuales no se consideran significativos para la determinación de una fragilización.

Muthupandi y colaboradores [43] estudiaron el efecto de la composición química del metal de soldadura y calor aportado en la estructura y propiedades mecánicas de la unión de dos AID por los métodos GTAW y EBW. Con el fin de producir soldadura autógena con el proceso GTAW fueron empleadas dos pasadas de cada lado de la placa para asegurar una penetración completa. Los calores aportados fueron 1440 y 283 J/mm para los procesos GTAW y EBW respectivamente.





Los resultados muestran que al usar un metal de aporte enriquecido con Ni con el proceso GTAW reduce el porcentaje de ferrita de un contenido inicial de 78% hasta un 58%. En la microestructura del metal de soldadura se obtuvo en general 3 tipos de austenita a partir de la matriz ferrítica, las cuales son: alotriomorfica en los límites de grano, Widmanstätten como placas laterales que crecen en los granos alotriomorficos y los precipitados intergranulares. Sin embargo no se encontró diferencias importantes en la microdureza con las diferentes proporciones de las fases δ/γ .

Badji y colaboradores [28] estudiaron el efecto de la soldadura en el equilibrio de fases δ/γ en un AID 2205, ellos encontraron que a velocidades de enfriamiento lentas la cantidad de austenita es relativamente alta. De igual manera realizaron pruebas aplicando tratamientos térmicos de recocido a diferentes temperaturas que oscilan entre los 800 y 1250 °C, con lo que ellos concluyeron que a temperaturas altas de recocido el porcentaje de fase sigma va disminuyendo y a su vez la fracción volumétrica de ferrita aumenta. Los autores dan una recomendación de la temperatura óptima (1050 °C) para un tratamiento de recocido para este tipo de material sin verse afectadas sus propiedades mecánicas tales como: resistencia a la tensión y el alargamiento como se muestra en la Figura 2.21, además de que la precipitación de la fase sigma y la transformación de austenita a ferrita delta se suprimen.

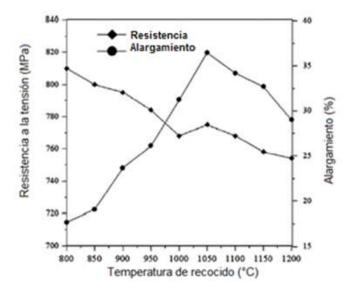


Figura 2. 21 Efecto de la temperatura de recocido en la resistencia a la tensión y alargamiento en un AID 2205 [28].

El proceso utilizado fue GTAW con un material de aporte tipo ER- 2209 de diámetro de 2.5 mm, con una mezcla de gas de protección 98% Ar-2% N y un flujo de 25 l/min. El voltaje utilizado fue de 15 V y con rangos de corriente de 110 a 115 A. Usando el material de aporte ER- 2209, el resultado obtenido por dichos autores es una variación significativa en el balance de ferrita-austenita en la ZAT, mientras que en la zona central del cordón de soldadura se encontró altos niveles de austenita.

Ogawa y colaboradores [16] estudiaron los efectos de Ni y N en las propiedades mecánicas y de corrosión en la soldadura de un AID. Los resultados que obtuvieron fueron que adicionando contenidos de níquel mayores al 8% con 0.15% de nitrógeno cauda precipitación de la fase sigma en la ZAT, y adicionando contenidos de níquel por debajo del 6% causa una gran cantidad de precipitación de nitruros en la ZAT, lo cual da como resultado fragilizacion y corrosión por picadura en la ZAT. Sin embargo la precipitación de la fase sigma y de nitruros en la ZAT son prevenidos con contenidos de 0.3% de N y contenidos de níquel entre los rangos de 6 y 8% además de que entre este rango se ve favorecido la propiedad de tenacidad como lo muestra la Figura 2.22.

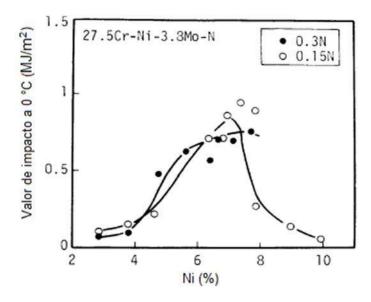


Figura 2. 22 Efecto del Ni y N en el valor de impacto en la ZAT para distintas aleaciones[16].

McPherson y colaboradores [49] estudiaron las propiedades mecánicas y la microestructura de una soldadura entre 2 placas a tope de un AID 2205 usando 3 procesos diferentes, SAW (Soldadura de arco sumergido), MMAW (Soldadura de arco metálico manual) y FCAW (Soldadura por arco con núcleo de fundente), controlando la temperatura entre pasadas de soldadura. Los resultados obtenidos fueron que el contenido de nitrógeno en el metal de soldadura se mantuvo entre 0.13 y 0.18 %, el cual de acuerdo a trabajos anteriores es de particular importancia en el control del balance de las fases austenita-ferrita y en la resistencia a la corrosión. En la región de la ZAT hubo una gran disminución en los contenidos de ferrita a causa de una velocidad de enfriamiento lenta en la soldadura debido a la alta temperatura alcanzada por los interpasos. El control de las pasadas de temperaturas por debajo de los 150 °C resulta en el incremento del contenido promedio de ferrita en la ZAT y en el metal de soldadura hacia un 50%, además de que no hay efectos dramáticos en las propiedades mecánicas.

Wang y colaboradores [50] estudiaron la caracterización de la microestructura, propiedades mecánicas y resistencia la corrosión de la unión disímil de un acero inoxidable dúplex 2205 y un acero de alta resistencia de baja aleación 16MnR por los procesos GTAW y SMAW con electrodo E2209 teniendo como zona de interés la junta de la soldadura. Se unieron placas de los metales base con dimensiones específicas (300 mm x 150 mm x 8 mm) y se les hizo una preparación en V simple para así aplicarles el proceso de soldadura respectivamente. Se caracterizaron las muestras de la zona de la soldadura por microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y de transmisión; se evalúo la relación de las propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y microestructura de la zona de soldadura. Obteniendo como resultado que la junta soldada por SMAW tiene una mayor susceptibilidad a la corrosión por picaduras en una solución de cloruro que la de soldadura producido por GTAW, también se notó que las estructuras de ferrita y austenita acicular se distribuyen de manera uniforme en el metal de soldadura, lo que es ventajoso para una mejor tenacidad y ductilidad en la zona de soldadura. Llegaron a la conclusión de que los mejores resultados se obtuvieron al unir los aceros con el proceso GTAW.

Zamora y colaboradores [51] investigaron las características microestructurales de la unión de los aceros inoxidables AL6XN y 316L soldados por el proceso GTAW con un electrodo de aporte

ER-NiCrMo-3 y argón como gas de protección. De manera general su investigación se basó en la caracterización microestructural y mecánica de los materiales base, de la zona afectada térmicamente (ZAT) y la zona de la soldadura. Para la caracterización microestructural utilizaron microscopía electrónica de barrido (MEB) en zonas de interés a las muestras que se les dio una preparación metalográfica convencional, obteniendo como resultado la presencia de carburos en los límites de grano del acero superaustenítico AL6XN. La caracterización mecánica reportan una microdureza de 225 HV en el AISI 316L y un posterior incremento exponencial en el metal de soldadura con un valor máximo de 315 HV, en comparación con el acero AL6XN que mostró un decremento con valores promedio de 260 HV; la resistencia máxima a la tensión de la unión soldada fue de 716 MPa con una deformación de ingeniería de 46%.

Cortés y colaboradores [52] investigaron las características mecánicas y microestructurales de una unión disímil de los aceros AL-6XN y 316L por el proceso GMAW. Donde se unieron tubos de estos materiales por el proceso GMAW utilizando un electrodo ER309L, ajustando las variables del proceso para obtener un modo de transferencia por roció. De la inspección visual y prueba de ultrasonido, se obtuvo que la unión estaba libre de defectos. Los resultados de la caracterización microestructural mostraron una estructura de granos columnares dendríticos y algunas regiones de granos equiaxiales austeníticos en la región central, que sugiere se debió a los gradientes de temperatura y composición. Obteniendo una unión dúctil, pero poco tenaz, dando como resultado final que la unión disímil AISI AL-6XN/316L acreditó los ensayos de doblez guiado.

Briones y colaboradores [53] realizaron la caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil de aceros inoxidables 316 L/AL-6XN, unieron los materiales mediante el proceso GTAW utilizando tres pasadas, como material de aporte utilizaron el electrodo ERNiCrMo3 de 2.4 mm de diámetro y como gas de protección argón de pureza comercial. Como resultados de la caracterización microestructural presentan que del lado del acero 316 L obtiene una microestructura compuesta de granos equiaxiales de austeníta con un tamaño de grano de 110. 8 μm en la parte de la orilla de la placa mientras que en la parte central se obtuvo un tamaño de grano de 29.7 μm, además de observar bandas de ferrita δ residual orientadas en la dirección de la laminación debido al proceso de fabricación y de encontrar pequeñas inclusiones de titanio

en la ZAT. Del lado del AL-6XN presenta una estructura austenítica de granos equiaxiales con un tamaño promedio de 108.5 µm. En la zona de metal de soldadura se observa una estructura completamente Austenítico con crecimiento celular y dendrítico con un modo de solidificación tipo A. En la caracterización mecánica muestran que en la zona del cordon presenta mayor resistencia que la del material base 316 L y valores cercanos al acero AL-6XN, además que la fractura ocurre en la zona afectada térmicamente del acero 316 L.

Chandrasekar y colaboradores [45] estudiaron el efecto de la solubilidad del nitrógeno en varios AISA durante la fusión por inducción de aire. Los resultados obtenidos fueron que la solubilidad del nitrógeno incrementa con el aumento de Mn y Mo, pero disminuye con la adición de Ni y Si en estado líquido del AISA a 1600 °C. Sin embargo, un aumento en el contenido de Cr (mayor a 18% en peso) reduce la solubilidad del nitrógeno en la aleación liquida. El rendimiento de nitrógeno se reduce con el aumento de contenidos de Cr y Ni en el metal fundido. Después del tratamiento de solución-recocido las aleaciones denominadas con los números 2 y 3 contienen austenita con un alto volumen de fase sigma (15-20 %) y la aleación denominada con el numero 1 contiene poco porcentaje en volumen (2-5%). Las aleaciones que contiene alto contenido de fase sigma se atribuye a la composición química inapropiada causada por el aumento de contenido de Mo y sin el aumento apropiado de Ni y N. El incremento de la fase sigma causa reducción en las propiedades de impacto en estas condiciones de tratamiento. Las aleaciones que contienen alto contenido de nitrógeno tienen mayor resistencia a la deformación y sin pérdida de ductilidad en comparación con aleaciones que contienen bajo contenido de nitrógeno. Esto se atribuye a la presencia de una estructura completamente austenítica.

Rahmani y colaboradores [54] realizaron una unión disímil de un acero inoxidable austeníticos 304L con un acero inoxidable super-dúplex 2507, utilizando dos electrodos (ER-2594 y ER-309LMo) por el proceso GTAW. En la junta soldada se obtuvo 3 zonas de interés: 1)ZAT del AIA, 2)ZAT del AISD y 3) metal de soldadura. Observando en la zona 1 una zona parcialmente fundida con precipitados de ferrita vermicular que rodea los granos equiaxiales austeníticos, en la zona 2 de subdivide en dos zonas (ZAT de alta y baja temperatura) las cuales consisten en una matriz ferrítica que contiene granos de austenita con diferente morfología y en la zona 3 con el metal de aporte ER-309LMo se obtuvo una matriz austenítica con ferrita delta vermicular

mientras que con el ER-2594 está compuesta principalmente de borde de grano alotriomorfico y placas de austenita con morfología Widmanstätten.

En las propiedades mecánicas ambas uniones mostraron buena resistencia a la tensión teniendo valores superiores a ambos MB, pero debido a la diferente composición química de los metales de aporte con el ER2594 se obtiene un valor de dureza más alto en comparación con el obtenido del ER309LMo.

CAPÍTULO III METODOLOGÍA

CAPITULO III. METODOLOGÍA

Las actividades realizadas en la metodología del presente proyecto se muestran de manera general en el diagrama de flujo de la Figura 3.1.

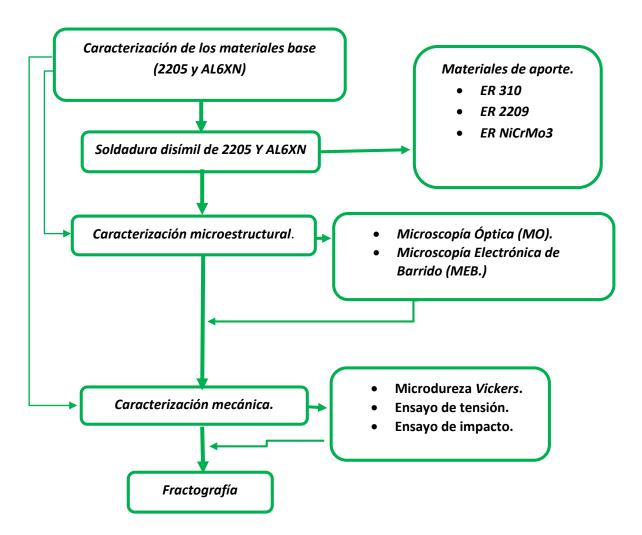


Figura 3. 1 Diagrama de flujo de la metodología.

3.1 Material.

Los materiales utilizados fueron los siguientes:

• Placas de 6.6 mm de espesor del acero inoxidable dúplex 2205 y de la aleación AL-6XN



• Electrodos ER 2209, ER NiCrMo₃ y ER 310.

La Tabla 3.1 muestra una comparación de la composición química nominal de los MB AL-6XN y 2205 con la analizada mediante espectroscopia de emisión óptica; esto con el fin de verificar la información reportada por el proveedor.

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

Grado	С	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	Cu	Ni	N	Fe
2205 Nominal	0.016	1.37	0.4	0.001	0.0021	22.42	3.13	0.15	5.72	0.17	Bal.
2205 Análisis	0.030	1.35	0.41	0.007	0.021	22.94	3.015	0.149	5.62		Bal.
AL-6XN Nominal	0.03	2	1	0.03	0.04	23	7	0.2	25.5	0.25	Bal.
AL-6XN Análisis	0.02	1	0.6	0.01	0.03	21	6.5	0.7	24.7	0.23	Bal.

Como metales de aporte se utilizaron alambres sólidos de 1.2 mm de diámetro de las aleaciones FSH Welding Group (2209, NI625 y 310) con designación AWS (ER-2209, ER-NiCrMo₃ y ER-310) respectivamente. La composición química se muestra en la Tabla 3.2.

Tabla 3. 2 Composición química de los materiales de aporte (% en peso).

Grado	C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	Cu	Ni	N	Nb	Fe
ER-2209	0.012	1.75	0.5	< 0.01	< 0.02	23	3.2	0.1	8.8	0.14		Bal.
ER-	0.01	0.1	0.15	< 0.01	< 0.02	22	8.7		≥58		3.6	0.3
NiCrMo ₃												
ER-310	0.1	1.7	0.45	< 0.01	< 0.02	26	0.1	0.1	20.5			Bal.

3.2 Dimensiones y preparación de la junta.

Para la preparación de la junta se cortaron placas de 150 mm de longitud x 70 mm de ancho y 6.6 mm de espesor con una sierra mecánica con enfriamiento. Las piezas fueron maquinadas en una fresadora vertical para formar un bisel de 60° y hacer una junta en simple "V" como se muestra en la figura 3.2a.

Se adaptaron placas de extensión al comienzo y al final del arco en el proceso de soldadura con el objetivo de establecer y estabilizar el arco para obtener un cordon uniforme a lo largo de toda la junta soldada; también se utilizó una placa de respaldo de acero al carbono para evitar el escurrimiento de metal depositado (Figura 3.2b).

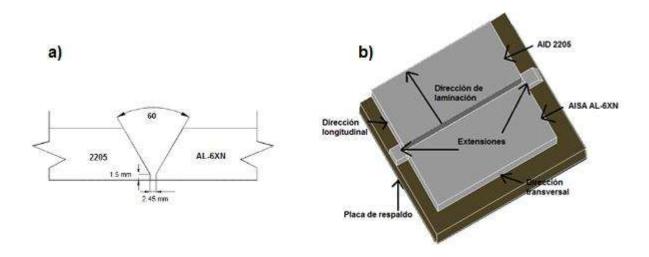


Figura 3. 2 a) Preparación de la junta soldada en simple "V", b) diagrama esquemático de la preparación de placas de acuerdo al sentido de laminación.

