



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN  
NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES

CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA DEL EFECTO  
DEL APORTE TÉRMICO EN UNA UNIÓN DISÍMIL DE ACERO  
INOXIDABLE SÚPER DÚPLEX 2507 Y API X-70

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

ING. LUIS ÁNGEL LÁZARO LOBATO

Director de tesis

DR. ALBERTO RUIZ MARINES

Morelia, Mich Julio de 2020.

## **Dedicatoria**

Este presente trabajo está dedicado primeramente a Dios y a mis padres, quienes me han forjado mi camino y me han dirigido por el sendero correcto con humildad y cariño.

## **Agradecimientos**

Doy gracias a Dios por otorgarme y brindarme buena salud en cada segundo de mi vida en este mundo, para cumplir otra de mis metas. Por tener una familia humilde y responsable que siempre estuvo al pendiente de mí en todo momento.

### **A mis padres**

Les agradezco por brindarme todo su apoyo, enseñarme y educarme para ser una persona de provecho en la vida, teniendo y poniendo en práctica los valores esenciales de casa.

### **A mis hermanos**

Gracias por sus consejos y apoyo, que me sirvieron de mucho y que hoy lo veo reflejado en estas palabras.

### **A mi asesor**

Mi más sincero agradecimiento por la oportunidad de trabajar con usted, su apoyo y paciencia a lo largo de este proyecto de investigación.

### **Al Dr. Victor Hugo Lopez Morelos**

A ti Dr, te doy las gracias por dedicarme un poquito pero muy valioso de tú tiempo sin importar si estuvieras ocupado. Así mismo por sus valiosos y acertados comentarios durante la asesoría de la presente tesis.

A los sinodales revisores de tesis: **Dr. Ricardo Morales Estrella , Dr. Guillermo Carreón Garcidueñas, Dr. Francisco Fernando Curiel López y la Dra. Noemi Ortiz Lara**

Por sus observaciones y atinadas recomendaciones, en pro de siempre aportar ideas para obtener resultados confiables y la discusión de los mismos.

## **Agradecimientos institucionales**

Al **Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIM-UMSNH)**, a su personal académico y técnico, por la oportunidad de desarrollo personal, académico, y convivencia durante mi estadía en el programa de maestría.

Y finalmente al **Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT)** por el apoyo económico de manutención que se me fue otorgado durante este proyecto de investigación.



## CONTENIDO

ÍNDICE DE FIGURAS .....	v
ÍNDICE DE TABLAS .....	viii
RESUMEN .....	ix
ABSTRACT .....	x
CAPITULO I. INTRODUCCIÓN .....	1
1.1 Introducción .....	1
1.2 Objetivo General .....	2
1.3 Objetivos Específicos.....	2
1.4 Justificación.....	3
1.5 Hipótesis .....	4
CAPITULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA .....	5
2.1. Revisión bibliográfica.....	5
2.1.1 Aceros inoxidables dúplex .....	5
2.1.2 Historia de los aceros inoxidables dúplex .....	5
2.1.3 Influencia de elementos de aleación en los aceros inoxidables dúplex .....	7
2.1.4 Propiedades mecánicas de los aceros dúplex .....	8
2.1.5 Metalurgia de los aceros inoxidables .....	9
2.1.6 Fases de transformación en aceros dúplex .....	11
2.1.7 Metalurgia de la soldadura de aceros inoxidables dúplex .....	12
2.1.8 Otras transformaciones .....	14
2.1.9 Soldabilidad de los AID .....	14
2.1.10 Generalidades del acero inoxidable dúplex 2507 .....	16
2.1.11 Aceros HSLA .....	17
2.1.12 Clasificación de los aceros HSLA .....	18
2.1.13 Microestructura de aceros HSLA .....	19
2.1.14 Elementos microaleantes en HSLA .....	20
2.1.15 Soldabilidad de los aceros HSLA .....	21
2.1.16 Zona afectada térmicamente en aceros HSLA .....	22
2.1.17 Generalidades del acero API X-70.....	22
2.1.18 Proceso de soldadura GMAW .....	23
2.2 Discusión de estado del arte.....	27

<b>CAPITULO III.- DESARROLLO EXPERIMENTAL .....</b>	<b>36</b>
<b>3.1 Materiales base AISD 2507 y API X-70.....</b>	<b>36</b>
<i>3.1.1. Análisis químico .....</i>	<i>36</i>
<b>3.2 Caracterización microestructural del metal base.....</b>	<b>37</b>
<b>3.3 Ensayos de tensión uniaxial del metal base .....</b>	<b>37</b>
<b>3.4 Material y proceso de soldadura .....</b>	<b>38</b>
<i>3.4.1 Soldadura de placas .....</i>	<i>38</i>
<i>3.4.2 Seccionamiento de la unión soldada disímil .....</i>	<i>40</i>
<b>3.5 Caracterización microestructural de la unión soldada disímil .....</b>	<b>41</b>
<i>3.5.1 Microscopia óptica.....</i>	<i>42</i>
<i>3.5.2 Microscopia electrónica de barrido (MEB).....</i>	<i>42</i>
<b>3.6 Caracterización mecánica de la unión soldada disímil .....</b>	<b>43</b>
<i>3.6.1 Perfil de microdureza Vickers .....</i>	<i>43</i>
<i>3.6.2 Ensayo de tensión uniaxial .....</i>	<i>43</i>
<i>3.6.3 Estudio de fractografía del ensayo de tensión .....</i>	<i>44</i>
<b>CAPITULO IV. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS .....</b>	<b>45</b>
<b>4.1 Caracterización microestructural del MB .....</b>	<b>45</b>
<i>4.1.1 Acero AISD 2507 .....</i>	<i>45</i>
<i>4.1.2 Acero API X-70.....</i>	<i>45</i>
<b>4.2. Ensayos de tensión uniaxial en los MB .....</b>	<b>47</b>
<b>4.3 Caracterización macro y microestructural de la unión disímil.....</b>	<b>48</b>
<i>4.3.1 Caracterización microestructural de la ZAT y línea de fusión del acero API X-70 .</i>	<i>50</i>
<b>4.3.2 Caracterización microestructural del metal de soldadura .....</b>	<b>54</b>
<i>4.3.3 Caracterización microestructural de la ZAT del AISD 2507.....</i>	<i>57</i>
<b>4.4 Caracterización mecánica de la unión disímil .....</b>	<b>60</b>
<i>4.4.1 Perfiles de microdureza de la unión soldada disímil.....</i>	<i>60</i>
<i>4.4.2. Ensayos de tensión uniaxial en la unión disímil.....</i>	<i>62</i>
<i>4.4.2.1Análisis de comportamiento en la zona plástica.....</i>	<i>64</i>
<b>CAPITULO V. CONCLUSIONES .....</b>	<b>71</b>
<b>CAPITULO VI. TRABAJO FUTURO.....</b>	<b>73</b>
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>74</b>

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Figura 2.1</b> Intercambiador de calor de acero inoxidable [2]. .....	5
<b>Figura 2.2</b> Torre de impregnación u digestión continua de pulpa de sulfato, en EN-1.4462(2205) [15]. .....	6
<b>Figura 2.3</b> Comparación del límite elástico de acero inoxidable dúplex en ASTM [15]. .....	8
<b>Figura 2.4</b> Diagrama de fases ternario Fe-Cr-Ni con un 68% de hierro [11, 15, 16].....	9
<b>Figura 2.5</b> Esquema de un diagrama TTP de fases secundarias en aceros inoxidable dúplex [20]. .....	10
<b>Figura 2.6</b> Microestructura de AISD'S sometidas a un tratamiento térmico: a) UNS S32304, b) UNS S32205, c) UNS S32760 [23]......	12
<b>Figura 2.7</b> Microestructura de metal soldado de acero inoxidable dúplex con un contenido alto en ferrita(FN 100) [12]......	13
<b>Figura 2.8</b> Diagrama de transformaciones que ocurren en la ZAT en los AID [24]......	14
<b>Figura 2.9</b> Formación por agrietamiento en un AISD: a) agrietamiento por licuación en la ZAT, b) grieta en los límites de grano [11]......	15
<b>Figura 2.10</b> Microscopia óptica de una sección transversal de un acero API X-65 [33]. .....	19
<b>Figura 2.11</b> Combinación requerida de componentes de resistencia para placa laminada en caliente [34]. .....	20
<b>Figura 2.12</b> Microscopia óptica de tres aceros de tubería API: a) X-65, b) X-70 y c)X-80 [43].	23
<b>Figura 2.13</b> Proceso de soldadura GMAW [44]......	24
<b>Figura 2.14</b> Esquema de equipo semiautomático del proceso de soldadura GMAW [48]......	25
<b>Figura 2.15</b> Presencia de soplo magnético [45]......	27
<b>Figura 2.16</b> Configuración de apéndices en extremos para evitar soplo magnético [45]......	27
<b>Figura 2.17</b> Microestructura de la interfaz del cordón y ZAT API X-52 [1]. .....	28
<b>Figura 2.18</b> Microestructura y EDS del acero API X-70 en la ZAT y metal de soldadura: a) imagen SEM por MIG, b) imagen SEM por TIG, c) Espectro EDS por MIG, d) Espectro EDS por TIG [49]. .....	29
<b>Figura 2.19</b> Efecto del aporte térmico en la unión soldada: a) Gradiente de concentración de algunos elementos en el metal de soldadura a través de análisis de EDS, b) Macrosegregación en el metal de soldadura [50]. .....	30

<b>Figura 2.20.</b> Perfiles de microdureza de la soldadura disímil de dos aportes térmicos diferentes: a) 0.506kJ/mm <sup>-1</sup> b) 0.861kJ/mm <sup>-1</sup> [51].	31
<b>Figura 2.21</b> Curvas de esfuerzo-deformación de la unión soldada con 0%,25%,50% y 75% de daño acumulado: a) Bajo aporte térmico, b) Alto aporte térmico [52].	32
<b>Figura 2.22</b> Micrografía de la presencia de diferentes morfologías de la fase sutenita en el metal de soldadura con el electrodo ER-2553 : a) y b) y c) análisis EDS de elementos químicos en el metal de soldadura [53].	33
<b>Figura 2.23</b> Cambios en la composición química de elementos mediante un barrido lineal en la línea de fusión: a) MB API X-65/ERNiCr-3, b) MB API X-65/ metal de soldadura, c) metal de soldadura/ MB AISI 304 y d) ERNiCr-3/metal de soldadura [54].	34
<b>Figura 2.24</b> Curvas de la zona plástica : a) MB DP600 y unión soldada , c) MB DP980 y unión soldada y c) exponentes de endurecimiento mediante el modelo de Hollomon de MB y uniones soldadas [55].	35
<b>Figura 3.1</b> Esquema general del procedimiento experimental del proyecto.	36
<b>Figura 3.2</b> Diseño y dimensiones de probeta para ensayo de tensión (cotas en mm).	38
<b>Figura 3.3</b> Diseño de junta a tope en simple V.	39
<b>Figura 3.4</b> Esquema general de la placa soldada (cotas en mm)	41
<b>Figura 3.5</b> Esquema de los perfiles de los barridos lineales para la medición de microdureza Vickers en la unión soldada disímil (cotas en mm).	43
<b>Figura 3.6</b> Diseño de probeta de forma rectangular de la USD para ensayo de tensión (cotas en mm).	44
<b>Figura 4.1</b> Micrografía óptica de la microestructura del MB del AISD 2507. a) sentido longitudinal b) sentido transversal.	45
<b>Figura 4.2</b> Micrografía óptica de la microestructura del MB del acero API X-70. a) sentido longitudinal b) sentido transversal.	46
<b>Figura 4.3</b> Micrografía del MB obtenidas por MEB del acero APIX-70: a) presencia de inclusiones y b) espectro de análisis químico de las inclusiones (% atómico).	46
<b>Figura 4.4.</b> Curva esfuerzo-deformación de los MB API X-70 y AISD 2507.	47
<b>Figura 4.5</b> Perfiles de unión soldada delimitadas por áreas para el cálculo de porcentaje de dilución en los tres niveles de aporte térmico: a) bajo, b) medio y c) alto.	49
<b>Figura 4.6</b> Macrografía típica de la vista transversal de la unión soldada de los tres niveles de aporte térmico: a) bajo, b) medio, c) alto.	50