3.3 Equipo de soldadura y variables operativas.

Para llevar a cabo la unión de las placas, se utilizó el proceso de soldadura con protección de gas y electrodo metálico consumible (por sus siglas en ingles GMAW) con una máquina de soldar modelo CP-650 marca Miller con capacidad de 300 A, voltaje a circuito abierto de 50 V y con una eficiencia del 75%. La Tabla 3.3 muestra las variables operativas durante el proceso de soldadura.

Tabla 3. 3 Variables operativas del proceso de soldadura.

Pruebas	S1	S2	S3	S4	S5	S6
Metal de aporte	ER NiCrMo3	ER 2209	ER 310	ER NiCrMo3	ER 2209	ER 310
Voltaje	32.1	31.3	28.8	23.4	21	22
Voltaje a circuito abierto	34	34	32	28	27	27.5
Amperaje	224	255	240	211	230	225
Velocidad de alimentación (cm/s)	15.4	15.4	15.4	15.4	15.4	15.4
Velocidad de avance "I" (mm/s)	3.8	3.8	3.8	3.8	3.8	3.8
Mezcla de gases	97%Ar-3%N	97%Ar-3%N	97% Ar-3% N	97%Ar-3%N	97%Ar-3%N	97% Ar-3% N
Flujo de gas (L/min)	40	40	30	40	40	30
Eficiencia (%)	75	75	75	75	75	75
Stick out (mm)	11	11	12	11	11	11
Calor aportado (KJ/mm)	1.42	1.57	1.36	0.974	0.953	0.976

Como gas de protección se utilizó la mezcla de gases 97% Ar + 3% N₂, que es la recomendada para realizar una soldadura de AID para un mejor balance de fases (Austenita + Ferrita) en el metal de soldadura [16, 55, 56].

3.4 Caracterización de los materiales base (2205 y AL-6XN).

3.4.1 Caracterización microestructural.

La caracterización microestructural se realizó inicialmente en los materiales base, de los cuales se prepararon probetas con dimensiones especificas (1.0 X 1.0 X 0.66cm), se caracterizó utilizando técnicas de metalografía estándar utilizando lijas de carburo de silicio, comenzando con las de mayor abrasión hasta llegar a tener un acabado espejo, puliendo las superficie de estas utilizando pasta de diamante de 6, 3 y 1μm, (esto se realizó tanto en la cara longitudinal como transversal) (Figura 3.3). Posteriormente se atacó la aleación AL-6XN con una solución (75 HCl + 25 HN03 + 50 C3H8O3), y para el AID 2205 se sometió a un ataque electroquímico por inmersión con una

fuente de poder de CD por un lapso de 4 a 6 segundos, con un voltaje de 4 V. El electrolito utilizado para el ataque fue hidróxido de potasio(22.5 g diluidos en 40 ml de agua destilada), después fueron observadas tanto en el MO (NIKON EPIPHOT 300) y MEB (JOEL JSM-6400) con el fin de analizar diferentes zonas de interés. A las muestras se les tomaron varias imágenes a distintas magnificaciones con el propósito de observar las diferentes fases presentes.

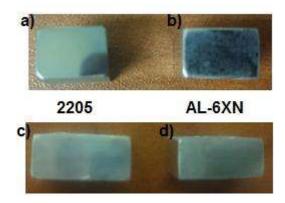


Figura 3. 3 Probetas cortadas de los MB; a) 2205- transversal, b) AL-6XN- transversal, c) 2205- longitudinal y d) AL-6XN- longitudinal.

3.4.2 Caracterización mecánica.

3.4.2.1 Ensayo de microdureza Vickers (HV).

Para este ensayo, se utilizaron las muestras que se caracterizaron metalográficamente, esto de acuerdo como lo indica la norma ASTM E-384 [57]. Los barridos se realizaron de manera longitudinal, se aplicó una carga de 100 gramos durante 15 segundos en un microdurómetro de carga automática, la distancia entre identaciones fue de 200 µm y se utilizó un indentador con punta de diamante piramidal Vickers.

3.4.2.2 Ensayo de tensión.

Para evaluar las propiedades a la tensión se maquinaron 3 probetas planas en el sentido longitudinal y 3 transversal a la placa de cada material base, estas se prepararon de acuerdo a lo que establece la norma ASTM E8-04 [58], en especímenes de tamaño reducido como se muestra





en la Figura 3.4. Se utilizó una máquina universal Zwick/Roell Z100 que tiene una capacidad máxima de 100 kN.

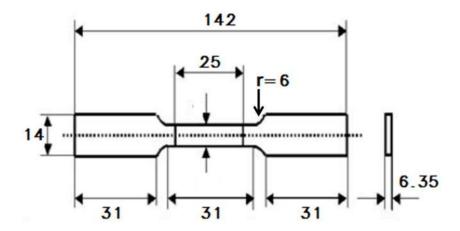


Figura 3. 4 Esquema de la probeta de tensión de acuerdo a la norma ASTM E8-04, (dimensiones en mm).

3.4.2.3 Ensayo de impacto Charpy – V.

La evaluación de la absorción de energía al impacto se llevó a cabo mediante el ensayo de impacto Charpy; de igual manera se prepararon 3 probetas de cada material base en sentido longitudinal y transversal respectivamente, esto de acuerdo a la norma ASTM E23-02 [59] como se muestra en la Figura 3.5.

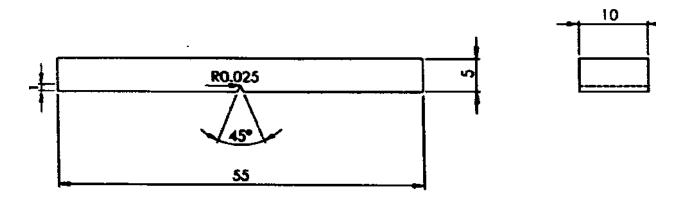


Figura 3. 5 Esquema de la probeta para ensayo de impacto Charpy de acuerdo a la norma ASTM E23-02 (dimensiones en mm).

3.5 Caracterización de la unión soldada.

La caracterización de las uniones soldadas se realizó con el propósito de conocer y analizar la microestructura y propiedades mecánicas obtenidas con cada uno de los electrodos y calores de aporte utilizados. Las zonas de interés donde se realizó el estudio son:

- Materiales base (2205 y AL-6XN)
- ZAT de lado del AID 2205
- ZAT de lado del AISA AL-6XN
- Cordon de soldadura.

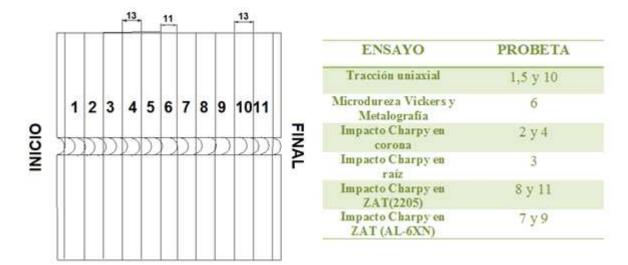


Figura 3. 6 Distribución de las muestras para los diferentes ensayos.

En la Figura 3.6 se muestra como fueron seccionadas las probetas soldadas para los diferentes ensayos mecánicos de tal manera que se pueda comparar las mismas propiedades a lo largo de todo el cordon de soldadura entre las diferentes soldaduras.

3.5.1 Caracterización microestructural de la unión soldada.

3.5.1.1 Caracterización por microscopia óptica.

Para caracterizar las uniones soldadas se cortaron las probetas en forma transversal al cordon como se muestra en la Figura 3.7, se les dio una preparación metalográfica convencional para

posteriormente someterlas a un ataque electroquímico por inmersión con una solución de 200 mg de metabisulfito de potasio $(K_2O_5S_2)$ + 15 ml de ácido clorhídrico (HCl) con tiempos aproximados de 8 a 10 segundos y 4 volts. De esta manera se logró revelar la estructura de grano y las diversas fases presentes en la unión disímil observadas en el microscopio óptico.



Figura 3. 7 Corte transversal al cordon de soldadura de las uniones soldadas.

Se tomaron micrografías a diferentes magnificaciones de todo el perfil de soldadura para observar las microestructuras obtenidas por los diferentes electrodos utilizados en las zonas de interés. Además se analizó el cambio microestructural al usar un calor de aporte de aproximadamente 1.5 y 1 kJ/mm.

3.5.1.2 Caracterización por microscopia electrónica de barrido.

Se caracterizaron las probetas en las zonas de interés de acuerdo a los resultados de la caracterización mecánica por medio de microscopia electrónica de barrido, esto con la finalidad de observar la microestructura obtenida, fases y/o precipitados que se generaron durante el ciclo térmico del trabajo de soldadura, se tomaron varias imágenes a diferentes aumentos (100x, 250x, 500x, 1000x y 200x) utilizando las técnicas de electrones secundarios y electrones retrodispersados. También se realizaron análisis químicos puntuales en zonas de interés, además de mapeos y barridos lineales de composición en la zona centro en ZAT.

3.5.2 Caracterización mecánica de la unión soldada.

3.5.2.1 Ensayo de microdureza Vickers (HV).

Se realizaron tres barridos de microdureza Vickers de manera transversal al cordon de soldadura en las zonas superior, centro e inferior (Figura 3.8) aplicando una carga de 100g durante 15 segundos en un microdurómetro de carga automática de marca Mitutoyo HM-200, utilizando un indentador de diamante piramidal vickers. La distancia entre identaciones fue cada 150 µm en el metal de soldadura, cada 70 µm en la ZAT y cada 250 µm en el MB.

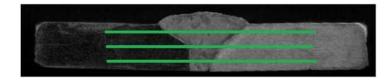


Figura 3. 8 Barridos de microdureza en la zona superior, media e inferior.

3.5.2.2 Ensayo de tensión.

Se maquinaron probetas de tensión y se realizaron ensayos en la condición de soldadura, la preparación de las probetas se realizó de igual manera que las preparadas para el metal base como se mencionó en el punto 3.4.2.2. La zona de soldadura en las probetas correspondientes equivale a la zona de sección reducida como se muestra en la Figura 3.9.

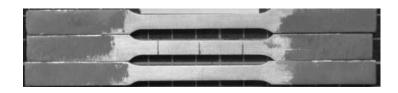


Figura 3. 9 Probetas de la unión soldada maquinadas para ensayo de tensión.

3.5.2.3 Ensayo de impacto Charpy-V.

Para el ensayo de impacto Charpy de las juntas soldadas se maquinaron 7 probetas para cada condición como se ilustra en la Figura 3.6. Las ranuras se realizaron en la corona y raíz de la soldadura así como en las ZATAT tanto del lado del MB 2205 y la del MB AL-6XN. Para ubicar el maquinado de la muesca, las probetas fueron desbastadas y atacadas con agua regia (15mL HCl + 10mL HNO₃) durante 15 segundos.

Para este ensayo se mantuvieron las probetas en una cámara criogénica a -80 °C durante 8 horas para tener una temperatura de -40 °C \pm 5 °C al realizar el ensayo; temperatura a la cual se realizó la prueba en una maquina con péndulo Charpy con una capacidad de 358 J.

3.5.3 Estudio de fractografia.

Una vez realizados los ensayos de tensión e impacto tanto de los materiales base como de la unión soldada, se seleccionó una probeta ensayada de impacto y otra de tension para cada condición (metales base y condición de soldadura) en base a los resultados obtenidos, con el objetivo de realizar un análisis para verificar qué tipo de fractura presentaron (Figura 3.10). Este estudio se realizó mediante el microscopio electrónico de barrido (MEB), se tomaron imágenes a diferentes magnificaciones y se realizaron análisis químicos puntuales en algunas zonas de interés.



Figura 3. 10 Zona donde se realizó el estudio de fractografia.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

CAPITULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Caracterización microestructural de los materiales base.

4.1.1 Caracterización microestructural de la aleación AL-6XN.

La Figura 4.1 muestra la microestructura de la aleación AL-6XN tomada por microscopia óptica en sentido longitudinal a la laminación (Figura 4.1a, b, c) y sentido transversal (Figura 4.1d, e, f), donde se puede observar que la microestructura consta de granos austeníticos con una marcada presencia de maclas transgranulares, el tamaño promedio de los granos en sentido longitudinal es de 82 ± 18 µm mientras que en el sentido transversal es de 96 ± 12 µm que es un tamaño de grano más basto que los aceros inoxidables austeníticos convencionales 304 y 316. La aleación presenta una microestructura bastante uniforme en su espesor.

En trabajos previos de investigación con esta aleación se midieron tamaños de grano un poco más grandes. Por ejemplo Briones [53] obtuvo un tamaño de grano promedio de 108.5 μm, mientras que Cortes [52] obtiene valores hasta de 119 μm. Estas diferencias se pueden deber a que el material utilizado por estos autores fue un tubo de mayor espesor con un tiempo de uso además de que tiene un proceso de conformado diferente a las placas utilizadas en este trabajo.

Para el análisis de la aleación AL-6XN mediante microscopia electrónica de barrido se observa y corrobora en la Figura 4.2 que esta aleación consta de una matriz de granos austeníticos de gran tamaño, además de que se pueden apreciar mejor la presencia de maclas transgranulares en el sentido longitudinal, esto debido a los esfuerzos y deformaciones que sufre el material durante su conformado. En la Tabla 4.1 se muestra la composición química que presenta los principales elementos de aleación por el cual está compuesta la aleación AL-6XN, y en la Figura 4.3 se muestra el espectro de composición correspondiente obtenido por espectroscopia de rayos x por dispersión de la energía.





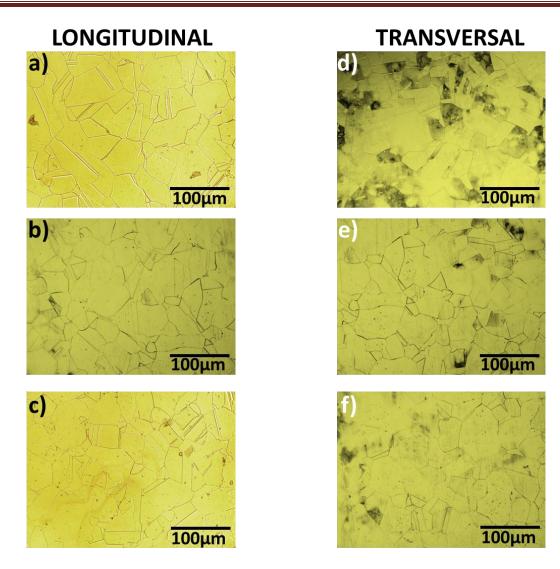
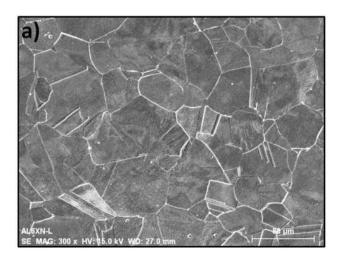


Figura 4. 1 Micrografías del material base AL-6XN obtenidas por MO.

Tabla 4. 1 Composición química del MB AL-6XN por EDS en el MEB.

%	Cromo	Níquel	Molibdeno	Silicio	Carbono	Hierro
En peso	18.4	19.3	5.2	1.4	0.5	55.2



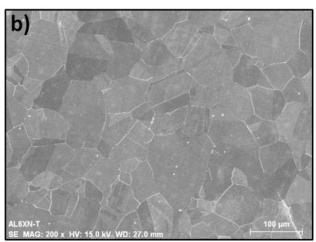


Figura 4. 2 Microestructura del MB AL-6XN observada por MEB; a) sentido longitudinal y b) sentido transversal.

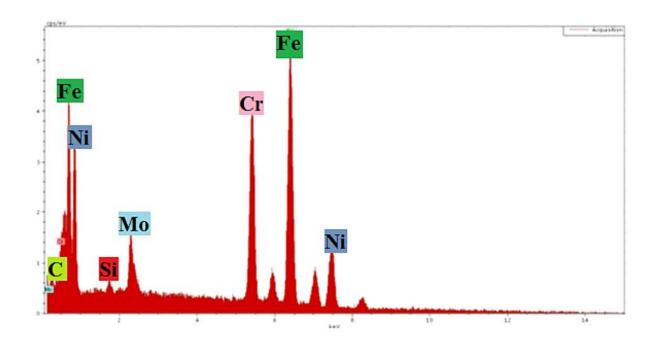


Figura 4. 3 Composición química por EDS del MB AL-6XN de la figura 4.2.