<b>Figura 4.7</b> Microscopia óptica de la línea de fusión del acero API X-70/ metal de soldadura (MS).....	51
<b>Figura 4.8</b> Microestructura de la ZAT del acero API X-70 en los tres niveles de aporte térmico: a) Bajo, b) Medio y c) Alto. ....	52
<b>Figura 4.9</b> Microestructura de la línea de fusión y barridos lineales por elementos entre el MS y API X-70 en los tres niveles de aporte térmico. ....	53
<b>Figura 4.10</b> Barridos lineales por elementos químicos entre el MS y API X-70 en los tres niveles de aporte térmico. ....	54
<b>Figura 4.11</b> Microestructura del MS de la unión disímil: a) bajo, b) medio y c) alto. ....	55
<b>Figura 4.12</b> Macrosegregación en el metal de soldadura bajo un nivel de aporte térmico alto. ...	56
<b>Figura 4.13</b> Microscopía óptica de la ZAT del AISD 2507de la unión disímil: a) bajo b) medio y c) alto. ....	58
<b>Figura 4.14</b> Presencia de colonias de nitruros de cromo en la ZAT del AISD 2507en tres niveles de aporte térmico y su espectro de análisis químico mediante MEB (% atómico): a) bajo b) medio y c) alto. ....	59
<b>Figura 4.15</b> Comparación de los perfiles de microdureza de los tres niveles de aporte en tres zonas. a) corona, b) centro c) raíz.....	61
<b>Figura 4.16</b> Curva esfuerzo-deformación de la unión soldada.....	63
<b>Figura 4.17</b> Detalle de la curva esfuerzo-deformación de uniones disímiles AISD-API X70.....	64
<b>Figura 4.18</b> Detalle de la curva esfuerzo-deformación. ....	65
<b>Figura 4.19</b> Linearización del modelo de Hollomon de datos experimentales de la zona plástica de los tres niveles de aporte térmico.....	66
<b>Figura 4.20</b> Comportamiento $\sigma$ - $\epsilon$ mediante el modelo de Hollomon de la unión soldada:.....	67
<b>Figura 4.21.</b> Tasa de endurecimiento por deformación de uniones soldadas con BAT/MAT y AAT.....	68
<b>Figura 4.22</b> Imagen de vista superior correspondiente a la fractura posterior al ensayo de tracción de probeta. ....	69
<b>Figura 4.23</b> Fractografías de la zona de falla de los tres niveles de aporte térmico: a) bajo, b) medio, c) alto y d) espectro de análisis químico mediante MEB (% atómico). ....	70

## ÍNDICE DE TABLAS

<b>Tabla 2.1.</b> PRE número de grado de acero inoxidable dúplex [16].	7
<b>Tabla 2.2.</b> Formación de fases secundarias en aceros inoxidables a temperaturas de 500°C [20].	10
<b>Tabla 2.3.</b> Electrodo recomendado para de uniones de materiales similares y disímiles [11].	15
<b>Tabla 2.4.</b> Parámetros recomendados para AID y AISD para diferentes procesos [11].	16
<b>Tabla 2.5.</b> Gas de protección recomendado para AID Y AISD [11].	16
<b>Tabla 2.6.</b> Composición química de acero inoxidable dúplex [% peso] [6].	17
<b>Tabla 2.7.</b> Propiedades físicas del acero inoxidable dúplex 2507 [29].	17
<b>Tabla 2.8.</b> Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex 2507 [29].	17
<b>Tabla 2.9.</b> Composición química del acero API X-70 [% peso] [40].	22
<b>Tabla 2.10.</b> Propiedades mecánicas del acero API X-70 [37].	22
<b>Tabla 3.1</b> Composición química del metal base [% peso].	37
<b>Tabla 3.2</b> Composición química del MB y electrodo empleado en la soldadura [% peso].	38
<b>Tabla 3.3</b> Parámetros de soldadura.	40
<b>Tabla 3.4</b> Distribución de las probetas para diferentes ensayos mecánicos y análisis microestructurales.	41
<b>Tabla 4.1</b> Propiedades mecánicas del MB en condiciones de llegada.	48
<b>Tabla 4.2.</b> Cálculo de porcentaje de dilución de las uniones soldadas disímiles.	48
<b>Tabla 4.3</b> Microdureza Vickers de la unión soldada disímil [HV <sub>100</sub> ].	61
<b>Tabla 4.4</b> Propiedades mecánicas obtenidas en los ensayos de tensión.	63
<b>Tabla 4.5</b> Valores de exponente de endurecimiento y módulo plástico.	67

## RESUMEN

El acero inoxidable súper dúplex (AISD) es una aleación que presenta buenas propiedades mecánicas y mejor resistencia a la corrosión en comparación a las aleaciones AISI 300. Por otro lado, el acero API X-70 cuenta con propiedades mecánicas y buena soldabilidad, además es un acero utilizado en la fabricación de tubería para el transporte de hidrocarburos.

La necesidad de llevar a cabo uniones disímiles en materiales ha incrementado con el fin de minimizar los costos de materiales y principalmente para optimizar el desempeño en las propiedades mecánicas en el diseño ingenieril en uniones soldadas como tuberías o estructuras.

En esta investigación se realizó una unión soldada disímil de un acero inoxidable dúplex (AISD) 2507 con un acero API X-70 mediante el proceso GMAW empleando un electrodo ER- 2209 con diferentes niveles de aporte térmico, con la finalidad de analizar la microestructura y la respuesta mecánica de la unión soldada, la cual fue evaluada mediante ensayos de tensión. En cuanto a la caracterización microestructural de la unión soldada disímil no presentó precipitación de fases intermetálicas como la fase sigma  $\sigma$  en la ZAT y metal de soldadura, solo reveló que se tuvo la presencia de colonias de nitruros de cromo  $\text{Cr}_2\text{N}$  en la ZAT del AISD 2507 en los tres niveles de aporte térmico. Se encontró que la variación del aporte térmico influye proporcionalmente en el volumen de las fases austenita y ferrita de la ZAT del AISD 2507 y en la transformación bainítica en el API X-70. Además, el efecto de aporte térmico tiene un beneficio en la nucleación y crecimiento de ferrita acicular y bainita en la ZAT mejorando las propiedades mecánicas en dicha zona. Por otro lado, el comportamiento mecánico que presentaron los tres niveles de aporte no se vio afectada la elongación, solo una disminución gradual en el esfuerzo último con alto aporte térmico. Los perfiles de microdureza muestran una tendencia de disminución en la zona del cordón de soldadura en los tres niveles de aporte térmico. Las observaciones microestructurales, microdureza y respuesta mecánica sugieren que las variaciones dentro de este rango de valores del aporte térmico pueden tener beneficios satisfactorios en distintas pruebas mecánicas tales como: dureza y resistencia a la tensión.

Palabras clave: Acero inoxidable dúplex, unión soldada disímil, proceso GMAW, aporte térmico, fases intermetálicas, pruebas mecánicas.

## ABSTRACT

The super duplex stainless steel (SDSS) alloy has good mechanical properties and a better corrosion resistance if compared to AISI 300 alloys. On the other hand, the API X-70 steel is used in industry pipelines of the oil industry due to its good mechanical properties and weldability.

In order to reduce cost and to optimize mechanical response of components, the industry is increasingly using dissimilar welds in the engineering design of pipelines or structures.

In this study, the effects of different heat inputs on the microstructure and mechanical performance of a dissimilar joint between a super duplex stainless steel (DSS 2507) and a API X-70 steel was fusion welded by means of the GMAW process using an ER-2209. The optical microstructural characterization of the HAZ did not show the evidence of precipitation of intermetallic phases such as sigma phase. The analysis show the presence of chromium nitrate colonies ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ) in the 2507 SDSS HAZ for the three heat input levels. Also, it was found that the variation in heat input influences the fraction volumen of austenite and ferrite phases of the 2507 SDSS HAZ and in the a bainitic transformation in the HAZ of the API X-70 steel. Furthermore, it was found that the effect of heat input benefits the nucleation and growth of acicular ferrite and bainite in the HAZ which resulted in a improvement of local hardness in that zone. Finally, the different heat input levels induced a minimum effect on the mechanical response the hight heat input tension sample exhibited a slight reduction of the ultimate tensile strenght. The Microhardness profiles of the three heat input levels showed a decreasing trend from higher to lower level heat input in the weld zone for all three levels.

The experimental results suggested by the microstructural, microhardness and mechanical changes indicate that within this heat input range dissimilar joints can be performed with out risking the integrity of the joint in hardness, strength tensile and fatigue tests.

Keywords: Duplex stainless steel, dissimilar joint welded, GMAW process, heat input, intermetallic phases, mechanical tests.

# CAPITULO I. INTRODUCCIÓN

## 1.1 Introducción

La industria petroquímica ha utilizado materiales como los aceros de baja aleación y alta resistencia (HSLA, por sus siglas en inglés), para enfrentar los retos que implican la búsqueda por encontrar nuevos yacimientos, extracción, abastecimiento y transporte de hidrocarburos [1, 2]. La demanda de estos aceros ha aumentado, debido a que presentan buenas propiedades mecánicas, buena soldabilidad y resistencia a la corrosión [3]. La mayor parte de los ductos de transporte de hidrocarburos en territorio mexicano, están fabricados con este tipo de acero en sus diferentes grados de acuerdo a la especificación API 5L [4]. Sin embargo, este tipo de tuberías han sufrido problemas debido a la corrosión en zonas con condiciones vulnerables donde se exigen mejores propiedades, para esto se deben realizar uniones soldadas con un cierto grado de confiabilidad y seguridad para evitar perjuicios económicos y ambientales [5].

Por otro lado, los aceros inoxidables súper dúplex (AISD) del tipo 2507 son materiales con muy buena resistencia a la corrosión en comparación con los aceros inoxidables dúplex (AID) del tipo 2205. Ambos aceros cumplen con aplicaciones que van desde la industria química, petroquímica, generación y hasta la de almacenamiento de energía solar, así como en el sector del transporte de materiales. De igual manera, estos aceros poseen una microestructura de ferrita y austenita en una proporción casi igual, pero el uso y la necesidad de emplear aceros más resistentes tal como, el tipo de aleación AISD 2507 han aumentado notablemente en los últimos años debido a sus buenas propiedades mecánicas y su alta resistencia a la corrosión principalmente en uniones disímiles [6, 7].

Una alternativa a este tipo de problema, es el empleo de las uniones soldadas disímiles (USD) que son la combinación en cuanto a la composición química y propiedades mecánicas distintas, con el fin de mejorar las propiedades mecánicas, minimizar los costos de materiales y al mismo tiempo cumplir con las necesidades en la eficiencia del material [5]. Sin embargo, debido a que son materiales diferentes se han reportado problemas de agrietamiento en caliente e inducido por hidrógeno [8].

Un factor importante a considerar en las soldaduras es el efecto del aporte térmico en la microestructura y propiedades mecánicas, por lo que es primordial comprender la influencia y relación del nivel de aporte térmico en las uniones disímiles, aunque ya se han realizado

investigaciones. Tasalloti y col [9] encontraron que un aumento en el aporte térmico tuvo beneficios en la proporción de volumen de fases bifásicas y un control en la nucleación y crecimiento de granos austeníticos en las ZAT. Mientras que, con un nivel de aporte térmico bajo muestra mejor respuesta mecánica así como una tendencia buena en los perfiles de microdureza en distintas zonas.

## **1.2 Objetivo General**

Evaluar el efecto de aporte térmico en una soldadura disímil de acero inoxidable súper dúplex (AISD) 2507 y un acero API X-70 mediante la caracterización microestructural y mecánica.

## **1.3 Objetivos Específicos**

Los objetivos específicos del proyecto se muestran a continuación:

- Caracterizar microestructural y mecánicamente los metales base para tener un punto de referencia.
- Realizar la soldadura disímil mediante el proceso de GMAW del acero inoxidable súper dúplex 2507 y del acero API X-70 con tres niveles de aporte térmico.
- Caracterizar la microestructura de la unión soldada para verificar el tipo de fases y precipitados presentes.
- Realizar ensayos mecánicos para conocer la respuesta mecánica de la unión soldada.
- Determinar los perfiles de microdureza en los tres niveles de aporte térmico.
- Identificar y analizar las zonas de falla en las probetas sometidas a ensayos de tensión.

## 1.4 Justificación

Debido a las altas exigencias de materiales en el ámbito industrial, se han empleado nuevas aleaciones en uniones disímiles, algunas de ellas con características mecánicas extraordinarias y gran resistencia a la corrosión generalizada; sin embargo, se ha visto que muchas de estas uniones disímiles son susceptibles a daños por fatiga o a la corrosión bajo tensión debido al efecto del aporte térmico en la microestructura del material.

La evaluación de problemas como desgaste, corrosión y daño por fatiga en los AISD y aceros API 5L sometidos bajo diferentes condiciones es de interés en la industria, ya que, dependiendo de las condiciones de operación del material en cuestión, pueden presentarse cambios microestructurales debido al efecto del aporte térmico que potencialmente modifiquen el comportamiento del material. Así que algunas propiedades de los materiales, tales como: punto de fusión, conductividad térmica, composición química y espesor contribuyen para establecer un rango adecuado de nivel de aporte térmico, para evitar problemas de agrietamiento inducido por hidrógeno en estas uniones disímiles, lo cual traería como consecuencia la nucleación, iniciación y propagación y crecimiento de grietas en estos materiales, dada la naturaleza de la manifestación imperceptible del efecto del aporte térmico en las propiedades mecánicas que puede resultar en fallas catastróficas con serios problemas de seguridad, ambientales, altos costos por pérdidas de infraestructura, paros de producción, entre otros.

El empleo de estos aceros en uniones soldadas bajo niveles de aporte térmico adecuados cubre parcialmente el requerimiento energético, para disminuir los riesgos de sufrir derrames de hidrocarburos en el suelo o agua. Lo cual traerá como beneficios:

### Beneficios económicos

- \*Reducción de los costos y los riesgos económicos de la energía.
- \*Aumento de la seguridad en el abasto de hidrocarburos.

### Beneficios Sociales

- \*Mayor acceso a servicios energéticos en áreas rurales marginadas.
- \*Fomento de nuevas tecnologías en el desarrollo industrial.

### Beneficios Ambientales

- \*Mitigación del cambio climático.
- \*Reducción de los impactos del sector energía sobre la salud y el medio ambiente.

## **1.5 Hipótesis**

Durante un proceso de soldadura un material se ve afectado en su microestructura, la realización de una unión disímil entre un acero AISD 2507 y un acero API X-70 es posible siempre y cuando se utilice un metal de aporte adecuado. Establecer los parámetros operativos del proceso de soldadura para que el efecto de aporte térmico bajo tres niveles sea el mínimo necesario se espera mantener al mínimo la formación de fases intermetálicas como la fase sigma y en consecuencia lograr una soldadura con una homogeneidad microestructural posible en la proporción de fases la cual sea reflejada en una buena respuesta mecánica.

## CAPITULO II. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Revisión bibliográfica

#### 2.1.1 Aceros inoxidables dúplex

Los aceros inoxidables dúplex (AID) son aleaciones cromo-níquel-molibdeno que forman aproximadamente 50% ferrita y 50% austenita. Esta combinación provee un conjunto de propiedades mecánicas no obtenidas en ninguno de los aceros inoxidables comunes, tales como: mejor soldabilidad, resistencia mecánica y mejor resistencia a la corrosión bajo tensión en ambientes con iones cloruro. Algunas aplicaciones de estos aceros son en: plataformas marinas, plantas de desalinización, componentes mecánicos y estructurales, intercambiadores de calor, entre otras. En la Figura 2.1 podemos observar una de las aplicaciones de los AID [1, 10-12].



**Figura 2.1** Intercambiador de calor de acero inoxidable [2].

Para conseguir una determinada fracción de volumen de cada fase en la microestructura es necesario realizar un riguroso control del contenido de los elementos aleantes, sobre todo cromo y níquel, con la finalidad de equilibrar la estructura y mejorar el comportamiento de dicha corrosión [13].

#### 2.1.2 Historia de los aceros inoxidables dúplex

Los aceros inoxidables dúplex, son aquellos con una microestructura mixta de proporciones aproximadamente iguales de austenita y ferrita, han existido desde hace casi 80 años. Los primeros (AID) laminados se produjeron en Suecia en 1930 y se utilizaron en la industria del

papel con el fin de reducir los problemas de corrosión intergranular de los primeros aceros inoxidable austeníticos con alto contenido de carbono. El mismo año se producían en Finlandia piezas fundidas de acero dúplex y en 1936 se concedió en Francia una patente para el que se conocería como Uranus 50. El tipo AISI 329 quedó establecido después de la segunda guerra mundial, utilizándose ampliamente para tubos de intercambiadores de calor con ácido nítrico. Uno de los primeros tipos de acero dúplex específicamente desarrollado para mejorar la resistencia a la corrosión bajo tensiones en presencia de cloruros fue el 3RE60.



**Figura 2.2** Torre de impregnación u digestión continua de pulpa de sulfato, en EN-1.4462(2205) [14].

Estos aceros dúplex de primera generación ofrecían buenos rendimientos, pero presentaban limitaciones en las uniones soldadas. La zona afectada térmicamente (ZAT) presenta una tenacidad reducida, debido al exceso de ferrita y una resistencia a la corrosión considerablemente menor que la del metal base. Estos problemas limitaban el uso de los AID de primera generación, normalmente sin soldarlos, a algunas aplicaciones específicas. La invención en 1968 del proceso de afino del acero inoxidable por descarburación con argón y oxígeno amplió el espectro de posibilidades de nuevos aceros inoxidables.

Los AID de segunda generación se definen por su aleación con nitrógeno. Este nuevo desarrollo comercial, iniciado a finales de los años 70, coincidió con el desarrollo de los campos petrolíferos y plataformas de gas del Mar del Norte y con la demanda de aceros inoxidables con excelente resistencia a la corrosión de cloruros, facilidad de fabricación y alta resistencia mecánica. El acero dúplex 2205 se convirtió en el caballo de batalla de los tipos dúplex de segunda generación

y se utilizó ampliamente para conducciones de recolección de gas y aplicaciones de procesos en plataformas marinas. En la Figura 2.2 se muestra una aplicación de este tipo de acero en la industria del papel.

El éxito de este acero 2205 condujo al desarrollo de toda una familia de aceros dúplex, los cuales tienen una variación de resistencia a la corrosión dependiendo del contenido de aleación [14, 15]. Es comúnmente utilizado para definir los grados de resistencia a la corrosión de los dúplex por su número de equivalencia a la resistencia a la picadura  $PRE_{N/W}$ .

$$PRE_{N/W} = \%Cr + 3.3\%Mo + 1.65\%W + 16\%N \quad (2.1)$$

En la Tabla 2.1 se muestran algunos ejemplos de diferentes grados de aceros inoxidable, tales como: ligero, estándar y superdúplex con sus principales elementos de aleación y su número  $PRE_{N/W}$ .

**Tabla 2.1.** PRE número de grado de acero inoxidable dúplex [15].

Grado	UNS	C	Cr	Ni	Mo	W	Cu	N	$PRE_{N/W}$
Lean Dúplex	S32101	0.03	21.5	1.5	0.3	-	-	0.22	25
	S23904	0.02	23	4	0.3	-	0.3	0.10	25
Standard Dúplex	S31803	0.02	22	5.5	3.0	-	-	0.17	35
	S32205		22.5	5.8	3.	-	-	0.17	36
Superdúplex	S32750	0.02	25	7	4.0	-	0.5	0.27	43
	S32760	0.03	25	7	3.5	0.60	0.5	0.25	42

### 2.1.3 Influencia de elementos de aleación en los aceros inoxidables dúplex

**Cromo:** Formador de ferrita y responsable de la resistencia a la corrosión. Un contenido alto de cromo favorece la formación de fases intermetálicas.

**Níquel:** Formador de austenita, mejora la resistencia a la corrosión, mejora la tenacidad y ductilidad, aumenta la resistencia a la fatiga, aumenta la capacidad de ser soldado.

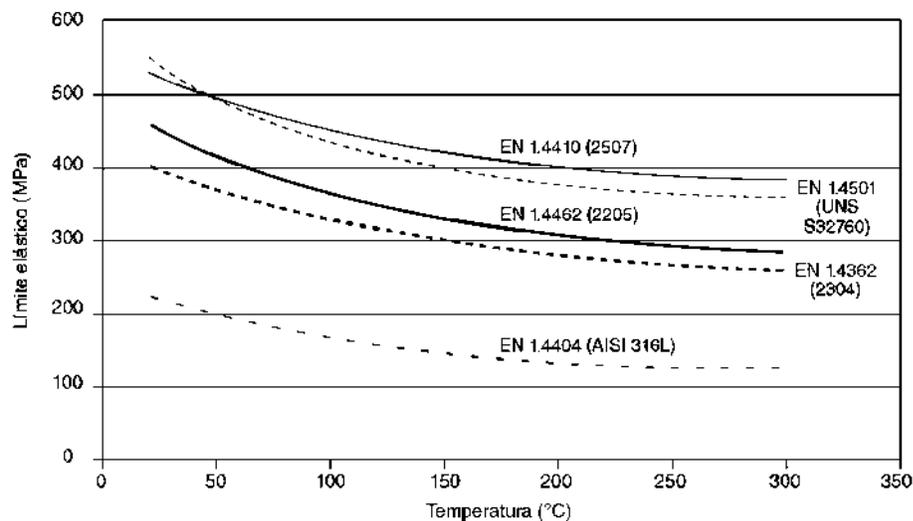
**Molibdenu:** Formador de ferrita y aumenta la tendencia a formar fases intermetálicas, tiene resistencia a altas temperaturas, mejora la resistencia a la corrosión principalmente por picadura.

**Nitrógeno:** Elemento reforzador, eficaz y aleante de bajo costo. Aumenta la resistencia a la corrosión por picaduras, la resistencia mecánica y mejora la tenacidad. El nitrógeno no impide la

precipitación de fases intermetálicas, pero retrasa su formación lo suficiente para permitir el procesado y fabricación de los aceros dúplex [14]. En los AID precipitan un número de fases secundarias como la fase  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $Cr_2N$ , y fases intermetálicas, como la fase  $\sigma$ , fase  $\chi$ , fase  $\gamma_2$ , etc., en la cual la fase  $\sigma$  es la más perjudicial [16]. El aumento de las adiciones de nitrógeno también puede causar precipitación de nitruros de cromo, especialmente en la zona afectada por el calor en las uniones soldadas. El nitruro de cromo disminuye la resistencia a la corrosión ya que podría causar una zona empobrecida de cromo que podría resultar en un ataque de corrosión localizado. Por lo tanto, hay un límite en el cual la adición de nitrógeno puede usarse para sustituir el níquel [17].