4.1.2 Caracterización microestructural del AID 2205.

En la figura 4.4 se muestra la microestructura del AID 2205 en ambos sentidos. Se puede observar en la Figura 4.4a correspondiente al sentido longitudinal, que la fase γ (fase clara) se encuentra alternada con la fase δ (fase oscura), teniendo una morfologia de granos alargados a diferencia del sentido transversal (Figura 4.4b), donde se puede observar granos en forma de islas de la fase γ mas cortos y no continuos en la matriz ferritica. Estas difencias en la morfologia son debidas a la deformación que sufre el AID 2205 durante su conformado.

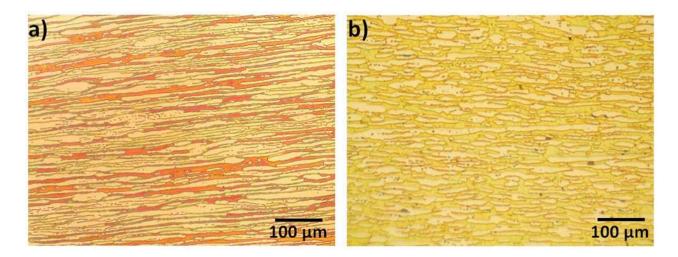


Figura 4. 4 Micrografías del material base 2205 obtenidas por MO.

En la Tabla 4.2 se presenta la cuantificación de fases del AID 2205 realizada por análisis de imagen en el sentido longitudinal y transversal, notando que se aproxima a la relación 50/50 de cada fase, la cual es la más óptima para un mejor comportamiento mecánico y electroquímico.

Tabla 4. 2 Cuantificación de fase del MB AID 2205.

Sentido de laminación	Fase γ (%)	Fase δ (%)
Longitudinal	53	47
Transversal	51.5	48.5



iim

Para el análisis por microscopía electrónica de barrido del MB AID 2205 se muestra la Figura 4.5, en la cual se observa como fase obscura la matiz ferrítica y como fase más clara los granos austeníticos. Esto se corroboro con microanálisis puntuales en cada fase por EDS (Figura 4.6).

En la Tabla 4.3 se muestra la composición química de los principales elementos de aleación de cada fase mostrados en los EDS de la Figura 4.6.

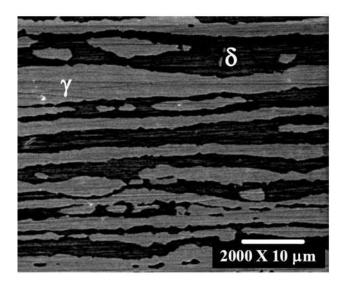
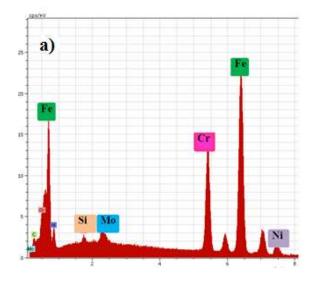


Figura 4. 5 Microestructura del MB AID 2205 en sentido longitudinal por MEB



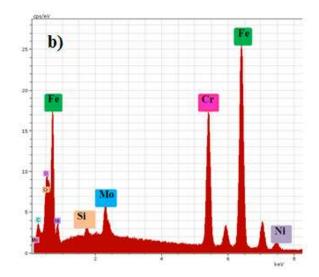


Figura 4. 6 Composición química de los microanálisis puntuales por EDS del MB AID 2205; a) fase ferrita y b) fase austenita.

Se observa una composición química muy similar entre ambas fases de acuerdo a lo mostrado en la Tabla 4.3, esto explica el por qué pueden coexistir estas fases. También se puede observar que el contenido de Ni es mayor en la fase γ mientras que el contenido de Cr y Mo es mayor en la fase δ , el cual tiene sentido ya que estos elementos son estabilizadores de dichas fases.

Tabla 4. 3 Composición química del MB AID 2205 por EDS en el MEB (% en peso).

Fase	Niquel	Hierro	Cromo	Molibdeno	Silicio
γ	7.02	68.39	20.85	2.25	0.29
δ	2.67	65.22	23.75	3.55	0.34

4.2 Caracterización mecánica de los materiales base.

Los ensayos mecánicos se realizaron en ambos materiales base en condición de llegada. Estos ensayos constaron de perfiles de microdureza en todo el espesor del material base, ensayos de resistencia a la tensión y tenacidad a la fractura mediante el ensayo de impacto Charpy, además de un estudio de fractografía para las probetas fracturadas de los dos últimos ensayos mencionados. Los resultados de los ensayos mecánicos realizados a los materiales base se muestran a continuación.

4.2.1 Microdureza Vickers HV_{100} de los materiales base.

La microdureza promedio de los materiales base utilizados con los barridos indicados en la metalografía se presentan en la Tabla 4.4. Se midió una microdureza promedio de 218 ± 2 para la aleación AL6XN y 258 ± 7 para el AID 2205 en sentido longitudinal a la laminación. Como se puede observar la dureza del AID 2205 es mayor que la de la aleación AL6XN, esto se debe a que el AID 2205 está constituido por una doble fase γ/δ , que están en proporciones casi iguales. En la Figura 4.7 se muestra el total de identaciones hechas en la parte superior, medio e inferior de cada uno de los materiales base.

Tabla 4. 4 Valores de microdureza Vickers de los materiales base en sentido longitudinal a la laminación.

		2205		AL-6XN			
HV_{100}	SUPERIOR	MEDIA	INFERIOR	SUPERIOR	MEDIA	INFERIOR	
PROMEDIO	268	251	257	219	217	220	

En el caso del MB AID 2205 existe una diferencia significativa de dureza entre el centro y los extremos de la placa, obteniendo valores mayores en la parte superior e inferior esto posiblemente a que estas zonas ocurre un mayor endurezimiento por la deformación durante su conformado (Figura 4.7a). Mientras que en el MB AL-6XN la dureza es uniforme en todo su espesor (Figura 4.7b).

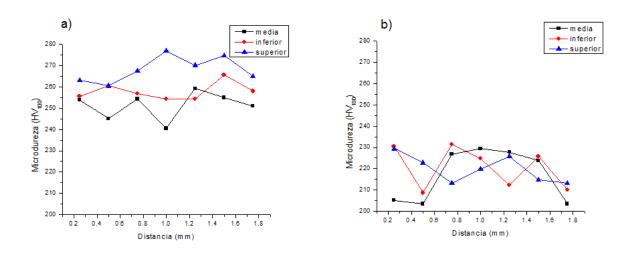


Figura 4. 7 Perfiles de microdureza en las zonas superior, centro e inferior de los materiales base a) AID 2205, b) AISA AL-6XN.

4.2.2 Propiedades a la tensión de los materiales base.

Los resultados de los ensayos de tensión de los materiales base se muestran en la Tabla 4.5, y las curvas de esfuerzo-deformación en sentido longitudinal y transversal a la laminación se muestran en la Figuras 4.8 y 4.9 para el AID 2205 y el AISA AL-6XN, respectivamente.





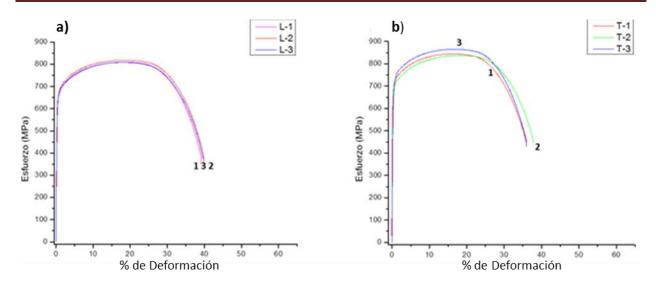


Figura 4. 8 Curvas esfuerzo vs deformación del material base AID 2205; a) sentido longitudinal y b) sentido transversal.

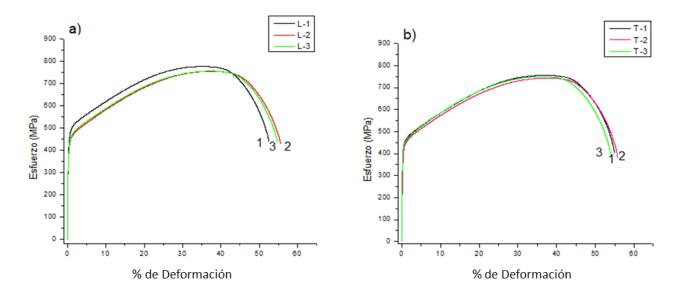


Figura 4. 9 Curvas esfuerzo vs deformación del material base AISA AL-6XN; a) sentido longitudinal y b) sentido transversal.

En el caso del AID 2205 se obtuvieron valores promedio de 811 MPa en sentido longitudinal y 848 MPa en sentido transversal de esfuerzo máximo; presentando un ligero aumento de 37 MPa en el sentido transversal (Figura 4.8). Estos resultados muestran que esta aleación presenta cierto grado de anisotropía, que es atribuida a la diferencia de morfología, ya que en el sentido

transversal los granos se encuentran menos alongados y esto da como resultado una mayor resistencia a la tensión y cedencia pero una disminución en el % de elongación.

Para el AISA AL-6XN (Figura 4.9) se calcularon valores promedio de 756 MPa y 749 MPa de esfuerzo máximo en el sentido longitudinal y transversal a la laminación respectivamente. Este acero no presenta variación en el sentido que se mide sus propiedades; es decir no presenta una gran diferencia en los valores de esfuerzo máximo tanto en sentido longitudinal como transversal.

Tabla 4. 5 Resultados de los ensayos de tensión para los MB.

Muestra	σ _{máximo} (MPa)	σ _{cedencia} (MPa)	σ _{ruptura} (MPa)	% ε
2205 1-L	809	670	353	39.2
2205 2-L	818	690	349	39.9
2205 3-L	808	676	375	39.6
2205 1-T	844	728	450	35.9
2205 2-T	837	714	449	37.8
2205 3-T	865	740	435	36.2
AI 6XN 1-L	759	427	440	52.5
AI 6XN 2-L	755	420	428	55.6
AI 6XN 3-L	756	425	434	54.7
AI 6XN 1-T	756	430	428	54.6
AI 6XN 2-T	743	402	421	55.3
AI 6XN 3-T	749	406	430	53.5

De acuerdo a los resultados obtenidos el material base que presenta una mayor resistencia a la tensión es el AID 2205; por otro lado el MB que presenta mayor % de elongación es el AISA AL-6XN.

4.2.3 Resistencia al impacto de los materiales base.

Los resultados del ensayo de impacto Charpy para los materiales base a -40°C en general fueron satisfactorios, los valores obtenidos fueron los siguientes.

Para el AID 2205 se obtuvo una energía absorbida promedio de 96 J, superior a lo mínimo deseado a -40°C que es de 54 J esto de acuerdo a la norma ASTM A 923-06 [60]. Mientras que para el AISA AL-6XN se registró una energía absorbida promedio de 130 J, valor cercano al reportado en la bibliografía [52, 61]. Analizando los resultados anteriores, el material con mayor capacidad para absorber energía es el AISA AL-6XN lo cual está directamente relacionado con el % de elongación del ensayo de tensión, que también es mayor en el AISA AL-6XN, teniendo este una capacidad mayor para deformarse y por lo tanto de absorber mayor energía al aplicarse una carga súbita.

4.2.4 Fractografia de los materiales base.

4.2.4.1 Fractografia del ensayo de tensión.

En la Figura 4.10 se muestran las imágenes de las fracturas del MB AID 2205 en sentido longitudinal y transversal. En ambos sentidos se tiene una fractura tipo dúctil que es característico de este material, y se observa la nucleación y coalescencia de microhuecos tipo copa como efecto de la carga axial durante el ensayo de tensión. En la fractura del sentido longitudinal se puede observar regiones más planas debido a la elongación de los granos por su deformación durante el laminado.

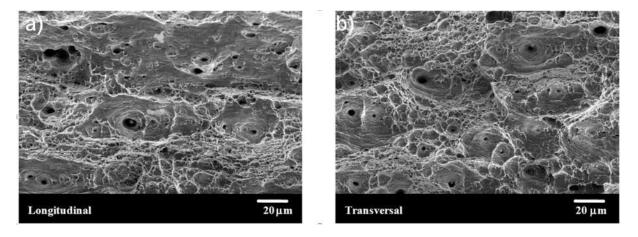
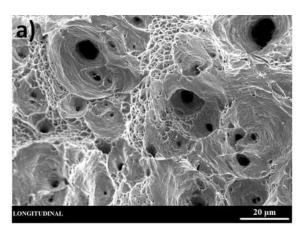


Figura 4. 10 Fractografías de las superficies fracturadas del ensayo de tensión del MB AID 2205; a) longitudinal y b) transversal.





Para el AISA AL-6XN se obtuvieron fracturas dúctiles que son características de este tipo de material (Figura 4.11) y al igual que en el AID 2205 se observaron la presencia de microhuecos. Se encontraron partículas a las cuales se les realizó análisis de composición puntual (Figura 4.12), el cual indico que las partículas están constituidas por los mismos elementos de aleación del material base ya sea en mayor o menor cantidad. Estas partículas son de gran importancia ya que son la causa del inicio de la fractura actuando como sitos nucleantes para los microhuecos.



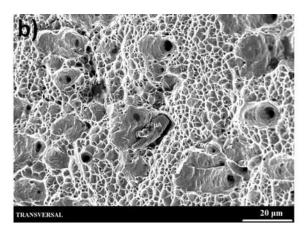


Figura 4. 11 Fractografías de las superficies fracturadas del ensayo de tensión del MB AISA AL-6XN; a) longitudinal y b) transversal.

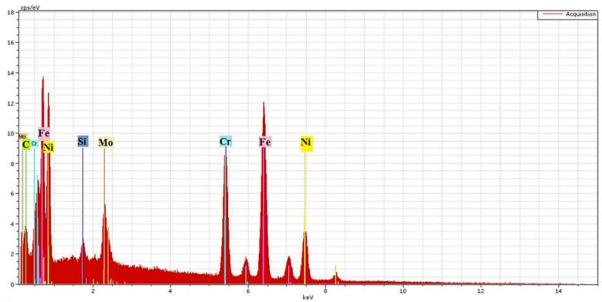
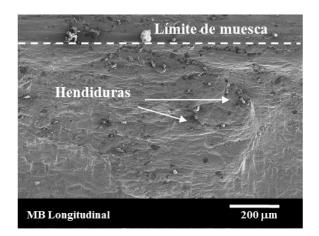


Figura 4. 12 Microanálisis por EDS de una de las partículas encontradas en el MB AL-6XN.

4.2.4.2 Fractografia del ensayo impacto Charpy.

En la Figura 4.13 se muestra la fractura del MB 2205 después del ensayo de impacto Charpy, que corresponde a una fractura por clivaje en la zona adyacente a la muesca con algo de desprendimiento de material, pero tipo dúctil en la zona más alejada teniendo la presencia de algunos huecos y hendiduras de fractura.

En la Figura 4.14 se observa la fractura del ensayo de impacto Charpy del MB AL-6XN, el cual tiene una fractura tipo dúctil. En la fractura se nota micro-deformación alrededor de los microhuecos. El grado de deformación es mayor en comparación con la deformación en la fractura del AID 2205 lo cual es porque el acero AL-6XN tiene mayor capacidad para absorber energía al estar constituida en su totalidad por la fase γ.



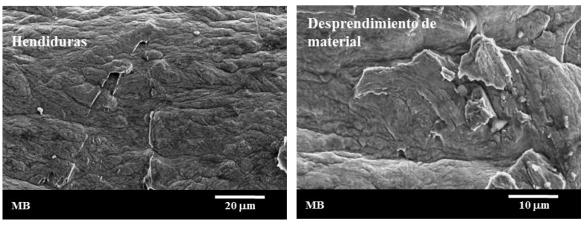


Figura 4. 13 Fractografías de ensayo impacto Charpy del MB AID 2205.