#### 2.1.4 Propiedades mecánicas de los aceros dúplex

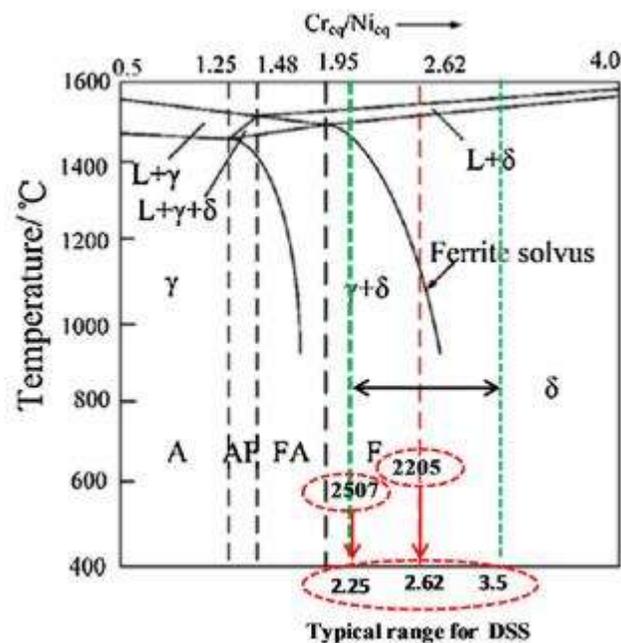
Las propiedades mecánicas de los AID son excelentes en el rango de temperatura de  $-50^\circ\text{C}$  a  $300^\circ\text{C}$ . Las propiedades mecánicas de aceros dúplex forjados son muy anisotrópicas, se debe a que los granos son alargados y su textura resultante es debida al laminado en frío o en caliente. La resistencia y tenacidad es mayor perpendicularmente en la dirección de laminación. En la Figura 2.3 se comparan los límites elásticos típicos de varios aceros inoxidable con el acero inoxidable austenítico 316L a temperatura ambiente y a  $300^\circ\text{C}$ .



**Figura 2.3** Comparación del límite elástico de acero inoxidable dúplex en ASTM [14].

### 2.1.5 Metalurgia de los aceros inoxidable

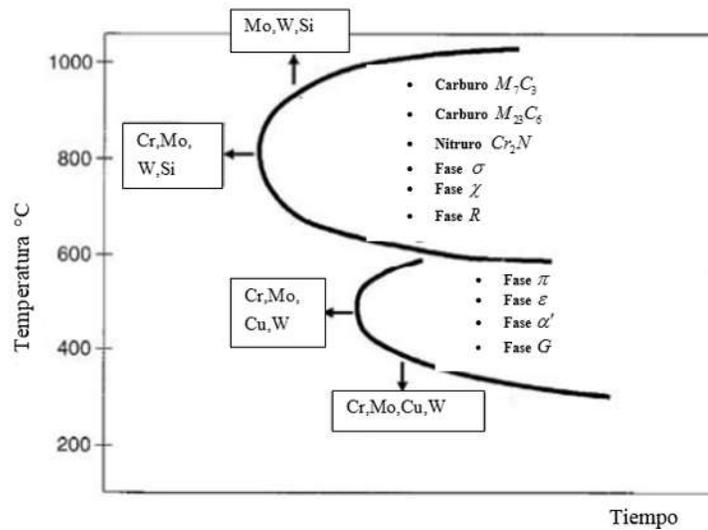
El diagrama de fases ternario hierro-cromo-níquel es un mapa sobre el comportamiento metalúrgico de los AID. En la Figura 2.4 se muestra las aleaciones que solidifican como ferrita ( $\alpha$ ), transformándose parcialmente en austenita ( $\gamma$ ) conforme la temperatura disminuye hasta 1000°C, dependiendo de la composición de la aleación [14]. Lippold y col [11, 18] reportan que el valor de radio  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  para los AID está entre el rango de 2.25 a 3.5, donde para el AISD 2507 es de 2.25 y para el AID 2205 es 2.62, debido a mayor difusividad de Cr y Mo en la fase ferrita, como se muestra en la Figura 2.4.



**Figura 2.4** Diagrama de fases ternario Fe-Cr-Ni con un 68% de hierro [10, 14, 15].

Los rangos de temperatura durante tratamientos térmicos son 500-900°C, lo cual es propenso a tener cambios en la microestructura y precipitación de fases intermetálicas. Estos precipitados son muy dañinos tanto para las propiedades mecánicas como para la resistencia a la corrosión.

Un diagrama esquemático tiempo-temperatura-precipitación resume la aproximación de rangos de temperatura para precipitación de fases secundarias e intermetálicas como se muestra en la Figura 2.5 [19].



**Figura 2.5** Esquema de un diagrama TTP de fases secundarias en aceros inoxidables dúplex [19].

El principal problema con los aceros dúplex es que se forman fases intermetálicas como sigma ( $\sigma$ ), chi ( $\chi$ ), R y  $\pi$ . Las fases secundarias más importantes durante la fabricación y soldadura son  $\sigma$ ,  $\chi$ , austenita secundaria y nitruros de cromo, todo formado por encima de 500°C. La descomposición de ferrita  $\alpha^1$  está limitada a una temperatura superior durante servicio.

Las fases secundarias e intermetálicas formadas en aceros inoxidables y metales soldados en diferentes rangos de temperatura se muestran en la siguiente Tabla 2.2.

**Tabla 2.2.** Formación de fases secundarias en aceros inoxidables a temperaturas de 500°C [19].

Fases en AID	Fórmula química nominal	Rango de temperatura [°C]
Ferrita	-	-
Austenita	-	-
$\sigma$	Fe-Cr-Mo	600-1000
Nitruros de cromo	$Cr_2N$	700-900
Nitruros de cromo	$CrN$	-1000
$\chi$	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$	700-900
R	Fe-Cr-Mo	550-800
$\pi$	$Fe_7Cr_{13}Mo_4$	550-600
$\tau$	-	550-650
$M_7C_6$	-	550-650
$M_{23}C_6$	-	-

### **2.1.6 Fases de transformación en aceros dúplex**

#### **Fase sigma ( $\sigma$ )**

La fase sigma es un compuesto intermetálico enriquecido en Cr, Mo, Si. Esta fase precipita durante el enfriamiento a temperaturas por debajo de la formación de austenita a partir de la ferrita en los límites de grano ferrita/austenita e intragranularmente. El rango de temperaturas es de 600-1000°C [11, 20]. Un factor importante que se debe considerar es que el trabajo de deformación en caliente mejora la formación de dicha fase. Una importante observación es que el comportamiento de la precipitación de fase  $\sigma$  puede verse influenciado en gran medida alterando el tratamiento térmico. La fase sigma aumenta la dureza, pero disminuye la ductilidad, la tenacidad y la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables [11].

#### **Fase austenita secundaria ( $\gamma_2$ )**

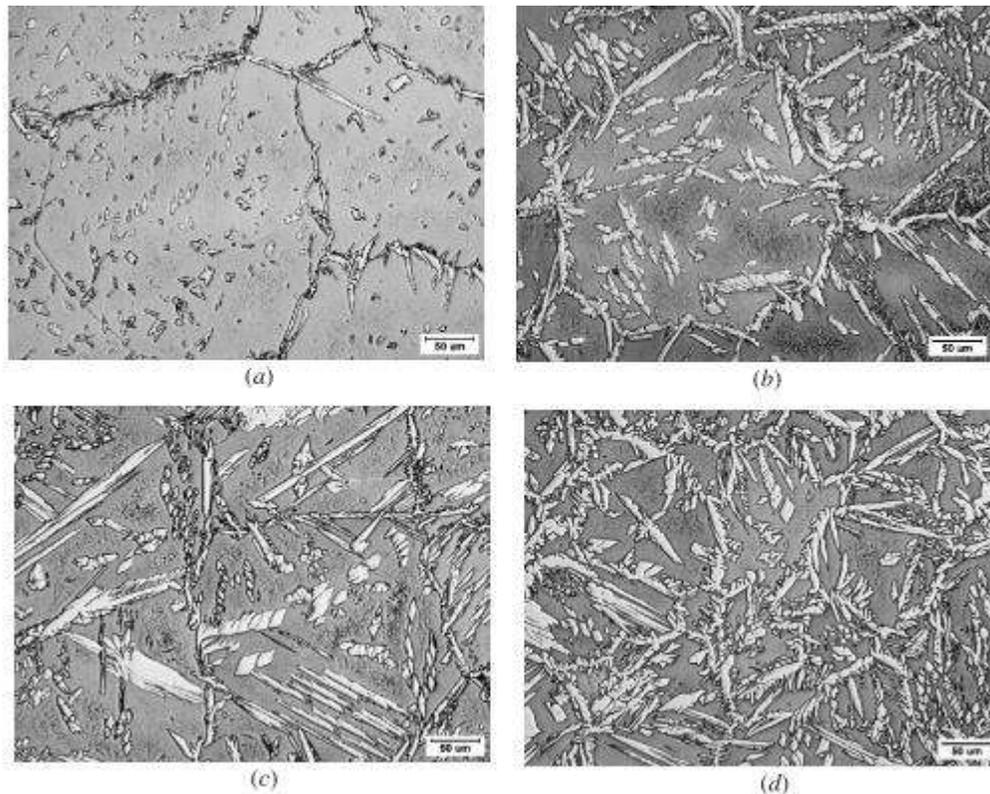
Esta fase ocurre en el rango de 700-900°C. Existe tres mecanismos además de la transformación directa de ferrita a austenita a muy altas temperaturas, por las cuales la austenita puede precipitar en ferrita, las cuales son: a) reacción eutectoide, b) precipitados Windmanstätten, c) proceso de corte martensítico. La austenita secundaria formada en  $\delta/\gamma$  y límites de fase se ha encontrado que es pobre en cromo, particularmente precipita a partir de  $\text{Cr}_2\text{N}$ .

#### **Carburos $\text{M}_{23}\text{C}_6$**

La precipitación de  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  puede también ocurrir tanto en metal de soldadura (MW) como en el metal base (MB) en regiones de alta energía (límites de grano), este precipitado favorece por la disminución de la solubilidad de carbono y nitrógeno en la austenita.

#### **Nitruros de cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ )**

Debido al incremento de nitrógeno como un elemento aleante, la precipitación de  $\text{Cr}_2\text{N}$  está en el rango de temperatura de 700-900°C, lo que se considera que sea importante. La formación de  $\text{Cr}_2\text{N}$  se presenta dentro de los granos y cuando se produce un enfriamiento rápido. La precipitación de  $\text{Cr}_2\text{N}$  y alto contenido de ferrita disminuye la dureza a baja temperatura. También se cree que los  $\text{Cr}_2\text{N}$  son sitios de nucleación para picaduras. En la Figura 2.6 podemos observar la presencia de nitruros de carburo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ) mediante SEM en AIDS en la ZAT [11, 21, 22].



**Figura 2.6** Microestructura de AISI'S sometidas a un tratamiento térmico: a) UNS S32304, b) UNS S32205, c) UNS S32760 [22].

## 2.1.7 Metalurgia de la soldadura de aceros inoxidables dúplex

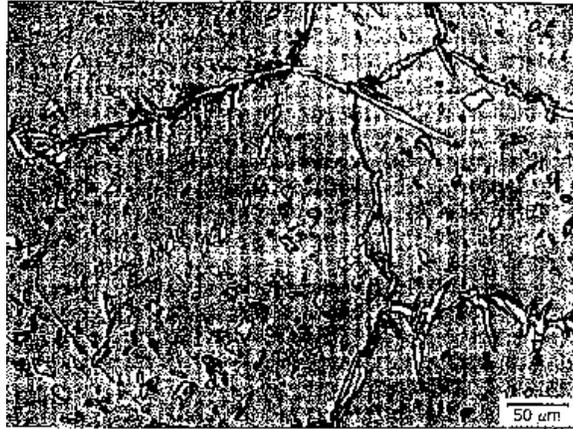
### 2.1.7.1 Comportamiento de solidificación

Todos los AID solidifican como ferrita y son totalmente ferríticos al finalizar la solidificación. Dependiendo de la composición, la fase ferrita es estable sobre algunos rangos de temperatura elevada antes de que caiga por debajo de la temperatura de ferrita solvus y comience la transformación a austenítica. La naturaleza de la transformación de ferrita a austenita depende de la composición y la velocidad de enfriamiento.