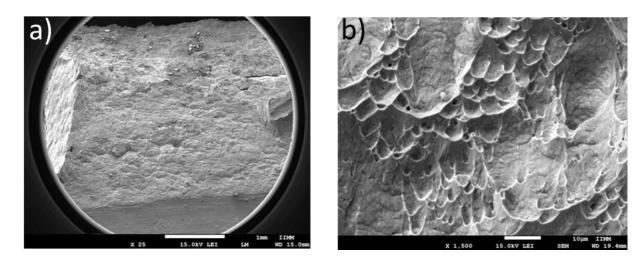


Figura 4. 14 Fractografías de ensayo impacto Charpy del MB AISA AL-6XN.

4.3 Caracterización macroestructural de la unión disímil 2205/AL-6XN.

4.3.1 Perfiles transversales.

La Figura 4.15*a* y *b* muestra las macrografías de la unión soldada disímil con un metal de aporte ER-NiCrMo3 y con calores aportados de 1.42 y 0.97 kJ/mm. En la Figura 4.15*a* que corresponde a la soldadura con alto aporte térmico (AAT) se observa que la unión se encuentra libre de defectos de soldadura, tales como porosidades, socavados, inclusiones o falta de fusión. Otro dato relevante que revela la macrografía es el notable incremento de tamaño de grano ferrítico en la ZAT del lado del AID 2205 debido a que se alcanza una mayor temperatura en esta zona por el alto aporte térmico. Mientras que en la Figura 4.15*b* con el electrodo ER-NiCrMo3 y bajo aporte térmico (BAT) se observa claramente una fusión incompleta en la zona de la raíz del lado del MB AID 2205 debido a una falta de calor aportado en dicha zona. La ZAT es mucho menor comparada con la de alto aporte térmico.

La Figura 4.15c y d muestra las macrografías de la unión soldada disímil con metal de aporte ER-2209 y con calores aportados de 1.57 y 0.95 kJ/mm. Para la soldadura con AAT corresponde la Figura 4.15c en la cual se observa un cordon de soldadura más ancho en la parte inferior en comparación con el cordon mostrado en la Figura 4.15a. Esto se debe al aumento en el calor

aportado el cual tiene como efecto mayor cantidad de metal base fundido. Otro efecto por el alto calor aportado es un incremento en la penetración y poca sobremonta. Mientras que en la figura 4.15*d* que corresponde a un BAT soldado con el electrodo ER-2209 se observa una unión con apariencia visual aceptable, sana y libre de defectos.

La Figura 4.15e y f muestra las macrografías de la unión soldada disímil con un metal de aporte ER-310 y con calores aportados de 1.36 y 0.97 kJ/mm, respectivamente. Al igual que en los dos casos anteriores, en el proceso de soldadura con un mayor aporte térmico se puede observar claramente un cordón de soldadura más ancho (Figura 4.15e). En ambas macrografías transversales se observa que las uniones soldadas disímiles tienen una apariencia aceptable, además de que se encuentran libre de defectos superficiales.

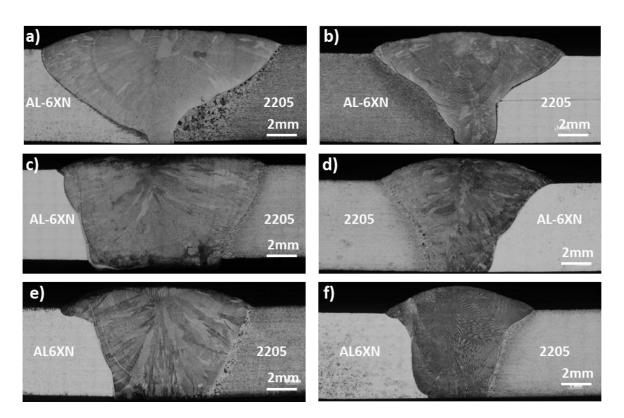


Figura 4. 15 Macrografías de las uniones soldadas disimiles con los metales de aporte; ER NiCrMo3 a) AAT y b) BAT, ER 2209 c) AAT y d) BAT, ER 310 e) AAT y f) BAT.

4.3.2 Porcentajes de dilución en las uniones soldadas disimiles.

Para realizar el cálculo del porcentaje de dilución de las uniones soldadas se utilizaron las macrografías mostradas en las Figura 4.16, en las cuales se delimitaron las áreas correspondientes al cordon de soldadura, mismos que a su vez fueron divididos en dos áreas: a) metal de soldadura, el cual es delimitado por la cara del bisel de las probetas y b) las áreas mezcladas del metal de soldadura depositado con los materiales base fundidos durante el proceso de soldadura.

Una vez delimitadas las diferentes áreas de las uniones disímiles, se procedió a realizar el cálculo de dilución de las mismas usando la ecuación 4.1 [62]. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 4.6, en donde los valores más altos de dilución se presentan en las uniones con un alto aporte térmico obteniendo porcentajes de entre 40 y 50%; mientras que en las uniones con bajo aporte térmico no supera el 26%.

$$D = \frac{A_{bm}}{A_{bm} + A_{fm}} \times 100 \tag{4.1}$$

Dónde:

D= Coeficiente de dilución.

A_{bm}= Área de la zona mezclada entre los materiales base y el metal de aporte depositado (áreas A1 y A2 de cada unión soldada).

A_{fm}= Área del metal de aporte depositado (área A3 de cada unión soldada).

Otros resultados obtenidos de acuerdo a la Tabla 4.6 son; que el porcentaje de dilución en el lado del AID 2205 es mayor con los electrodos ER 2209 y ER 310 ya que tiene una mayor conductividad térmica que el AISA AL-6XN. Sin embargo; con el electrodo ER NiCrMo3 presenta un mayor % de dilución en el lado del AL-6XN, posiblemente debido a la gran similitud en composición química con el electrodo utilizado.





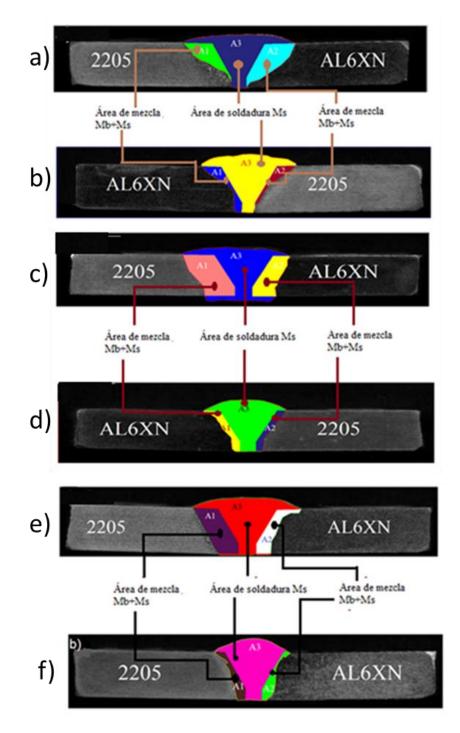


Figura 4. 16 Determinación de áreas para el cálculo del porcentaje de dilución en las uniones disimiles con los metales de aporte; ER NiCrMo3 a) AAT y b) BAT, ER 2209 a) AAT y b) BAT, ER 310 a) AAT y b)BAT.

Tabla 4. 6 Resultados del % de dilución en las diferentes áreas de las uniones soldadas disimiles.

Metal de aporte	Aporte térmico	Material base	% de Dilución	Total
ER-NiCrMo3	Alto	2205	17.1	44.14%
		AL6XN	27.04	
	Вајо	2205	10.25	23.18%
		AL6XN	12.92	
ER-2209	Alto	2205	30.56	49.5%
		AL6XN	18.92	
	Вајо	2205	12.17	25.45%
		AL6XN	13.26	
ER-310	Alto	2205	26.71	41.54%
		AL6XN	14.82	
	Вајо	2205	13.4	23.67%
		AL6XN	10.26	

Banovic [63, 64] y Kannan [65] investigaron el control de la dilución en uniones soldadas para el AISA AL-6XN y el AID 2205; respectivamente. Concuerdan que la dilución depende de las variables operativas del proceso de soldadura, ya que al aumentar la corriente (I) y velocidad de avance, el % de dilución aumentara. Pero al aumentar la distancia entre la boquilla con la placa soldada el % de dilución disminuye. Esto concuerda con los resultados obtenidos en el presente trabajo, recordando que el calor aportado se calcula con la corriente, voltaje y velocidad de avance.

4.4 Caracterización microestructural de la unión disímil 2205/AL-6XN.

4.4.1 Caracterización microestructural del metal de soldadura.

En la Figura 4.17*a* y *b* se muestran las micrografías del metal de soldadura del electrodo ER-NiCrMo3 con alto y bajo aporte térmico, donde se aprecian soldaduras sanas y libres de defectos. En general la microestructura está compuesta por granos columnares dendríticos algunas regiones

de granos equiaxiales austeníticos sobre todo en la región central debido a los gradientes de composición y temperatura. La dirección de los granos columnares dendríticos indica cómo fue el proceso del frente de solidificación de cada lado de los materiales base hacia el centro del cordon de soldadura, esto se debe a que los materiales base sirven como extractores de calor y es por eso que la última zona en solidificar es el centro del cordon. El modo de solidificación predominante es austenítico "A" debido al alto porcentaje de Ni, aunque en algunas regiones se tuvieron el modo de solidificación AF siendo más notorio con BAT.

Los modos de solidificación obtenidos por este electrodo son similares a los reportados por algunos autores [53, 66, 67], ellos obtienen solo un modo de solidificación (austenítico), debido a la alta temperatura alcanzada por la secuencia de cordones depositados. Otro efecto visto por dichos autores es el refinamiento de grano entre cordones.

Las micrografías correspondientes al metal de soldadura con el electrodo ER-2209 se muestran en la Figuras 4.17a para AAT y 4.17b para BAT, en las cuales se observa una microestructura en el centro del cordon diferente a lo reportado en la literatura [12, 54, 68], teniendo granos columnares dendríticos con dirección al centro del cordon. Este fenómeno puede ser atribuido a la migración dilución del AISA AL-6XN y la incorporación del alto contenido de Ni, así como la adición de N₂ en el gas de protección. Los modos de solidificación predominantes son "AF", "FA" y "F" en ambas soldaduras, teniendo un contenido de ferrita mayor con BAT.

Muños [69] estudio el efecto del contenido de N_2 en Ar como gas de protección en la soldadura de un AID 2205 con el proceso GTAW observando que a medida que el contenido de N_2 va aumentando, la morfología acicular de la austenita en el cordon de soldadura cambia en una morfología globular. Mientras que Sadeghian [70] estudio el efecto del calor aportado en una unión disímil entre un acero inoxidable súper dúplex (AISD) y un acero de baja aleación soldado con un metal de aporte súper dúplex, el observa que a medida que el calor aportado es mayor el porcentaje de γ aumenta, ya que el metal de soldadura queda más tiempo en rangos altos de temperatura y mayor porcentaje de δ transforma en γ . En la soldadura disímil AL-6XN/2205 con el electrodo ER 2209, el porcentaje de dilución de los MB fue tal que la composición química del metal de soldadura que al solidificar, no se generó la microestructura dual δ/γ del electrodo ER 2209.

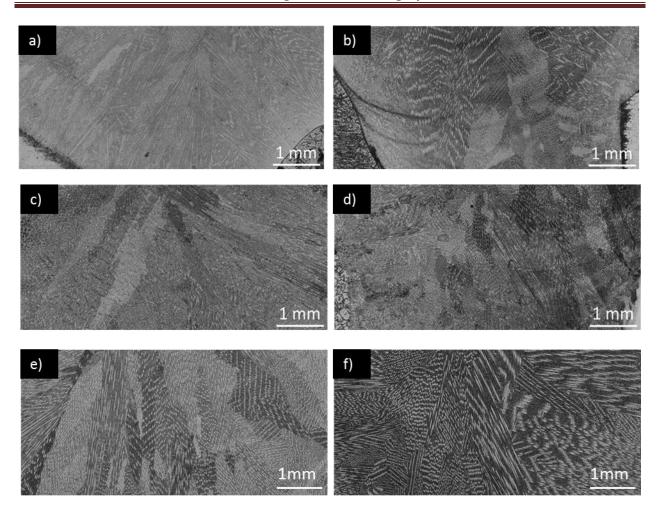


Figura 4. 17 Micrografías de las uniones soldadas con los metales de aporte; ER NiCrMo3 a) AAT y b) BAT, ER 2209 c) AAT y d) BAT, ER 310 e) AAT y f) BAT.

Para el caso de las soldaduras con un metal de aporte ER 310 (Figura 4.17e y f) se observa una microestructura de granos columnares, columnares dendríticos y regiones de granos equiaxiales así como la solidificación de límites y sublímites de grano sobre todo en el centro debido a los gradientes de composición y temperatura. La forma de solidificación que predomina es el tipo "AF" con algunas zonas tipo "FA" exhibiendo morfología de ferrita esquelética.

En lo que corresponde a microscopia electrónica de barrido se encontraron la formación de fases secundarias en el metal de soldadura con el electrodo ER NiCrMo3 ricas en Nb y Mo como se muestra en la Figura 4.18 y que posiblemente se debe a velocidad de enfriamiento relativamente lenta así como un rechazo de estos elementos en la estructura austenítica. Algunos autores [63,

71] también lo atribuyen a la baja velocidad de difusión de estos elementos en la fase austenita que no permite la difusión hacia afuera de las dendritas austeníticas. Otros factores que pueden considerarse además de las velocidades de enfriamiento son; calor de aporte, técnicas y parámetros de soldadura.

Para la soldadura con el electrodo ER 2209, donde se observa que la morfología ligeramente más clara corresponde a la γ , mientras que la fase más oscura corresponde a la fase δ (Figura 4.19) está libre de fases secundarias. Se aprecia que la cantidad de fase γ es mucho mayor a la fase δ debido al alto contenido de Ni proveniente del metal base AL-6XN, además del contenido de N2 incluido en el gas de protección. El análisis químico por EDS revelo que el contenido de Ni aumento en la fase austenita con un valor aproximado de 13% y en la fase ferrita disminuyo obteniendo 7.8%. El contenido de Cr en la fase austenita fue de 21% y para la fase ferrita aumento a 25 %, el mismo patrón se presentó para el elemento Mo obteniendo porcentajes de 2.9 y 4.5 para las fases γ y δ ; respectivamente. Esto se corroboro con mapeos elementales de dichos elementos, los cuales se puede apreciar en la Figura 4.20.

La Figura 4.21*a* muestra la microestructura celular dendrítica con electrodo ER 310 además de la solidificación de sublímite de grano (SLG), el cual mediante un análisis por EDS (Figura 4.21*b*) se demostró que esta enriquecido con Cr. En la Figura 4.21*c* y *d* se muestra fases secundarias en la matriz y a lo largo de los sublímites de grano enriquecidas con Cr y Mo, lo anterior se puede deber a que durante la solidificación, el Cr y Mo se difunden hacia los SLG y conducen la formación de fases secundarias como nitruros y/o carburos de cromo y molibdeno a lo largo de los límites de grano.





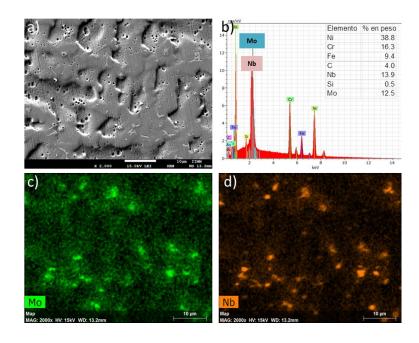


Figura 4. 18 Análisis por MEB de fases secundarias ricas en Mo y Nb con electrodo ER NiCrMo3 BAT; a) micrografía tomada en el cordon de soldadura, b) EDS de la fase secundaria, c y d) mapeos elementales ricos en Mo y Nb respectivamente.

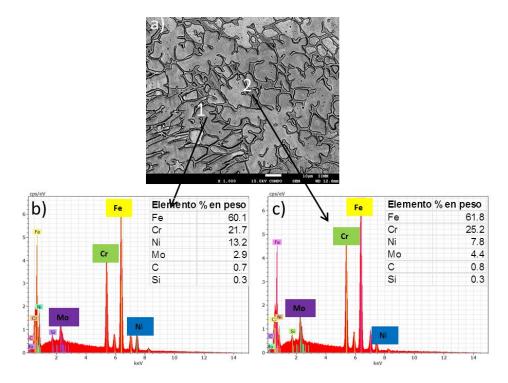


Figura 4. 189 Analisis por MEB del metal de soldadura con electrodo ER 2209; a) Micrografia tomada en el centro del cordon, b)EDS de microestructura austenitica y c) EDS de la matriz ferrítica.