La secuencia de transformación para AID es la siguiente:



Los metales de soldadura de AID contienen una mezcla de austenita y ferrita. Dado que la solidificación se produce como ferrita y no se forma austenita al final de la solidificación, la ferrita es estable en estado sólido a temperatura elevada. Cuando la transformación a austenita comienza por debajo de ferrita solvus, la austenita se forma primero en los límites de grano de ferrita. Esto ocurre por un proceso de nucleación y crecimiento, como se observa en la Figura 2.7 [11].



**Figura 2.7** Microestructura de metal soldado de acero inoxidable dúplex con un contenido alto en ferrita(FN 100) [11].

#### ***2.1.7.2 Formación de austenita***

El crecimiento inicial de la dendrita está orientado en relación al gradiente térmico y produce una estructura ferrítica columnar. El tamaño de grano de la ferrita y orientación, junto con el contenido de ferrita y morfología, influyen en las propiedades de la soldadura del metal. La precipitación de austenita es proceso de nucleación y crecimiento por difusión controlada.

Sin embargo, como la nucleación de la austenita se facilita en límites de grano, un pequeño tamaño de grano de ferrita, favorece altos contenidos de austenita [6].

#### ***2.1.7.3 Zona afectada térmicamente (ZAT)***

La microestructura y propiedades de la soldadura de metales son generalmente controlados ajustando la composición del metal de aporte. La microestructura en la ZAT es determinada por la aplicación del ciclo térmico y es muy sensible a condiciones de soldadura.

En la Figura 2.8 se muestra los cambios que suceden en la ZAT de los AID. La zona de la región de la ZAT justo por debajo de la línea de fusión dentro de dos fases la cual es una mezcla de líquido +  $\delta$  se conoce como la zona parcialmente fundida, la extensión de esta zona depende del

nivel de segregación de elementos en los límites de grano. El agrietamiento en la ZAT en los AISD han reportado como resultado de una segregación de fósforo y cobre en los límites de grano de ferrita. La zona de crecimiento de ferrita  $\delta$ , se tienen límites finos de subgrano de ferrita los cuales se forman fácilmente durante el calor de laminado del metal base. Esta es una característica de los aceros inoxidables ferríticos, los cuales las dislocaciones puede ocurrir fácilmente a altas temperaturas, las dislocaciones se arreglan en límites de grano a un ángulo bajo. Ésta subestructura tiene un efecto considerable en las propiedades mecánicas y la relación entre el esfuerzo de fluencia y el tamaño del subgrano de la ecuación de la forma Hall-Petch [23].

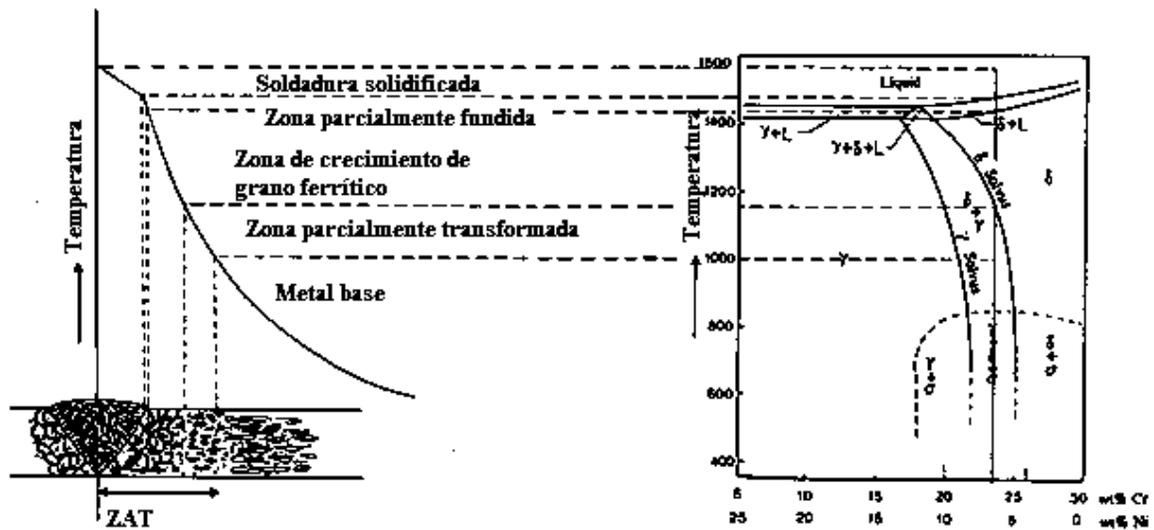


Figura 2.8 Diagrama de transformaciones que ocurren en la ZAT en los AID [23].

### 2.1.8 Otras transformaciones

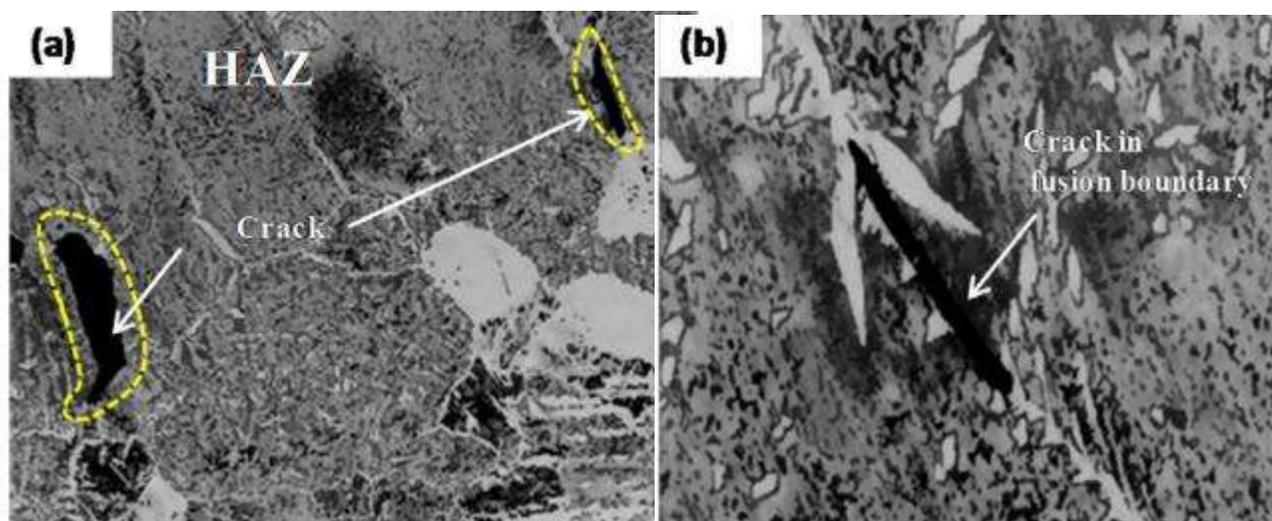
La austenita secundaria puede precipitar desde la ferrita, la cual está sobresaturada en nitrógeno a bajas temperaturas. La precipitación de fases intermetálicas puede ocurrir en la soldadura del metal como también en la ZAT, particularmente por el alto contenido de aleación de AID. Las principales fases observadas son  $\sigma$ ,  $\chi$ , R y nitruros de cromo  $\text{Cr}_2\text{N}$  [6].

### 2.1.9 Soldabilidad de los AID

La selección del metal de aporte (electrodo) para uniones con materiales similares o disímiles juega un papel importante en las propiedades mecánicas, creando el apropiado balance en la fase

y evitar un agrietamiento durante la solidificación [24]. Generalmente es recomendable que el metal de aporte (electrodo) contengan una composición más austenítica con un 2-4% Ni que el metal base (MB) para mejorar o garantizar las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión, debido a que cuando la velocidad de enfriamiento sea alta, el porcentaje de radio austenita/ferrita deba estar en balance [25].

Gooch y col. [26] advierten que el metal de aporte de base níquel no es adecuado en los AISD porque el metal de soldadura (MW) puede ser más sensible a la precipitación de fases intermetálicas, sufriendo un deterioro en propiedades como resistencia a la corrosión y dureza. En la Figura 2.9 podemos ver agrietamiento por licuación en la ZAT de un AISD.



**Figura 2.9** Formación por agrietamiento en un AISD: a) agrietamiento por licuación en la ZAT, b) grieta en los límites de grano [10].

**Tabla 2.3.** Electrodo recomendados para uniones de materiales similares y disímiles [10].

Grado	2101/2304	2205	AISD	304	316	Aceros al carbón /aceros de baja aleación
AID 2205	E2309, E2209, E309L	E2209, 22Cr9Ni3Mo +N	E2594	E309L, E2209	E309LMo, E2209	E309LMo, E2209, E309L
AISD 2507	E2209	E2594	E2594, 25Cr7Ni2Mo +N	E309LMo, E2209	E309LMo, E2209	E309LMo, E2209, E309L

**Tabla 2.4.** Parámetros recomendados para AID y AISD para diferentes procesos [10].

Proceso	Material	dia. Electrodo [ mm ]	Talón	Corriente [ A ]	Voltaje [ V ]	Velocidad de avance [ cm/min ]
MMA	2205	2.5	Raíz	50-60	20-22	4-6
		3.25		80-95	23-25	7-9
MMA	2507	4		125-135	24-26	15-25
MIG	2205	1.2		180-200	28-30	30-40
TIG	2205	1.6	Raíz	45-50	09-oct	3-5
TIG	2205	2.4	Raíz	100-120	16-18	5-8
FCAW		1.2		190-210	28-30	17-22
SAW	2205	3.2		400-450	30-32	40-50
SAW	2507	2.4	Raíz	350-400	28-30	40-50
FCAW	2205	1.2		135-145	24-26	20-25
				200-220	28-30	30-45

**Tabla 2.5.** Gas de protección recomendado para AID Y AISD [10].

Método	Grado	Gas de protección
MIG	2205	Ar+30%He+1-3%CO <sub>2</sub>
		Ar+1-2%CO <sub>2</sub> ó Ar+2-3%CO <sub>2</sub>
	2507	Ar+30%He+1-3%CO <sub>2</sub>
		Ar+30%He+1-2%N <sub>2</sub> +1-2%CO <sub>2</sub>
TIG	2205	Ar+2%N <sub>2</sub> +10-30%He
	2507	Ar
FCAW	2205	Ar+16-25%CO <sub>2</sub>
		100%CO <sub>2</sub>
PLASMA	2205	Ar
	2507	Ar+20-30%He+1-2%N <sub>2</sub>
LASER	2205	Ar
	2507	

### 2.1.10 Generalidades del acero inoxidable dúplex 2507

Este acero inoxidable tiene buenas propiedades físicas y mecánicas, tales como: resistencia mecánica, resistencia a la corrosión bajo tensión, buena conductividad térmica y coeficiente de

expansión térmica bajo, por mencionar algunas. Las propiedades físicas, mecánicas y composición química del acero inoxidable 2507 se muestra a continuación en las Tablas 2.6, 2.7 y 2.8 [19, 27].

**Tabla 2.6.** Composición química de acero inoxidable dúplex [% peso] [6].

Material	Elemento				
	C	Mn	Cr	Ni	Mo
AISD 2507	0.030	0.87	25.12	5.82	3.59

**Tabla 2.7.** Propiedades físicas del acero inoxidable dúplex 2507 [28].

Material	Propiedades físicas				
	Temperatura	Módulo de Young	Coef. expansión térmica	Capacidad calorífica	Conductividad térmica
	[°C]	[GPa]	[ $10^{-6} K^{-1}$ ]	[ $J kg^{-1} K^{-1}$ ]	[ $Wm^{-1} K^{-1}$ ]
AISD 2507	20	200	13	470	14

**Tabla 2.8.** Propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex 2507 [28].

Material	Propiedades mecánicas			
	Esfuerzo de cedencia [MPa]	Esfuerzo último [MPa]	Elongación [%]	Dureza [HV]
AISD 2507	720	940	15	310

### 2.1.11 Aceros HSLA

Los aceros de alta resistencia y baja aleación, por sus siglas en inglés HSLA o también llamados microaleados son diseñados para brindar mejores propiedades mecánicas y gran resistencia a la corrosión atmosférica que los aceros al carbono convencionales [3].