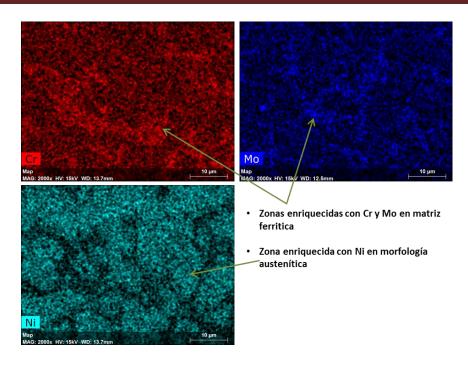


Figura 4. 20 Mapeos elementales de Cr, Mo y Ni en el metal de soldadura con electrodo ER 2209.

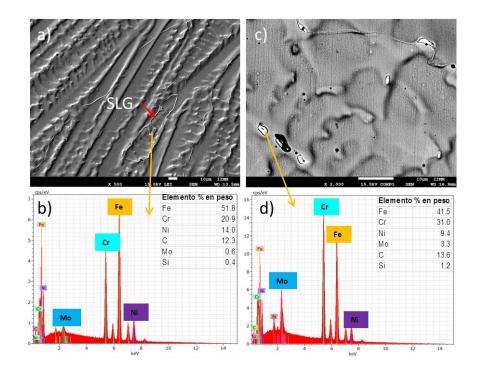


Figura 4. 191 Análisis por MEB de la zona de metal de soldadura con electrodo ER 310; a) micrografía tomada en el centro del cordon, b) EDS de solidificación de SLG, c) detalladle de la microestructura y d) EDS de fases secundarias.

4.4.2 Caracterización microestructural de la ZAT 2205.

A diferencia del metal de soldadura, la zona afectada térmicamente solo es influenciada por los ciclos térmicos, por lo tanto todo queda en función de las transformaciones en estado sólido. Las microestructuras de la ZAT 2205 de todas las uniones se muestran en la Figura 4.22; en las cuales se puede observar un grano ferrítico basto en comparación con el MB; esto es debido al mecanismo de transformación de fases en la ZAT iniciando cuando los AID tienen una microestructura $\delta+\gamma$ a temperatura ambiente y cuando es calentado cerca de la temperatura de fusión (1350°C) la austenita se disuelve presentando una estructura completamente ferrítica. A este proceso se le da el nombre de ferritizado [15]. Es decir a elevadas temperaturas, el grano ferritico inicia un crecimiento debido a que no existe segundas fases como austenita o precipitados que frenen su crecimiento, la austenita nuclea y crece solo durante el enfriamiento, dando paso al proceso de transformación $\delta \rightarrow \gamma$ el cual dependerá de las velocidades de enfriamiento. La austenita reformada en la matriz ferrítica de la ZAT se caracteriza por tener una estructura tipo Witmanstätten (AW), así como de austenita acicular (AAc) y escasa austenita vermicular (AV) e intragranular (AIG). El tamaño de grano obtenido fue variado para cada condición, notando que conforme el calor aportado disminuía también lo hacia el grano ferrítico indicando que la temperatura juega un rol muy importante en el tamaño de grano de la ZAT del AID 2205. Con AAT se genera una pequeña cantidad mayor de austenita acicular e intragranular debido a que se alcanza una mayor temperatura y por lo tanto da más tiempo a la transformación $\delta \rightarrow \gamma$. El tamaño de grano medido para cada condición se muestra en la tabla 4.7.

Tabla 4. 7 Tamaño de grano ferrítico en la ZAT 2205 de las uniones soldadas.

Condicion	ER	ER	ER 2209	ER 2209	ER 310	ER 310
de	NiCrMo3	NiCrMo3	AAT	BAT	AAT	BAT
soldadura	AAT	BAT				
Tamaño de	202.4	196.8	195.5	170.6	189.7	179.3
grano (µm)						

En la ZAT del AID 2205 con electrodo ER 2209 su puede observar que existe una pequeña zona paralela a la línea de fusión con microestructura de Austenita Witmanstätten y alotriomorfa que

es muy parecida a la reportada en literatura y es debido a la gran similitud en composición química del MB 2205 con el metal de aporte ER 2209, además que en esta zona es donde inicia la solidificación del MS el cual tiene velocidades de enfriamiento muy rápidas debido a que el MB sirve como extractor de calor.

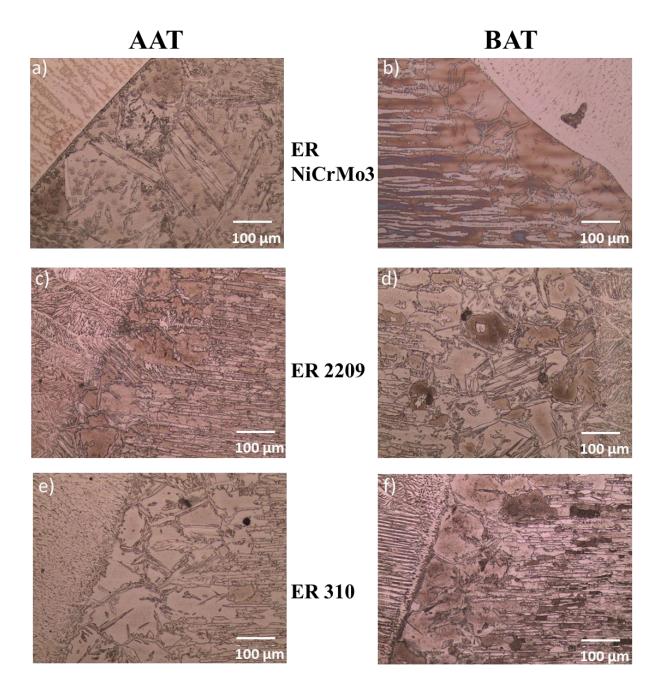


Figura 4. 22 Microestructuras de las ZAT 2205; a, b) ER NiCrMo3, c, d) ER 2209 y e, f) ER 310.

En la Figura 4.23 se muestra las imágenes por MEB de la microestructura en la zona de ferritizacion (ZATAT). Se observa que el crecimiento de grano ferrítico es truncado por las diferentes morfologias de la fase γ en los limites de grano. La formacion de las diferentes morfologias observadas dependen de las velocidades y tiempos de enfriamiento. La AW necesita un menor subenfriamiento constitucional que la AIG y AAc por lo tanto la AW tiene mas tiempo para crecer y por lo tanto comprende la mayor parte del contenido de γ en esta region. Esto concuerda con lo reportado por Rahmani y col, asi como por Muthupandi y col. [43, 54].

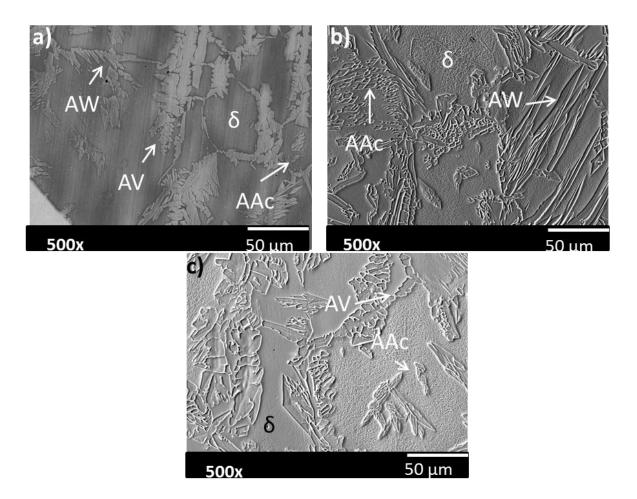


Figura 4. 23 Micrografías de la ZATAT 2205 por MEB con los diferentes tipos electrodos; a) ER NiCrMo3, b) ER 2209 y c) ER 310.

En la Figura 4.24 se muestran perfiles de composición lineal que va desde el MB 2205 hasta el metal de soldadura para los 3 electrodos utilizados con el fin de observar la distribución de





elementos presentes en esta zona de unión. Se puede observar en la Figura 4.24a que el Ni sube significativamente al inicio de la zona de soldadura, caso contrario del Fe el cual baja significativamente, esto es debido a que el electrodo utilizado es base níquel y solo tiene aproximadamente 0.3 % de Fe. También se observa que en la zona de soldadura se tiene incrementos de Mo indicando que al igual que en el centro de la soldadura se tiene la presencia de fases secundarias.

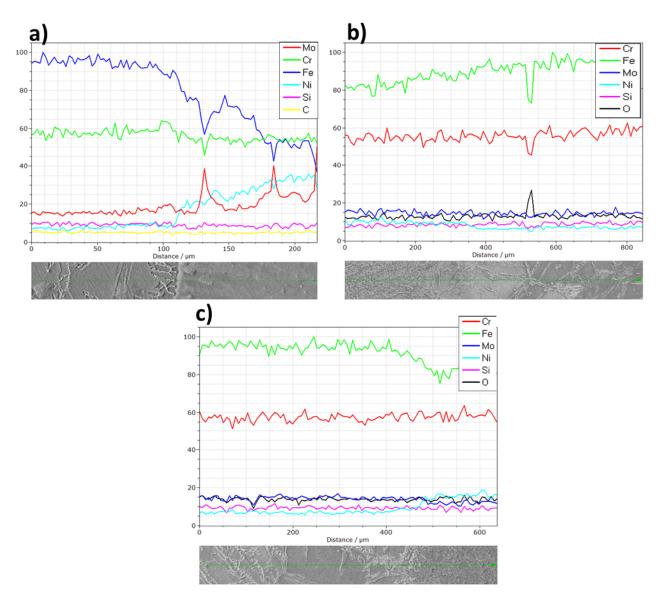


Figura 4. 204 Barridos de composición en línea de la ZAT 2205- MS con los diferentes electrodos; a) ER NiCrMo3, b) ER 2209 y c) ER 310.

En el caso del análisis con el electrodo ER 2209 (Figura 4.24b) se observa que la distribución de los principales elementos de aleación (Cr, Ni, Fe y Mo) es homogénea en casi toda la zona, esto tiene sentido debido a la gran similitud en composición química del MB con el MS. Sin embargo; se observa una parte de la ZATAT que tiene un decremento principalmente de Fe y Cr pero rico en oxígeno, indicando la presencia de óxidos. Algunos autores [36, 72] reportan que la presencia de estos óxidos sirven como sitios de nucleación y crecimiento de la fase γ , principalmente de tipo AAc teniendo un mejor balance de δ/γ . Para el análisis con electrodo ER 310 (Figura 4.24c) no se encontraron cambios significativos en la distribución de los principales elementos de aleación.

4.4.3 Caracterización microestructural de la ZAT AL-6XN.

La Figura 4.25 muestra las microestructuras de la ZAT AL-6XN para todas las uniones. En todos los casos se puede observar un crecimiento epitaxial del tipo AF en la zona parcialmente fundida (ZPF) que esta paralela a la línea de fusión. Este crecimiento es debido al incremento gradual del subenfriamiento constitucional de la pileta de soldadura hacia el metal base, además se caracteriza por ser anisotrópico debido a que los granos crecen en dirección del flujo de calor durante el proceso de solidificación [52]. Se puede apreciar una mayor zona de crecimiento epitaxial al usar un AAT indicando que los ciclos térmicos tienen una influencia marcada en esta zona, dando más tiempo para que los granos crezcan a una temperatura más alta. A diferencia de la ZATAT del 2205, el metal base AL-6XN no fue afectado significativamente en su microestructura y tamaño de grano por los ciclos térmicos.





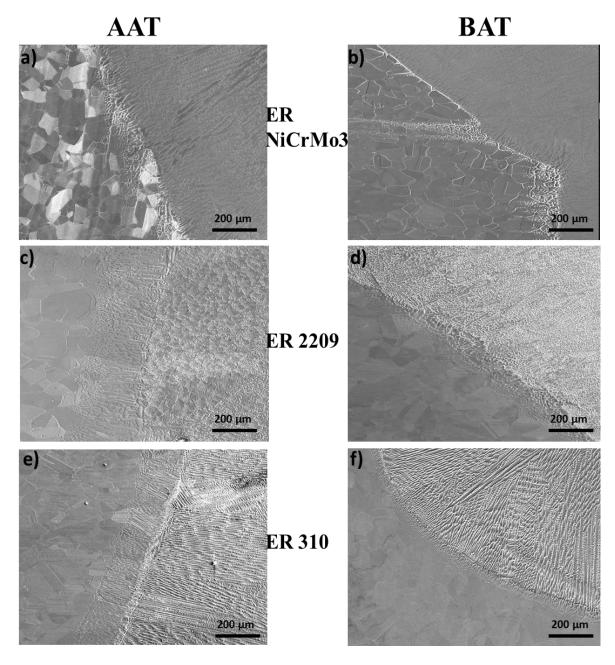


Figura 4. 25 Microestructuras de la ZAT AL-6XN; a, b) ER NiCrMo3, c, d) ER 2209 y e, f) ER 310.

Con respecto al análisis por MEB se encontró que en la zona de metal soldadura (con electrodo ER NiCrMo3) adyacente a la línea de fusión (Figura 4.26a) del lado del MB AL-6XN existe la presencia de fases secundarias ricas en Nb, Mo, Ti, N y Al en menores cantidades (Figura 4.26b, c). Indicando que dichas fases se encuentran en las dendritas austeníticas a lo largo y ancho del cordon de soldadura como se muestran en las Figuras 4.18a y 4.26a. Para la soldadura con BAT se observa un caso particular en el cual se tiene una zona perpendicular a la línea de fusión empobrecida de los elementos Fe, Ni, Cr y Si como se muestra en el perfil de composición lineal de la Figura 4.27a. Sin embargo; en la Figura 4.27c se puede observar que dicha zona es rica en Mo, esto se puede deber al rechazo de soluto durante la solidificación de la pileta de soldadura y la incorporación del Mo hacia el MB AL-6XN debido a la alta temperatura alcanzada y a la dilución.

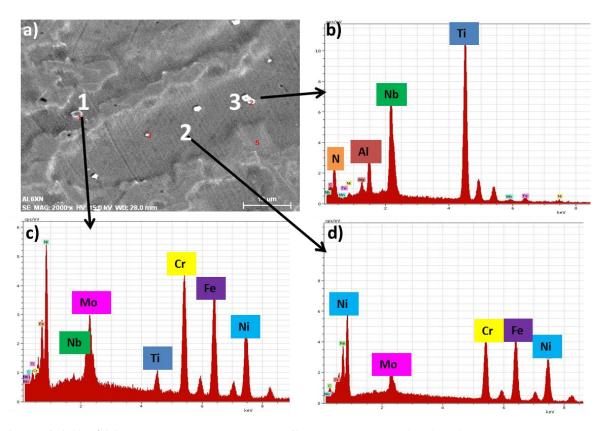


Figura 4. 26Análisis por MEB de la zona de MS adyacente a la ZAT AL-6XN con electrodo ER NiCrMo3.





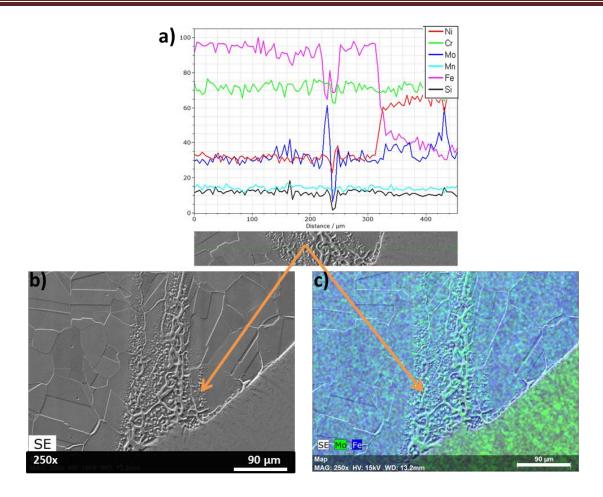


Figura 4. 27 Perfil de composición de la ZAT AL-6XN/MS con electrodo ER NiCrMo3 y BAT.

En la Figura 4.28 se muestra la zona parcialmente fundida de la interfase AL-6XN/ER 2209, en la cual se puede observar que existen zonas con fases secundarias enriquecidas con Mo y en menor proporción de Cr. Sridhar [73] realizó una unión disímil de un AID 2205/ Inconel 625 con un electrodo ER 2209 encontrando fases secundarias en ambas interfases ricas en Mo, Nb y Cr, el atribuye la presencia de estas fases por la dilución de MB y segregación de dichos elementos hacia la ZPF debido a la gran diferencia en composición química del MB y el MS, además de las altas temperaturas alcanzadas y velocidades de enfriamiento lentas durante el proceso de soldadura.

La interfase AL-6XN/ER 310 se muestra en la Figura 4.29, se puede observar la presencia de fases secundarias ricas en Cr y Mo inclinadas hacia el MB AL-6XN (Figuras 4.29a y c). La

presencia de carburos de Cromo se debe a que el elemento Cr es el más abundante en el electrodo ER 310 y uno de los principales en el MB AL-6XN [74]. Mientras que la presencia de carburos de Mo es menos probable ya que el porcentaje de Mo es muy bajo en el ER 310 (comparado con los otros dos metales de aporte), pero es uno de los principales elementos de aleación del MB AL-6XN. Por lo tanto la presencia de estos carburos en la ZPF es debido a la migración y segregación de los elementos aleantes desde la pileta de soldadura durante su solidificación y por las altas temperaturas alcanzadas en el metal base. Las Figuras 4.29 c y d muestran los análisis por EDS de las fases secundarias ricas en Cr y Mo encontradas en los límites de grano.

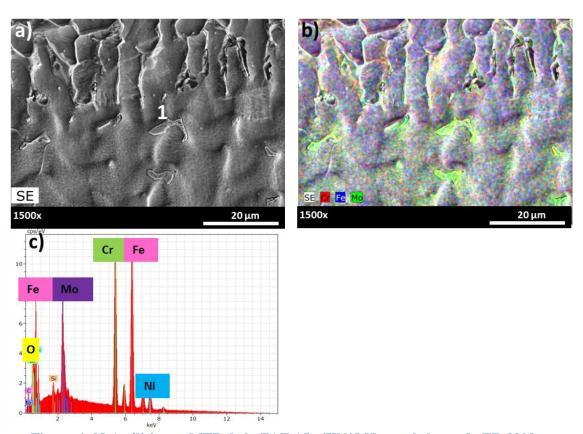


Figura 4. 28 Análisis por MEB de la ZAT AL-6XN/ MS con el electrodo ER 2209.

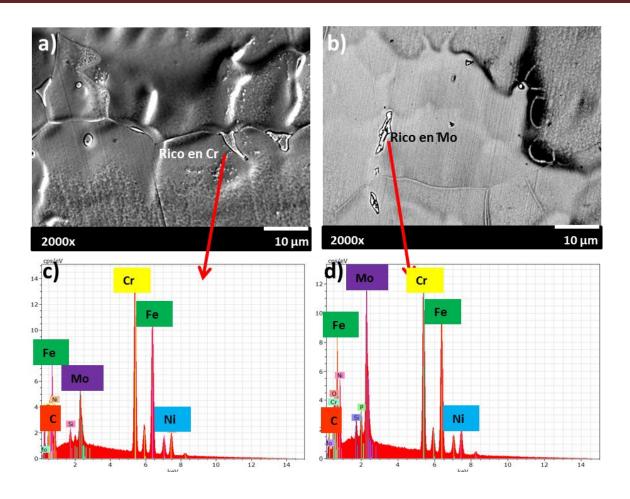


Figura 4. 29 Análisis por MEB de la interface AL-6XN/MS con el electrodo ER 310; a) micrografía a 2000x con BAT, b) micrografía a 2000x con AAT, c) EDS de fase secundaria rica en Cr y d) EDS de fase secundaria rica en Mo y Cr.

4.5 Caracterización mecánica de la unión disímil 2205/AL-6XN.

4.5.1 Ensayo de microdureza Vickers HV₁₀₀ de las juntas soldadas.

La microdureza del MB AID 2205 registró un valor promedio de 258 ± 7 HV₁₀₀, mientras que para el MB AISA se obtuvo un valor de 218 ± 2 HV₁₀₀. Considerando los valores anteriores como punto de referencia, las Figuras 4.30 y 4.31 muestran las gráficas de los perfiles transversales de microdureza para las soldaduras con AAT y BAT respectivamente de las zonas inferior, centro y superior. De la junta soldada con electrodo ER NiCrMo3 y AAT (Figuras 4.30*a*,

d, g) se puede observar que la dureza más baja se obtuvo en el MB AL-6XN y en el metal de soldadura, seguido por el MB 2205. La gran diferencia en dureza entre el MB 2205 y el MS se le atribuye a la diferencia que existe en composición química, además de la doble fase que posee el 2205 el cual le proporciona mejores propiedades mecánicas La parte con la dureza más alta se encuentra en la ZATAT del 2205 obteniendo valores de hasta 413 HV, el incremento tan drástico de dureza en esta zona se le atribuye a la presencia de carburos y nitruros de Cr y Mo, además de la formación de γ en sus diferentes morfologías.

Para el caso de las junta soldada con el electrodo ER 2209 y AAT (Figura 4.30b, e, h) la microdureza más baja nuevamente se presenta en el MB AL-6XN, mientras que para el MB 2205 y el metal de soldadura es similar, esto se puede atribuir a que en esta zona hay una mejor distribución de fases γ/δ , ya que al ser la última zona en solidificar hay mayor tiempo para la regeneración de la fase γ .

Para la junta soldada con electrodo ER 310 y AAT nuevamente se observa el mismo patrón que con el electrodo ER NiCrMo3 obteniendo la microdureza más baja en el MB AL-6XN y en el metal de soldadura seguido por el MB 2205 (Figura 4.30*c*, *f*, *i*). A lo que respecta de la ZATAT del lado del 2205 se observa un incremento de dureza en el perfil inferior (Figura 4.30*i*), el cual se debe a que la indentación que alcanzó un valor de 403 HV está sobre una estructura de AW como se muestra en la Figura 4. 32. La formación de la AW es debido a enfriamientos relativamente rápidos, es decir cuando hay un mayor subenfriamiento y se necesita una mayor energía de activación.





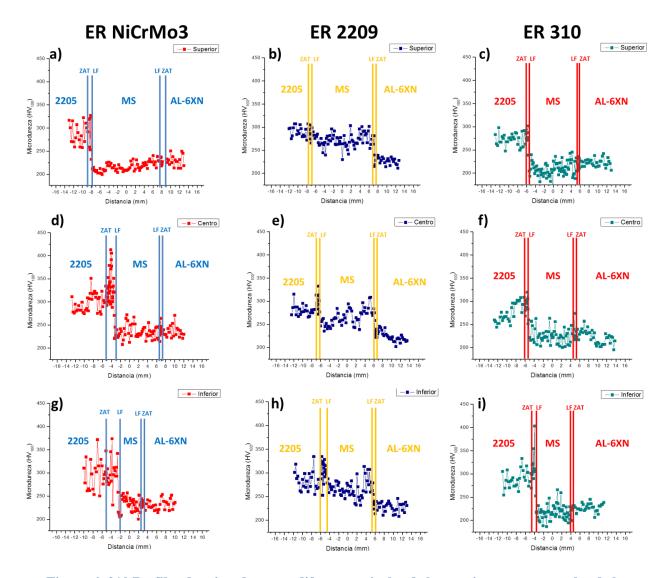


Figura 4. 210 Perfiles de microdureza a diferentes niveles de las secciones transversales de las soldaduras con AAT.

Comparando los perfiles de dureza con los diferentes calores de aporte se observa que en la mayoría de perfiles con BAT (Figura 4.31) hay un ligero aumento de dureza en los MB y MS con respecto al AAT, debido a que entre menor sea el calor aportado, menor es la temperatura alcanzada y por consiguiente la velocidad de enfriamiento es más rápida a lo que lleva a una microestructura más fina y mayor acumulación de tensiones, además de la formación de fases secundarias.

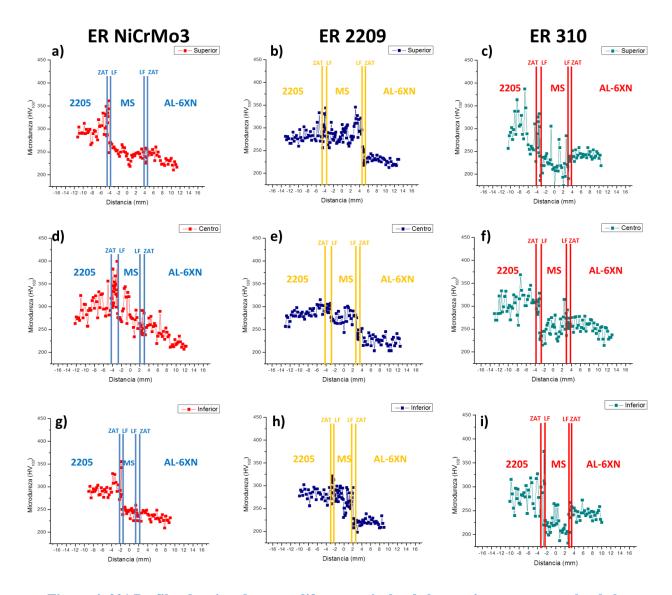


Figura 4. 221 Perfiles de microdureza a diferentes niveles de las secciones transversales de las soldaduras con BAT.

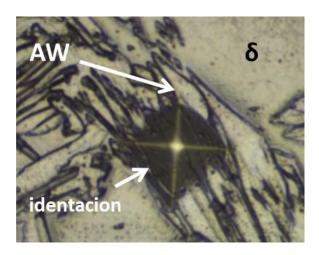


Figura 4. 232 Indentacion en la estructura de austenita Witmanstätten de la ZATAT del lado 2205 de la unión soldada con ER 310 y AAT.

En la Figura 4.33 se observan los perfiles de microdureza obtenidos por Rahmani y col [54] en los cuales se aprecia una marcada diferencia en la zona de metal de soldadura obteniendo la mayor dureza con el metal de aporte dúplex con valores aproximados a 245 HV, similares a los mostrados en este trabajo. Con el metal de aporte austenítico; los valores de dureza son de 210 HV aproximadamente, esto se atribuye a la diferencia en composición química principalmente al contenido de nitrógeno y también a la diferencia en morfología además de la distribución de microconstituyentes en el MS. Al igual que en el presente trabajo, Rahmani observó un incremento importante en la ZATAT del lado del dúplex atribuyéndolo al incremento en contenido de la fase δ.

Por otra parte Sadeghian [70] observó que al usar un bajo aporte térmico hay un ligero aumento en la microdureza (Figura 4.34*a*, *b*) debido a que hay una velocidad de enfriamiento más rápida a lo que conlleva a una microestructura más fina. La dureza mas alta obtenida fue en la ZAT del acero de baja aleación debido a la formación de microconstituyentes duros por la migración de carbono desde el MB.

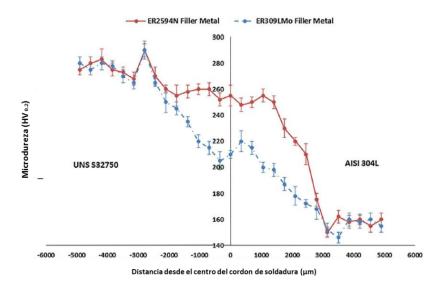


Figura 4. 243 Perfil de microdureza de las uniones soldadas por Rahmani y colaboradores [54].

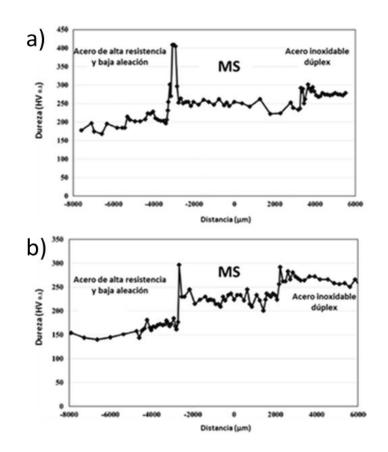


Figura 4. 254 Perfiles de dureza de la unión disímil soldada por Sadeghian y colaboradores; a)BAT y b) AAT [70].

4.5.2 Ensayo de resistencia a la tensión de las juntas soldadas.

Los resultados del ensayo de tensión para las uniones disimiles 2205/AL-6XN soldadas con los diferentes metales de aporte se presentan en la Tabla 4.8. En la Figura 4.35 se muestran las curvas esfuerzo vs deformación de la unión soldada con el metal de aporte ER NiCrMo3 con alto y bajo aporte térmico. Se puede observar en las curvas de AAT (Figura 4.35a) que dos de las tres pruebas fueron fallidas al fracturar inmediatamente después de pasar el límite de fluencia por consecuencia de defectos en la soldadura como porosidades y falta de fusión. La tercera probeta comparándola con las otras dos obtuvo los mejores resultados aunque no satisfactorios ya que al tener un esfuerzo máximo de 606 MPa y un 17.5% de deformación plástica solo alcanzo una eficiencia mecánica del 80 % como consecuencia de un número basto de carburos y nitruros encontrados en todo el metal de soldadura. Los tres especímenes ensayados de dicha unión fallaron en el metal de soldadura como se muestra en la Figura 4.36a.

Tabla 4. 8 Resultados del ensayo de tensión de las uniones disimiles soldadas.

Espécimen	Resistencia a la fluencia del 0.2% (MPa)	Resistencia máxima (MPa)	% de Elongación	Lugar de fractura	Eficiencia mecánica (%)
ER-NiCrMo3 AAT (Probeta B)	397	606	17.5	Soldadura	80
ER-2209 AAT (Promedio)	434	715	26	Soldadura y ZAT SA	94.6
ER-310 AAT (Promedio)	372	612	23	Soldadura	80.9
ER-NiCrMo3 BAT (Promedio)	419	742	38.5	MB de SA	98.1
ER-2209 BAT (Promedio)	449	749	35.1	MB de SA	99.1
ER-310 BAT (Probeta N)	418	735	36.8	MB de SA	97.2

Las probetas de la unión disímil con BAT mostraron buenas propiedades mecánicas en el cordón de soldadura al obtener un esfuerzo máximo promedio de 742 MPa y una eficiencia mecánica





del 98.1 %. Las fracturas se originaron en el MB AL-6XN a 2 cm aproximadamente de la línea de fusión como se muestra en la Figura 4.36*b*.

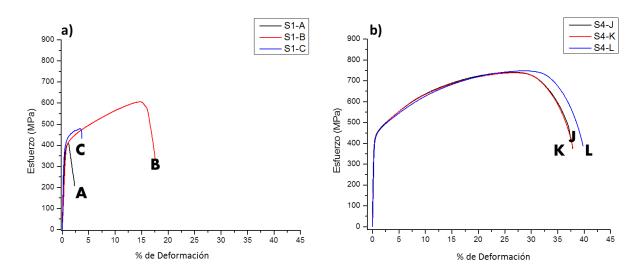


Figura 4. 265 Curvas esfuerzo vs deformación de la unión disímil soldada con metal de aporte ER-NiCrMo3 con; a) AAT, b) BAT.

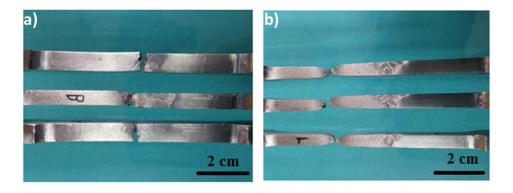


Figura 4. 276 Probetas ensayadas de la unión disímil soldada con un metal de aporte ER-NiCrMo3 con; a) AAT, b) BAT.

Las curvas esfuerzo vs deformación para las uniones disímiles soldadas con el metal de aporte ER 2209 se muestran en la Figura 4.37*a* y *b* para alto y bajo aporte térmico; respectivamente. Las mejores propiedades se obtuvieron con BAT obteniendo un esfuerzo máximo promedio de 749 MPa y una eficiencia mecánica del 99.1%, mientras que para la unión con AAT se obtuvo un esfuerzo máximo promedio de 715 MPa y una eficiencia mecánica del 94.6%. Esta disminución

en propiedades mecánicas en el ensayo de tensión con AAT es debido a que entra mayor es el calor aportado más burdo es el grano dendrítico en la soldadura, además de que puede haber mayor números de fases secundarias como carburos, óxidos y nitruros en el MS y ZPF como los que se muestran en la Figura 4.28. También está relacionado con la alta dureza obtenida en la región central mostrada en la Figura 4.30e, ya que las zonas más duras también son las más frágiles y son donde se pueden propiciar las fracturas. La zona donde fallaron las probetas de AAT como se muestra en la Figura 4.38a es en la ZAT del AL-6XN y MS, mientras que todas las probetas con BAT fallaron en el MB AL-6XN aproximadamente entre 1 y 1.5 cm de la línea de fusión como se muestra en la Figura 4.38b.