Estas aleaciones son diseñadas para desarrollar propiedades específicas como alta resistencia a la tensión, tenacidad y buena soldabilidad, lo que puede ser alcanzado por diferentes métodos de endurecimiento.

## Aplicaciones

Su aplicación es indispensable en la construcción de puentes, edificios, recipientes a presión, automóviles, trenes, barcos y maquinaria de construcción. Sin embargo, la explotación del petróleo ha presentado un amplio campo de aplicación para estos aceros debido a las ventajas que brinda. La optimización de sus propiedades se logra mediante la aplicación de elementos microaleados que promueven la resistencia del material [29].

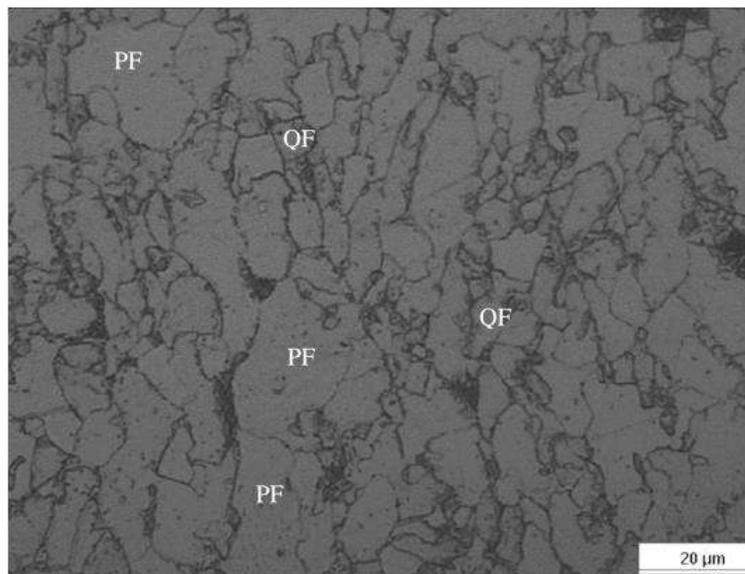
Los aceros HSLA son de bajo carbono entre 0.05-0.1 % peso y contienen pequeñas cantidades de elementos de aleación, formadores de carburos y nitruros, controlando así la resistencia y otras propiedades de los aceros estructurales [30].

### 2.1.12 Clasificación de los aceros HSLA

- **Aceros microaleados ferrítico-perlíticos.** Estos aceros contienen adiciones menos de 0.10% de elementos formadores de carburos o carbonitruros como niobio, vanadio o titanio por endurecimiento por precipitación, refinamiento de grano y posible control de temperatura de transformación.
- **Aceros perlíticos en su condición de laminado.** Este tipo de acero puede incluir aceros al carbono-manganeso, puede tener adiciones pequeñas adiciones de aleantes para mejorar la resistencia, tenacidad, formabilidad y soldabilidad.
- **Aceros de ferrita acicular.** Son aceros bajo carbono menos del 0.05%C, excelente combinación de esfuerzo de cedencia, soldabilidad, formabilidad y buena tenacidad.
- **Aceros doble fase.** Tienen una microestructura de martensita dispersa en una matriz de ferrita, lo cual provee una buena combinación de ductilidad y alta resistencia a la tensión.
- **Aceros inclusión de forma controlada.** Proveen ductilidad y tenacidad a través del espesor mejoradas por las pequeñas adiciones de calcio, zirconio, titanio o elementos de tierras raras.
- **Aceros resistentes a agrietamiento inducido por hidrógeno.** Bajo contenido de carbono y azufre, inclusión de magnesio [3, 31].

### 2.1.13 Microestructura de aceros HSLA

La mayoría de los aceros son entregados en su condición de laminación en caliente con microestructura de ferrita y perlita [3]. En aceros de tubería, la ferrita puede asumir diferentes morfologías, tales como: ferrita poligonal (PF), la cual es transformada a altas temperaturas y a una velocidad de enfriamiento baja; la ferrita cuasi-poligonal (QF) la cual es producida por transformación a través de difusión a corto alcance ferrita/austenita. Se tiene granos con límites irregulares y dentados, además se tiene una alta densidad de dislocaciones; la ferrita bainítica granular (GF) tiene la forma a la misma temperatura como bainita; la ferrita bainítica, la cual es caracterizada por muchos granos ferríticos alargados y alta densidad de dislocaciones; la ferrita acicular (AF) constituida por granos QF,GF,BF y PF, se caracteriza por tener alta densidad de dislocaciones y granos finos, como se muestra en la Figura 2.10 [32].



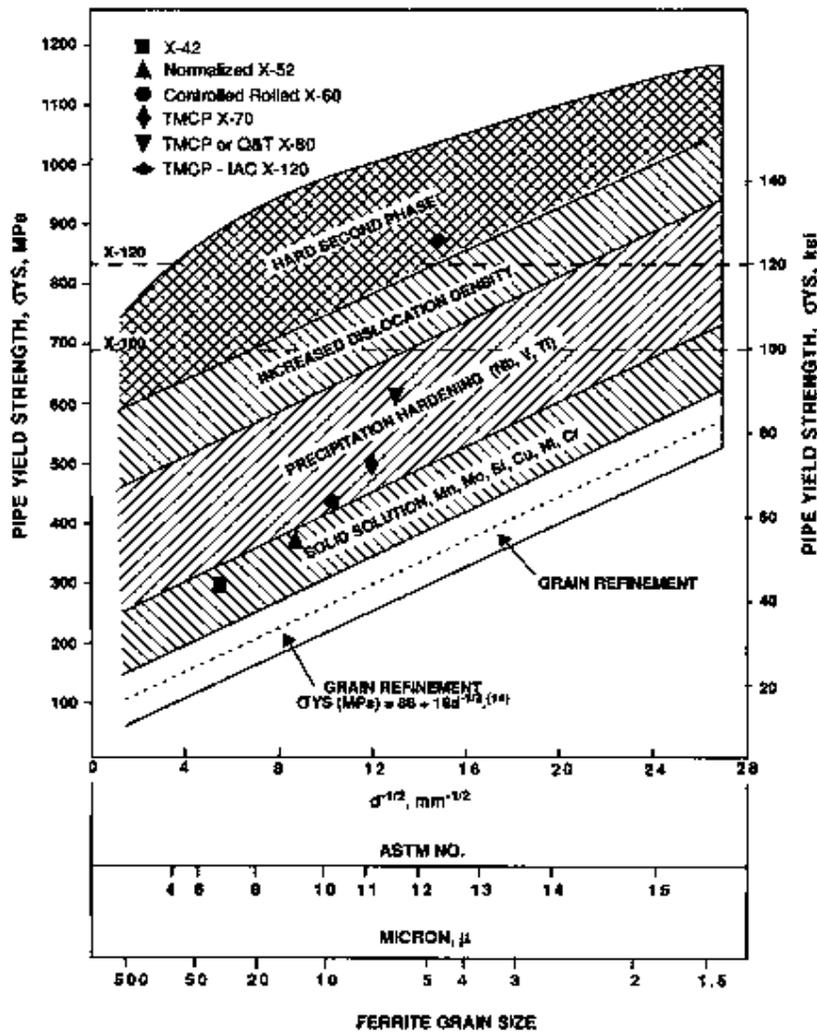
**Figura 2.10** Microscopía óptica de una sección transversal de un acero API X-65 [32].

La ferrita en aceros HSLA es endurecida por refinamiento de grano, endurecimiento por precipitación y por solución sólida.

**Endurecimiento por refinamiento de grano.** La adición de titanio o aluminio para retardar el crecimiento de grano austenítico cuando el acero es precalentado para deformación en caliente o subsecuente tratamiento térmico.

**Endurecimiento por precipitación.** Ocurre por formación de partículas dispersas desarrolladas durante el calentamiento y enfriamiento. La formación de carburos resulta ser más efectivo en el endurecimiento por precipitación de los aceros microaleados con niobio o titanio.

En la Figura 2.11 podemos observar algunos mecanismos de endurecimiento de diferentes tipos de aceros API 5L para mejorar el refinamiento de tamaño de grano [33].



**Figura 2.11** Combinación requerida de componentes de resistencia para placa laminada en caliente [33].

#### 2.1.14 Elementos microaleantes en HSLA

El titanio, vanadio y niobio son elementos con un alto punto de fusión, el cual tienen el potencial de formar carburos y nitruros. A continuación se mencionan dichos elementos con sus respectivas características.

**Titanio:** Elemento de aleación que en pequeñas adiciones limita el crecimiento de grano austenítico. Previene el efecto perjudicial de Ni en el endurecimiento. En gran contenido en el material es formador de TiN.

**Vanadio:** Elemento que incrementa la resistencia mecánica por endurecimiento por precipitación en la ferrita y refinamiento del tamaño de grano ferrítico.

**Niobio:** Elemento refinador de grano, debido a que el carburo de niobio es más estable en la austenita que el carburo de vanadio a las temperaturas de laminación. Promueve el aumento de la resistencia mecánica y la tenacidad. Retarda la recristalización y promueve el crecimiento de grano de la austenita [3, 34].

### **2.1.15 Soldabilidad de los aceros HSLA**

En la práctica, todas las soldaduras de tubería de línea requieren más de una pasada de soldadura. En consecuencia, el metal de soldadura subyacente a menudo se precalienta a temperaturas lo suficientemente altas como para causar una transformación parcial o completa a austenita [35]. La soldadura de perfiles de acero pesado impone una variedad de problemas, tales como: distorsión, esfuerzos residuales, ablandamiento y endurecimiento de ZAT de aceros, porque la mayoría de los aceros tienen una composición química diferente.

El término de carbono equivalente (CE) es usado para indicar el endurecimiento o susceptibilidad al agrietamiento de aceros soldados. El CE indicador de soldabilidad ayuda en la estimación de los efectos de todos los elementos aleantes en la microestructura durante la soldadura de aceros. El Instituto Americano de Petróleo ha adoptado dos fórmulas para especificar el valor de carbono equivalente [36].

$$P_{cm} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5B \quad (2.3)$$

$$CE_{Iw} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Mo + \%Cr + \%V}{5} + \frac{\%Cu + \%Ni}{15} \quad (2.4)$$

El contenido de carbono es considerado el principal parámetro que determina la soldabilidad de los aceros HSLA debido a su porcentaje decreta la transformación a martensita y la susceptibilidad a figuración de hidrógeno [29].

### 2.1.16 Zona afectadamente térmicamente en aceros HSLA

Los ciclos térmicos de soldadura asociados con los calores de entrada son conocidos por que afectan tanto la macro como la microestructura de la ZAT y en el metal de soldadura que a su vez influye en las propiedades mecánicas de la unión [37].

En soldadura los aceros HSLA templados son sensibles al ciclo térmico. La región de ablandamiento de ZAT exhibe baja dureza y por lo tanto baja resistencia, mientras que la región de endurecimiento presenta alta dureza pero una tenacidad inferior, lo que da que ZAT sea una región débil al someterla a una prueba mecánica [38].

### 2.1.17 Generalidades del acero API X-70

El Instituto Americano de Petróleo (API) especifica la fabricación de tubos para conductos a través de la norma API 5L. Publica un estándar para soldadura de tubería, el cual incluye normas, procedimientos, diseño de juntas, pruebas e inspección. El acero más común utilizado para cross-country en tuberías son las series API 5LX. El 5L indica línea de tubería, la “X” indica línea de tubería de alta prueba, los dos números adicionales el esfuerzo mínimo de cedencia. La composición química y propiedades mecánicas del acero API X-70 se muestran en la Tablas 2.9 y 2.10 [39].

**Tabla 2.9.** Composición química del acero API X-70 [% peso] [39].

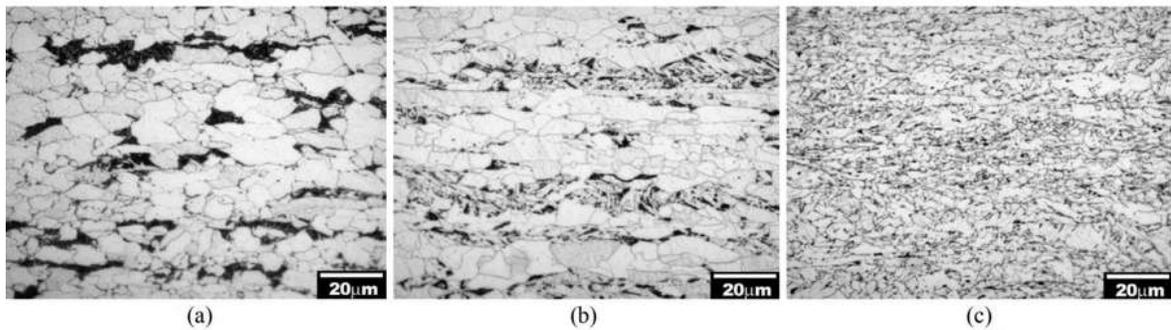
Material	Elemento									
	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	P	S	Nb	Ti
API X-70	0.07	1.348	0.0307	--	-	0.209	0.005	0.15	0.052	0.012

**Tabla 2.10.** Propiedades mecánicas del acero API X-70 [36].

Material	Propiedades Mecánicas			
	Esfuerzo de cedencia [MPa]	Esfuerzo último [MPa]	Elongación [%]	Dureza [HV]
API X-70	483	565	22	260

La microestructura típica que presenta este tipo de acero API X-70 consiste en ferrita poligonal y agregados de ferrita-cementita que tienen una morfología la cual varía de perlita no laminar a bainita superior. Por simplicidad este agregado se denomina perlita [40].

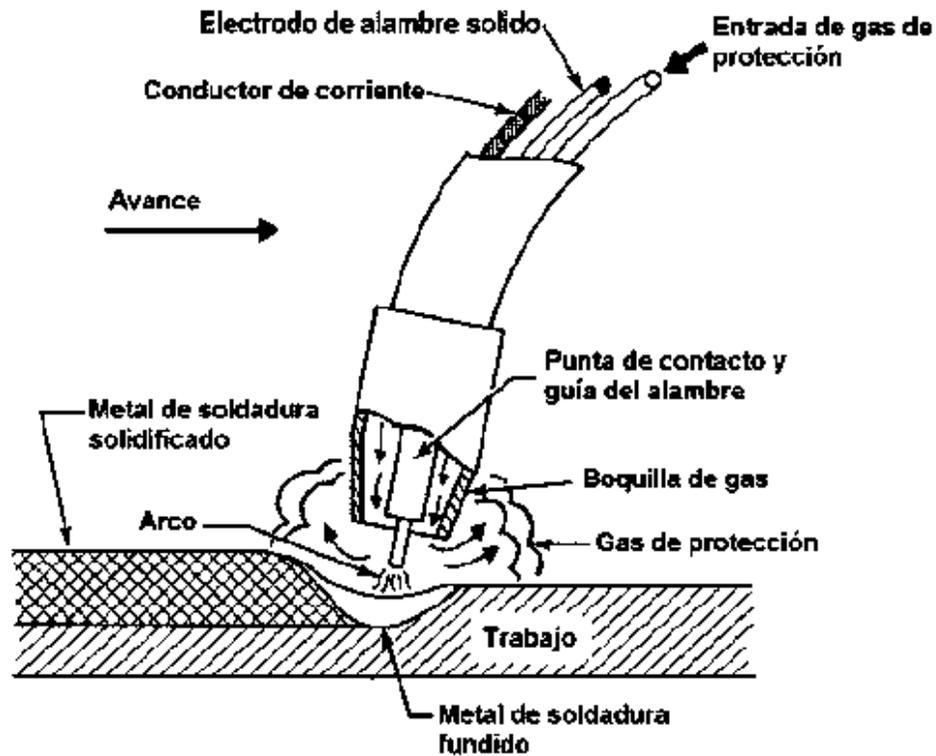
El acero API X-70 presenta un tamaño de grano menor que oscila entre los 10 a 15  $\mu\text{m}$  en comparación con el acero API X-60. Esta consecuencia se debe a la presencia de elementos microaleantes como el Nb y Ti y parámetros del proceso de laminación que intervienen en el proceso termo mecánico de dicho acero [41].



**Figura 2.12** Microscopía óptica de tres aceros de tubería API: a) X-65, b) X-70 y c) X-80 [42].

### ***2.1.18 Proceso de soldadura GMAW***

El proceso de soldadura con protección de gas y electrodo metálico consumible o conocido como GMAW, por sus siglas en inglés (Gas Metal Arc Welding), es un proceso de soldadura que utiliza eléctrico entre el extremo de un electrodo continuo y el material a soldar [43]. La fusión es producida por un arco que se establece entre el extremo del alambre aportado continuamente y la pieza a soldar, como se muestra en la Figura 2.13. La protección se obtiene íntegramente de gases suministrados simultáneamente con el metal de aporte, estos gases pueden ser argón, helio,  $\text{CO}_2$  [44].



**Figura 2.13** Proceso de soldadura GMAW [43].

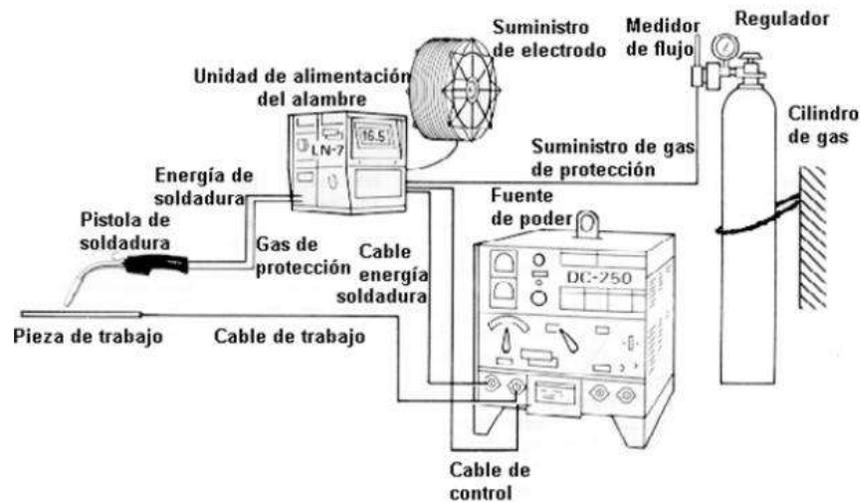
Este proceso tiene ciertas ventajas, tales como: es un proceso electrodo-consumible eficiente que puede ser utilizado para soldar metales comerciales y aleaciones, la soldadura se puede realizar en todas posiciones en comparación con el proceso arco sumergido, la velocidad de deposición es más alta que con el proceso de soldadura SMAW, además si utilizamos el modo de transferencia spray obtenemos una penetración más profunda y se requiere de una mínima limpieza posterior a la soldadura. Por lo anterior, el proceso GMAW es considerado como un proceso de mayor productividad y de buena calidad [45].

El arco perfecto de soldadura por GMAW se logrará si todos los parámetros están dentro de la conformidad. Estos parámetros consisten: en la corriente de soldadura por arco, la tensión (voltaje) del arco, la velocidad de avance, el ángulo de la antorcha (pistola), la longitud del cable libre, la distancia de la boquilla, la posición y dirección de la soldadura y, por último, el caudal de gas [46].

Los componentes principales del equipo requerido para el proceso son:

- La máquina de soldar (fuente de poder).

- Motor para la alimentación de alambre y controles.
- Pistola o ensamble de cables para soldadura semiautomática, la pistola para soldadura automática.
- Suministro de gas protector controles.
- Alambres [47].



**Figura 2.14** Esquema de equipo semiautomático del proceso de soldadura GMAW [47].

### **Modos de transferencia del metal**

Los modos de transferencia del metal por el proceso de GMAW son transferencia corto-circuito, transferencia globular y transferencia spray.

#### **Transferencia de cortocircuito**

La transferencia de metal ocurre cuando el electrodo está en contacto con el charco fundido en la pieza-trabajo. Este modo de transferencia produce un pequeño enfriamiento rápido en la piletta de soldadura que es generalmente adecuado para la junta de secciones delgadas.

#### **Transferencia globular**

Se caracteriza por un tamaño de gota con un diámetro más grande que el del electrodo. Una soldadura realizada con un alto voltaje es probable a ser inaceptable porque se tiene una fusión incompleta, penetración en la junta incompleta y reforzamiento excesivo en la soldadura. Esta requiere de una corriente alta en la soldadura y resulta una penetración profunda.

### **Transferencia Aerosol**

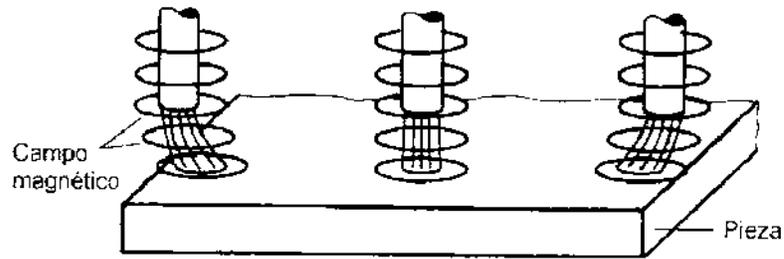
En este modo, la transferencia de metal a través del arco es en forma de gotas de un tamaño igual o menor que el diámetro del electrodo. Las gotas son dirigidas axialmente en línea recta desde el electrodo a la pileta de soldadura. El arco es muy uniforme y estable. Algunas de sus ventajas respecto a los otros modos son: niveles reducidos de salpicaduras, genera niveles de humo bajos, proporciona una entrada de calor más controlada, entre otros [45, 47].

### **Gases de protección**

Sirve para proteger al baño metálico del oxígeno, nitrógeno y de la humedad de la atmósfera. Además, facilita la transferencia y establecimiento del arco eléctrico. Las principales diferencias entre argón y helio son densidad, conductividad térmica y potencial de ionización. Con el uso de argón se produce un arco más estable, cebado fácil y una penetración más profunda en comparación con el helio. El Nitrógeno ( $N_2$ ) aumenta la penetración y anchura del cordón, el aporte térmico y se utiliza como aportación en ciertos gases de protección destinados a soldar aceros inoxidables dúplex, con el objeto de mantener el equilibrio entre la fase ferrítica y la austenítica. El Oxígeno ( $O_2$ ) mejora la fluides del baño metálico, aspecto del cordón y mantiene o estabiliza el arco en el proceso GMAW.

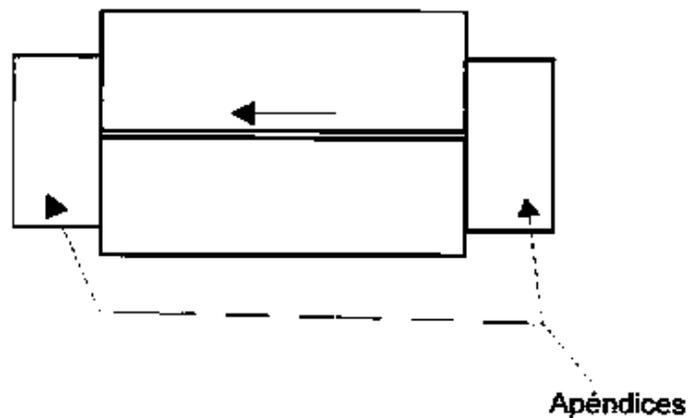
### **Soplo magnético**

Es el desvío del arco de soldadura producido por la distorsión del campo magnético alrededor del arco. Su efecto suele presentarse en los extremos de las piezas, como se muestra en la siguiente Figura 2.15.