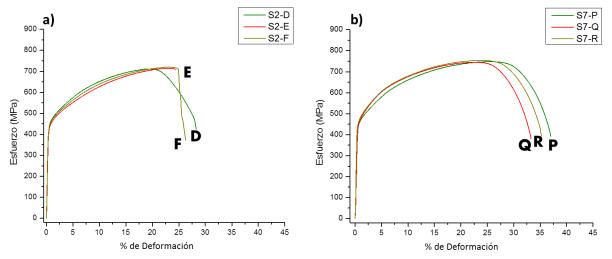


Figura 4. 287 Curvas esfuerzo vs deformación de la unión disímil soldada con metal de aporte ER-2209 con; a) AAT, b) BAT.

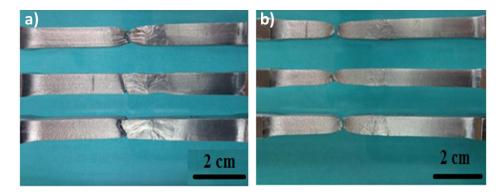


Figura 4. 38 Probetas ensayadas de la unión disímil soldada con un metal de aporte ER-2209 con; a) AAT, b) BAT.



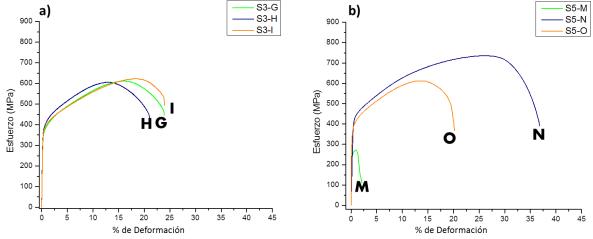


Figura 4. 39 Curvas esfuerzo vs deformación de la unión disímil soldada con metal de aporte ER-310 con; a) AAT, b) BAT.

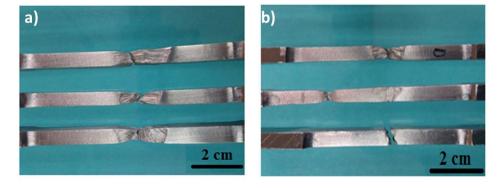


Figura 4. 290 Probetas ensayadas de la unión disímil soldada con un metal de aporte ER-310 con; a) AAT, b) BAT.

Para el caso de la unión disímil soldada con un ER 310 no se obtuvieron resultados satisfactorios, ya que las probetas con AAT (Figura 4.39a) tuvieron un esfuerzo máximo promedio de 612 MPa y una deformación plástica del 23% por lo que apenas y se alcanzó una eficiencia mecánica del 80.9%. Todas las probetas fallaron en el MS como se puede observar en la Figura 4.40a, esto se puede deber a la presencia de límites y sublímites de grano mostrados en la Figura 4.21 ya que son sitios preferenciales para la nucleación de fases secundarias como carburos y nitruros y por lo tanto también son sitios preferenciales para que inicie la fractura durante la deformación que sufre el material en el ensayo de tensión. A lo que respecta de las probetas con BAT, solo una de

las tres probetas tuvo buenos resultados teniendo 735 MPa de resistencia máxima (Figura 4.39*b*) y una eficiencia mecánica del 97.2%. La falla se originó aproximadamente a 2 cm de la línea de fusión hacia el MB AL-6XN como se muestra en la Figura 4.40*b*. Mientras que en las dos probetas restantes la falla se originó en el metal de soldadura posiblemente por causa de defectos en la soldadura como falta de fusión o porosidad.

Las fractografías de las probetas ensayadas en la prueba de tensión se muestran en las imágenes de la Figura 4.41. Las fracturas para las soldaduras con AAT ocurrieron en el metal de soldadura (Figura 4.41*a*, *c*, *e*) mientras que las soldaduras con BAT ocurrieron en el MB AL-6XN (Figura 4.41*b*, *d*, *f*). Se observa que la fractura es de tipo dúctil para todos los casos presentando microhoyuelos con una morfología tipo "copa-cono". También se puede observar que los hoyuelos presentes en las soldaduras con BAT son más grandes, esto se debe a que conforme se va incrementando la deformación, se produce una coalescencia de los micro-hoyuelos.

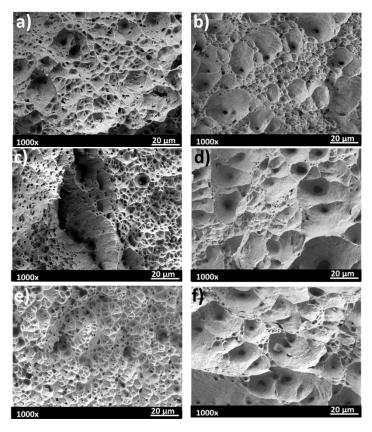


Figura 4. 301 Fractografías del ensayo de tensión de las uniones disímiles soldadas con; a)ER NiCrMo3 AAT, b)ER NiCrMo3 BAT, c)ER 2209 AAT, d)ER 2209 BAT, e)ER 310 AAT y f)ER 310 BAT.



En la Figura 4.42 se muestra un análisis de partículas encontradas dentro de los micro-huecos para las diferentes soldaduras ricas en Fe y Cr (Figura 4.42*a* y *b*), Si, Ca, Al y Mn (Figura 4.42*c* y *d*), y Si (Figura 4.42*c* y *f*). Las partículas observadas en el MB se deben a las impurezas que se pueden presentar durante el proceso de fabricación del material, pero en el caso donde la falla ocurre en el cordon de soldadura además de las impurezas se le puede atribuir a la segregación que se genera entre dendritas durante el proceso de solidificación dentro de la pileta de soldadura [52, 53].

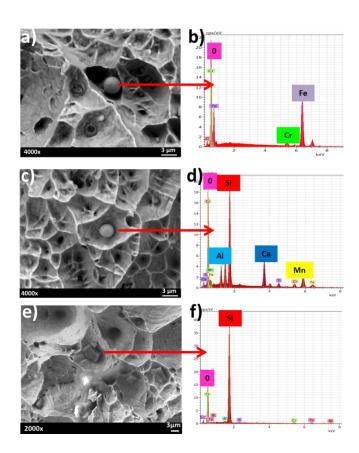


Figura 4. 312 Fractografia y microanálisis por EDS de partículas ricas en Fe, Si, Ca, Al y Mn en las diferentes uniones disímiles; a y b) ER NiCrMo3 AAT, c y d) ER 2209 AAT, e y f) ER 310 BAT.

4.5.3 Ensayo de impacto Charpy de las juntas soldadas.

Los ensayos de impacto Charpy de las uniones disímiles soldadas se realizaron a temperaturas criogénicas (-40 °C), los resultados se muestran en la Tabla 4.9. Para el metal de soldadura los

valores más altos se obtuvieron con el electrodo ER 310 obteniendo un valor máximo de 78 J seguido del MS con electrodo ER 2209 con un valor máximo de 56 J, esta disminución en la energía absorbida de acuerdo a observaciones de diferentes investigadores [75-78], se debe a que con el electrodo ER 2209 se tiene un porcentaje mayor de δ mientras que con el electrodo ER 310 se tienen una estructura casi completamente austenítica. Para el caso de la drástica disminución en la energía absorbida con el electrodo ER NiCrMo3 se le atribuye a la basta concentración de fases secundarias ricas en Mo y Cr que son lo bastante duras pero frágiles para que se inicie y propague la fractura. No se encontró una diferencia notable en la energía absorbida entre las soldaduras con AAT y BAT.

La ZAT que presento mayor energía absorbida en casi todas las uniones fue la del AID 2205, esto es debido a que en la ZAT de la aleación AL-6XN hay la presencia de fases secundarias como óxidos, nitruros y carburos los cuales hacen que la fractura se propague más rápido por su alta fragilidad.

El análisis de fracturas de las diferentes regiones se muestra en las Figuras 4.43 a 4.45. De este análisis se observa que la fractura en el MS con electrodo ER NiCrMo3 (figura 4.43*a* y *b*) presenta una fractura tipo frágil con presencia de clivaje y múltiples microgrietas en fases fragiles. Por el contrario las fracturas con los electrodos restantes son de tipo dúctil con presencia de micro- hoyuelos mayoritariamente con el electrodo ER 2209 (Figura 4.43*c* y *d*). Para las fracturas con el electrodo ER 310 (Figura 4.43 *e* y *f*) se puede observar una morfología mixta con fractura dúctil pero zonas con clivaje. A pesar de la morfología mixta que presenta las fracturas con el electrodo ER 310 la energía absorbida es ligeramente mayor que con el electrodo ER 2209 debido a su estructura casi austenítica. Las fracturas de la ZAT 2205 (Figura 4.44) y de la ZAT AL-6XN (Figura 4.45) muestran el mismo comportamiento de las fracturas del MS teniendo fracturas frágiles con el electrodo ER NiCrMo3 y fracturas dúctiles con presencia de microhoyuelos y coalescencia de los mismos con los electrodos ER 2209 y ER 310.

Tabla 4. 9 Resultados obtenidos del ensayo de impacto Charpy realizados a las probetas de las diferentes uniones disímiles.

	Corona	Raiz	ZAT 2205	ZAT AL-6XN
ER NiCrMo3	5	7	22.5	10
AAT	5		10	10.5
ER 2209	48	50	67	17
AAT	43	•••••	77	64
ER 310	58	52	66	51
AAT	78	•••••	64	53
ER NiCrMo3	19	22	11	18
BAT	24		14	
ER 2209	53	39	80	78
BAT	56		72	106
ER 310	53	57	61	38
BAT	70		76	79



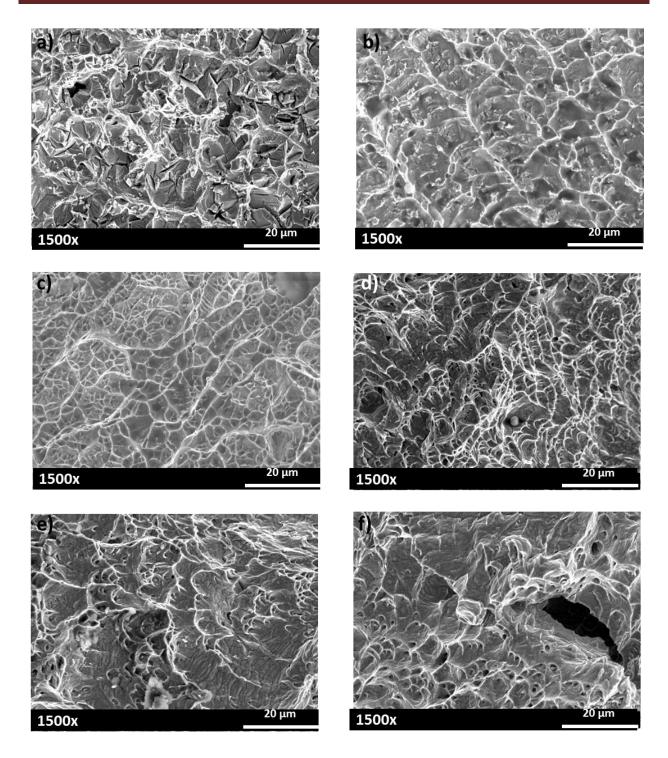


Figura 4. 323 Fractografia de ensayo Charpy correspondientes al metal de soldadura; ER NiCrMo3 a) AAT, b) BAT; ER 2209 c) AAT, d) BAT; ER 310 e) AAT, f) BAT.

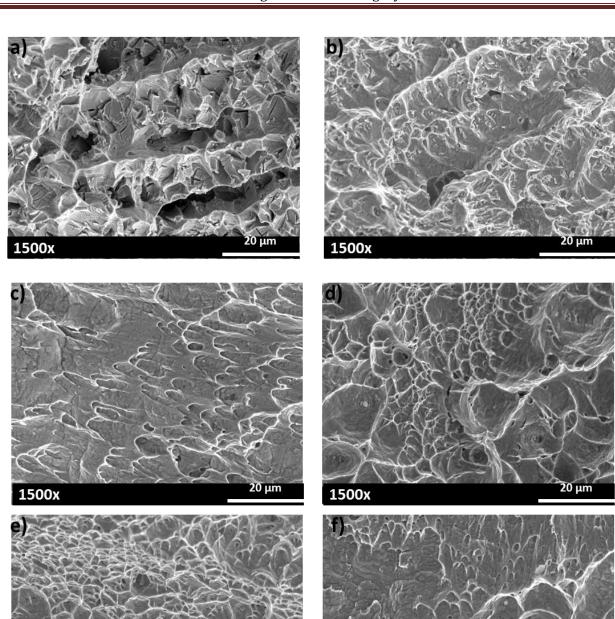


Figura 4. 334 Fractografia de ensayo Charpy correspondientes a la ZAT 2205; ER NiCrMo3 a) AAT, b) BAT; ER 2209 c) AAT, d) BAT; ER 310 e) AAT, f) BAT.

1500x

20 μm

20 μm

1500x

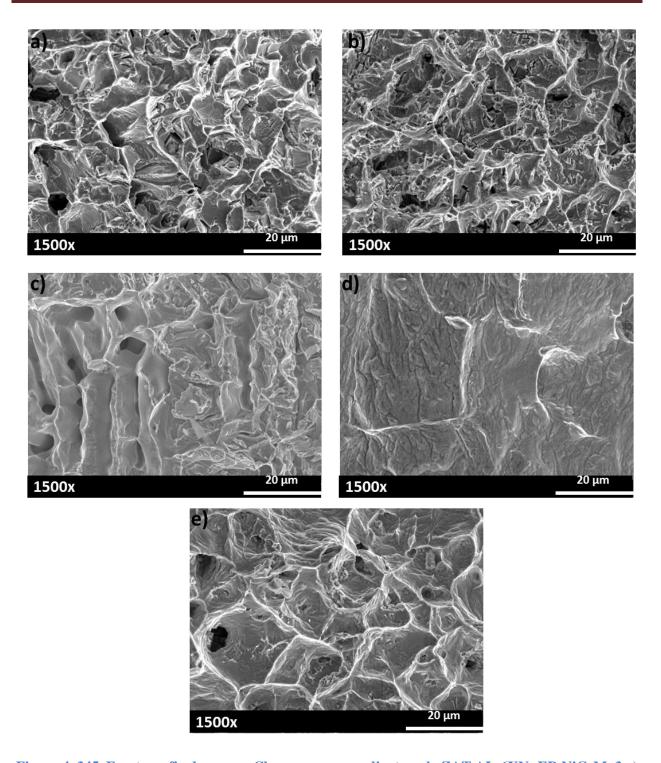


Figura 4. 345 Fractografia de ensayo Charpy correspondientes a la ZAT AL-6XN; ER NiCrMo3 a) AAT, b) BAT; ER 2209 c) AAT, d) BAT; ER 310 e) BAT.

CAPÍTULO V

Conclusiones

CAPÍTULO V. CONCLUSIONES

Conclusiones.

De acuerdo a los resultados macro y microestructurales así como mecánicos obtenidos en el presente trabajo de investigación sobre la soldadura disímil 2205/AL-6XN a continuación se enuncian las siguientes conclusiones:

- 1) Al usar un alto aporte térmico en las uniones soldadas se obtiene una dilución arriba del 40%, mientras que al usar un bajo aporte térmico no se rebasa el 26%.
- 2) En el metal de aporte ER NiCrMo3 se observaron fases secundarias como carburos de Nb y Mo, mientras que en el metal de aporte ER 310 se observaron fases secundarias como carburos de Cr y Mo
- 3) En la ZAT del lado del AL-6XN con el metal de aporte ER NiCrMo3 existe la presencia de fases secundarias que corresponden a nitruros de Nb, Mo y Ti, mientras que con el metal de aporte ER 310 se observó la presencia de carburos de Cr y Mo
- 4) Usando un metal de aporte ER-NiCrMo3 con alto aporte térmico se obtuvo una ZAT de lado del 2205 más ancha que en todas las demás condiciones, pero en todas se observaron granos de ferrita bastos y una estructura de γ Witmanstätten y acicular.
- 5) Por consiguiente en la ZAT de lado del 2205 de la soldadura con alto aporte térmico y ER-NiCrMo3 se obtuvo la mayor microdureza, atribuido a dicha estructura y la formación de fases secundarias como los nitruros y carburos.
- 6) El metal de soldadura que obtuvo mayor dureza fue la del 2209 con AAT gracias a su composición dúplex (austenita- ferrita).
- 7) La mayoría de las probetas de tensión de las uniones soldadas con alto aporte térmico fallaron en la soldadura, mientras que todas las probetas con bajo aporte térmico fallaron en el metal base AL-6XN indicando que no es muy favorable usar un alto aporte térmico.

- 8) Usando un bajo aporte térmico se obtuvo una eficiencia mecánica en la junta soldada mayor al 95%.
- 9) La menor energía absorbida en la prueba de impacto Charpy se obtuvo con el metal de aporte ER NiCrMo3 debido a la gran cantidad de fases secundarias encontradas en las diferentes zonas, por lo que se obtuvieron fracturas frágiles; mientras que la mayor energía absorbida en el metal de soldadura se registró con el electrodo ER310 debido a la coalescencia de los micro-hoyuelos.
- 10) Analizando los resultados de cada una de las uniones, la soldadura más sana y con mejores propiedades en general es con el electrodo ER 2209 y bajo aporte térmico.

Referencias.

- 1. CAMPOS M, BAUTISTA A, CÁCERES D, ABENOJAR J, TORRALBA J M. Study of the interfaces between austenite and ferrite grains in P/M duplex stainless steels. Journal of the European Ceramic Society. 23(15), 2813-2819, 2003.
- 2. KOTECKI D, LIPPOLD J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. ed. John Wiley, Hoboken, New Jersey. 2005.
- 3. CARVAJAL J R M. Mejoramiento de las propiedades mecanicas de las juntas soldadas de aceros inoxidables austeniticos mediante los tratamientos termicos. Ing. Tesis. Escuela de Ingenieria, Escuela Politecnica Nacional. Quito 2006.
- 4. LO K H, SHEK C H, LAI J K L. *Recent developments in stainless steels*. Materials Science and Engineering: R: Reports. 65(4–6), 39-104, 2009.
- 5. ALVAREZ-ARMAS I, DEGALLAIX-MOREUIL S. *Duplex stainless steels*. ed. John Wiley & Sons. 2013.
- 6. ANBURAJ J, NAZIRUDEEN S S M, NARAYANAN R, ANANDAVEL B, CHANDRASEKAR A. *Ageing of forged superaustenitic stainless steel: Precipitate phases and mechanical properties*. Materials Science and Engineering: A. 535(0), 99-107, 2012.
- 7. QIAN M, DUPONT J N. *Microsegregation-related pitting corrosion characteristics of AL-6XN superaustenitic stainless steel laser welds*. Corrosion Science. 52(10), 3548-3553, 2010.
- 8. SIEURIN H, SANDSTRÖM R. Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205. Materials Science and Engineering: A. 418(1–2), 250-256, 2006.
- 9. M M A, SHRIKRISHNA K A, SATHIYA P, GOEL S. The impact of heat input on the strength, toughness, microhardness, microstructure and corrosion aspects of friction welded duplex stainless steel joints. Journal of Manufacturing Processes. 18(0), 92-106, 2015.
- 10. DE LACERDA J C, CÂNDIDO L C, GODEFROID L B. Effect of volume fraction of phases and precipitates on the mechanical behavior of UNS S31803 duplex stainless steel. International Journal of Fatigue. 74(0), 81-87, 2015.
- 11. YANG Y, YAN B, LI J, WANG J. The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. Corrosion Science. 53(11), 3756-3763, 2011.
- 12. GUNN R. *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications*. ed. Elsevier. 1997.
- 13. KARLSSON L, COUNCIL W R, WELDING I I O. Intermetallic Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels and Weld Metals: Metallurgy, Influence on Properties, Welding and Testing Aspects. ed. Welding Research Council. 1999.
- 14. MERELLO R, BOTANA F J, BOTELLA J, MATRES M V, MARCOS M. *Influence of chemical composition on the pitting corrosion resistance of non-standard low-Ni high-Mn—N duplex stainless steels*. Corrosion Science. 45(5), 909-921, 2003.
- 15. RAMIREZ A J, LIPPOLD J C, BRANDI S D. *The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels*. Metallurgical and Materials Transactions A. 34(8), 1575-1597, 2003.
- 16. OGAWA K, KOMIZO Y, AZUMA S, KUDO T. *Effects of Ni and N on Mechanical and Corrosion Properties in High Cr and Mo Duplex Stainless Steel Weldment*. Transactions of the Japan Welding Society. 23(1), 40-45, 1992.

- 17. NILSSON J-O. *Super duplex stainless steels*. Materials science and technology. 8(8), 685-700, 1992.
- 18. SEDRIKS A. *Plenary Lecture-1986: Effects of Alloy Composition and Microstructure on the Passivity of Stainless Steels*. Corrosion. 42(7), 376-389, 1986.
- 19. BERMEJO M A V. *Predictive and measurement methods for delta ferrite determination in stainless steels*. Welding Journal. 91(113, 2012.
- 20. LOPEZ R O, CORRALES H A, L. H P. *Soldabilidad en aceros inoxidables y aceros disimiles*. Scientia et Technica. 34(273-278, 2007.
- 21. KOTECKI D. Ferrite determination in stainless steel welds-advances since 1974. Welding Journal-Including Welding Research Supplement. 76(1), 24-25, 1997.
- 22. KOTECKI D, SIEWERT T. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. Welding Journal. 71(5), 171-178, 1992.
- 23. POHL M, STORZ O, GLOGOWSKI T. *Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel*. Materials Characterization. 58(1), 65-71, 2007.
- 24. SHANKAR V, GILL T, MANNAN S, SUNDARESAN S. *Solidification cracking in austenitic stainless steel welds*. Sadhana. 28(3-4), 359-382, 2003.
- 25. FOLKHARD E, RABENSTEINER G. Welding metallurgy of stainless steels. ed. Springer. 1988.
- 26. RAJASEKHAR K, HARENDRANATH C S, RAMAN R, KULKARNI S D. *Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: A color metallographic and electron microprobe analysis study.* Materials Characterization. 38(2), 53-65, 1997.
- 27. KOU S. Welding Metallurgy. first ed. New York. wiley-Interscience. 1987.
- 28. BADJI R, BOUABDALLAH M, BACROIX B, KAHLOUN C, BELKESSA B, MAZA H. *Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds*. Materials Characterization. 59(4), 447-453, 2008.
- 29. PALMER T A, ELMER J W, BABU S S. Observations of ferrite/austenite transformations in the heat affected zone of 2205 duplex stainless steel spot welds using time resolved X-ray diffraction. Materials Science and Engineering: A. 374(1–2), 307-321, 2004.
- 30. ARES A E, CARAM R, JAIME M A, FERRANDINI P, DUTRA A T. *Solidificacion y Microestructura de un acero Inoxidable Austenitico*. ANALES AFA. 17(1), 240-249, 2005.
- 31. PADILHA A F, RIOS P R. *Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels*. ISIJ International. 42(4), 325-337, 2002.
- 32. SIEURIN H, SANDSTRÖM R. *Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205*. Materials Science and Engineering. 271-276, 2007.
- 33. ADHE K. N, KAIN V, MADANGOPAL K, GADIYAR H. S. *Influence of sigma-phase formation on the localized corrosion behavior of a duplex stainless steel*. Journal of Materials Engineering and Performance. 5(4), 500-506, 1996.
- 34. ESCRIBA D M, MATERNA-MORRIS E, PLAUT R L, PADILHA A F. *Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel*. Materials Characterization. 60(11), 1214-1219, 2009.
- 35. REDJAIMIA A, PROULT A, DONNADIEU P, MORNIROLI J. Morphology, crystallography and defects of the intermetallic χ -phase precipitated in a duplex (δ + γ) stainless steel. Journal of materials science. 39(7), 2371-2386, 2004.
- 36. SOYLU B, HONEYCOMBE R. *Microstructural refinement of duplex stainless steels*. Materials science and technology. 7(2), 137-146, 1991.
- 37. IMOA. *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel*. ed. London, UK. International Molybdenum Association. 2014.

- 38. DAVID S A, VITEK J M. *Correlation between solidification parameters and weld microstructures*. International Materials. 34(5), 213-244, 1989.
- 39. VAN NASSAU L, MEELKER H, HILKES J. *Welding duplex and super-duplex*. Welding in the World. 31(5), 322-343, 1993.
- 40. VAROL I, LIPPOLD J C, BAESLACK W. *Welding of duplex stainless steels*. Key Engineering Materials. 69(217-252, 1992.
- 41. ELMER J, ALLEN S, EAGAR T. *Microstructural development during solidification of stainless steel alloys*. Metallurgical transactions A. 20(10), 2117-2131, 1989.
- 42. LEONE G, KERR H. *The ferrite to austenite transformation in stainless steels*. Welding Journal. 61(1), 13S-21S, 1982.
- 43. MUTHUPANDI V, BALA SRINIVASAN P, SESHADRI S K, SUNDARESAN S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. Materials Science and Engineering: A. 358(1–2), 9-16, 2003.
- 44. BABU S S. *The mechanism of acicular ferrite in weld deposits*. Current Opinion in Solid State and Materials Science. 8(3–4), 267-278, 2004.
- 45. CHANDRASEKAR A, ANBURAJ J, NARAYANAN R, BALUSAMY V, NAZIRUDEEN S M. Solubility of Nitrogen in Superaustenitic Stainless Steels During Air Induction Melting. Journal of Materials Engineering and Performance. 22(4), 964-973, 2013.
- 46. ANES U M, PRAKASH T L, SHAHREER A, ISMAIL N A, O'HARA J. *Corrosion Performance Evaluation Of Alloy AL-6XN*. Research y Development Center. 2000.
- 47. PORTA C, IGNOTO V, CERPA S, LEÓN J B, QUINTERO A. Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por GMAW mediante el uso de la tecnica de arco pulsado. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales. 23(1), 21-26, 2003.
- 48. PAYARES M C, DORTA-AMENARA M. *Influencia de la soldadua GMAW sobre la resistencia al impacto del acero inoxidable duplex SAF 2205*. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales. 23(2), 45-49, 2003.
- 49. MCPHERSON N A, LI Y, BAKER T N. *Microstructure and properties of as welded duplex stainless steel*. Science and Technology of Welding y Joining. 5(4), 235-244, 2000.
- 50. WANG S, MA Q, LI Y. Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR. Materials & Design. 32(2), 831-837, 2011.
- 51. SALINAS A R, RANGEL L Z, RODRÍGUEZ C R. *Evaluación de una soldadura disimilar de acero inoxidable AL6XN y AISI 316L*. El Hombre y la Máquina. 37), 16-21, 2011.
- 52. CORTÉS CERVANTES I S. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y MICROESTRUCTURAL DE UNA SOLDADURA DISÍMIL AL6XN-316L OBTENIDA POR EL PROCESO GMAW. Ing. tesis. Investigaciones Metalurgicas, Universidad Michoacana de San Nicolas Hidalgo. Morelia, Michoacan 2012.
- 53. BRIONES FLORES R, RUIZ MARINES A, RUBIO GONZALEZ C, CARREON GARCIDUEÑAS H. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA DE UNA SOLDADURA DISÍMIL DE ACEROS INOXIDABLES 316L/AL-6XN (MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL CHARACTERIZATION OF A DISSIMILAR AL-6XN/316L STAINLESS STEELS WELDED JOINT). 2013. 2013.
- 54. RAHMANI M, EGHLIMI A, SHAMANIAN M. Evaluation of Microstructure and Mechanical Properties in Dissimilar Austenitic/Super Duplex Stainless Steel Joint. Journal of Materials Engineering and Performance. 23(10), 3745-3753, 2014.
- 55. DE SALAZAR J M G, SORIA A, BARRENA M I. *The effect of N2 addition upon the MIG welding process of duplex steels*. Journal of materials science. 42(13), 4892-4898, 2007.

- 56. MUTHUPANDI V, SRINIVASAN P B, SHANKAR V, SESHADRI S, SUNDARESAN S. *Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals.* Materials Letters. 59(18), 2305-2309, 2005.
- 57. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS, E 384-99:2004. Standard Test Method for Microidentation Hardness of Materials. 2004.
- 58. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS, E8-04:2002. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. 2002.
- 59. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS, E23-02:2002. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. 2002.
- 60. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS, A923-06:2006. Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels 1. 2006.
- 61. ROLLED ALLOYS. AL6XN® UNS N08367 [en linea]. Disponible en:

http://content.rolledalloys.com/technical-resources/databooks/AL-6XN DB US EN.pdf [Consultado 30 de mayo 2015].

- 62. LIPPOLD J C, KISER S D, DUPONT J N. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys. ed. Wiley. 2011.
- 63. 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 & Joining. 7(6), 374-383, 2002.
- 64. BANOVIC S, DUPONT I, MARDER A. Dilution control in gas-tungsten-arc welds involving superaustenitic stainless steels and nickel-based alloys. Metallurgical and Materials Transactions B. 32(6), 1171-1176, 2001.
- 65. KANNAN T, MURUGAN N. Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality. Journal of Materials Processing Technology. 176(1–3), 230-239, 2006.
- 66. RAMKUMAR K D, SINGH A, RAGHUVANSHI S, BAJPAI A, SOLANKI T, ARIVARASU M, ARIVAZHAGAN N, NARAYANAN S. *Metallurgical and mechanical characterization of dissimilar welds of austenitic stainless steel and super-duplex stainless steel—A comparative study*. Journal of Manufacturing Processes. 2015.
- 67. HAJIANNIA I, SHAMANIAN M, KASIRI M. The Weldability Evaluation of Dissimilar Welds of AISI 347 Stainless Steel to ASTM A335 Low Alloy Steel by Gastungesten Arc Welding. Journal of Advanced Materials and Processing. 1(4), 33-40, 2013.
- 68. ŁABANOWSKI J. *Mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar stainless steel welds.* Archives of Materials Science and Engineering. 28(1), 27-33, 2007.
- 69. MUÑOZ A I, ANTÓN J G, GUIÑÓN J, HERRANZ V P. *Effect of nitrogen in argon as a shielding gas on tungsten inert gas welds of duplex stainless steels*. Corrosion. 61(7), 693-705, 2005.
- 70. SADEGHIAN M, SHAMANIAN M, SHAFYEI A. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel. Materials & Design. 60(678-684, 2014.
- 71. RADHAKRISHNA C H, PRASAD RAO K. *The formation and control of Laves phase in superalloy 718 welds*. Journal of materials science. 32(8), 1977-1984, 1997.
- 72. HADDAD N I A. The development of microstructure in duplex stainless steel welds. Ing. University of Cambridge. 1990.
- 73. SRIDHAR R, RAMKUMAR K D, ARIVAZHAGAN N. Characterization of Microstructure, Strength, and Toughness of Dissimilar Weldments of Inconel 625 and Duplex Stainless Steel SAF 2205. Acta Metallurgica Sinica (English Letters). 27(6), 1018-1030, 2014.

- 74. 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.
- 75. PILHAGEN J, SANDSTRÖM R. *Influence of nickel on the toughness of lean duplex stainless steel welds*. Materials Science and Engineering: A. 602(0), 49-57, 2014.
- 76. KURODA T, IKEUCHI K, KITAGAWA Y. *Role of austenite in weld toughness of super duplex stainless steel.* Welding in the World. 49(5-6), 29-33, 2005.
- 77. KAMIYA O, KUMAGAI K, KIKUCHI Y, ENJO T. Effect of microstructure on fracture toughness of SUS329J1 duplex stainless steel welds. Transactions of the Japan Welding Society. 20(2), 152-159, 1989.
- 78. ENJO T, KURODA T, IMANISHI R. *Microstructure and Toughness in Weld Heat-Affected Zone of Duplex Stainless Steel (Materials, Metallurgy & Weldability)*. Transactions of JWRI. 17(2), 385-391, 1988.