**Figura 2.15** Presencia de soplo magnético [44].

El soplo magnético es producido por el cambio de dirección de la corriente. Se produce al soldar cerca de la masa. Para eliminar el soplo magnético hay que posicionar el ángulo del electrodo en dirección opuesta al soplo magnético. También colocando apéndices en los extremos de la unión o reducir el amperaje como se muestra en la Figura 2.16 [44].

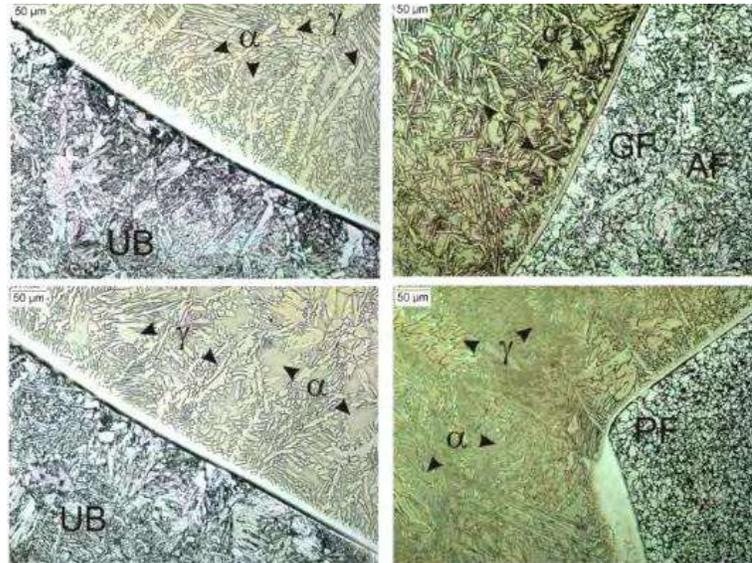


**Figura 2.16** Configuración de apéndices en extremos para evitar soplo magnético [44].

## 2.2 Discusión de estado del arte

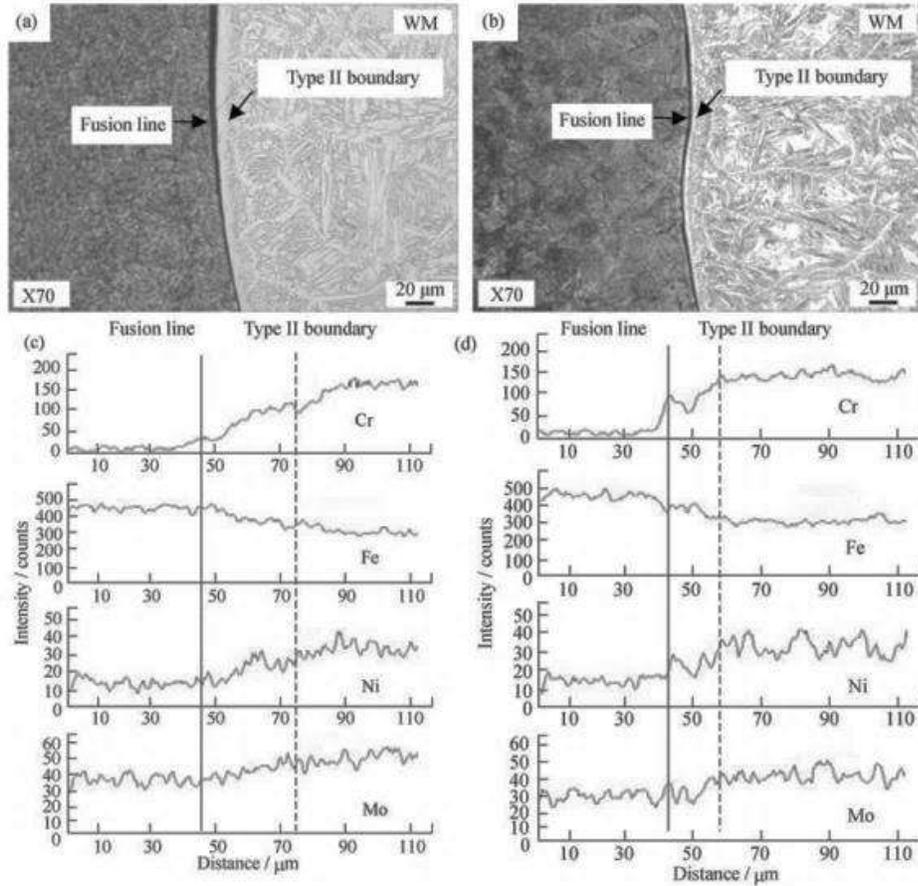
Mendoza y col. [1] realizaron una unión soldada disímil de un AID 2507 con un acero API X-52 en tres pasadas con dos metales de aporte un ER 2209 y ER 25.10.4L, para mantener el equilibrio de fases. Con ayuda del diagrama WRC-1992 desarrollado por Kotecki para aleaciones de 1% de Mn, seleccionaron el metal de aporte y predecieron la formación de la microestructura en soldaduras disímiles, es decir, entre el metal de soldadura y el acero API X-52. Logrando así predecir el límite de martensita y el equilibrio microestructural entre ferrita y austenita

empleando el electrodo ER 25.10.4L. En la ZAT del AID se obtuvieron distintas transformaciones de la austenita y en la ZAT del API X-52 presenta diferentes transformaciones de ferrita como bainita superior e inferior y ferrita acicular como se aprecia en la Figura 2.17.



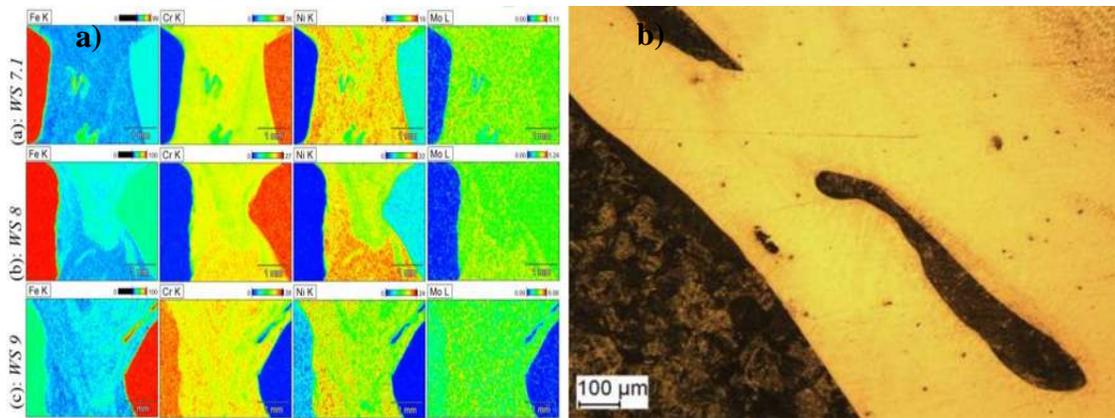
**Figura 2.17** Microestructura de la interfaz del cordón y ZAT API X-52 [1].

Wang y col.[48] analizaron el efecto de procesos de soldadura MIG y TIG en la microestructura y propiedades de la unión soldada AID 31803/API/X-70 utilizando el mismo electrodo. Observaron que mediante el proceso de MIG se presenta mayor austenita debido al alto aporte térmico y una velocidad de enfriamiento baja y además se tienen diferentes zonas de ancho de fusión en el metal de soldadura debido a estos factores mencionados, en comparación con el proceso de soldadura TIG, tal como se muestra en la Figura 2.18.



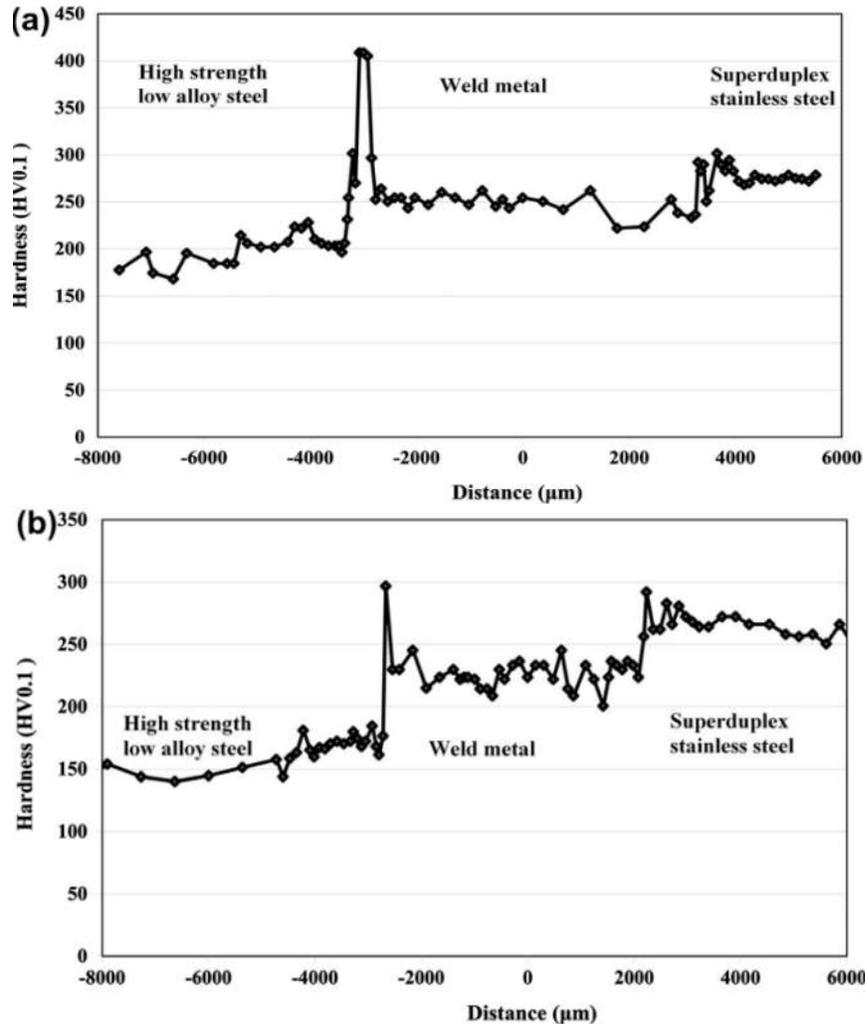
**Figura 2.18** Microestructura y EDS del acero API X-70 en la ZAT y metal de soldadura: a) imagen SEM por MIG, b) imagen SEM por TIG, c) Espectro EDS por MIG, d) Espectro EDS por TIG [48].

Tasalloti y col.[9] evaluaron el efecto de aporte térmico de una unión disímil mediante el proceso GMAW de un acero UHSLA Optim 960/AID 2205. Encontraron que el alto aporte térmico (AAT) incrementa proporcionalmente el volumen de fases de bainita y martensita con velocidades rápidas en la ZAT. El aporte térmico tiene un efecto importante en el contenido de ferrita y crecimiento de austenita en el cordón. Por otro lado, se estudiaron los límites de fusión, localizando macrosegregación llamadas islas que frecuentemente se presentan en AAT, la cual se debe a la diferencia de temperaturas del metal base y metal de aporte que se le atribuye a la desequilibrio de la composición química y propiedades térmicas de ambos metales como se ilustra en la Figura 2.19.



**Figura 2.19** Efecto del aporte térmico en la unión soldada: a) Gradiente de concentración de algunos elementos en el metal de soldadura a través de análisis de EDS, b) Macrosegregación en el metal de soldadura [9].

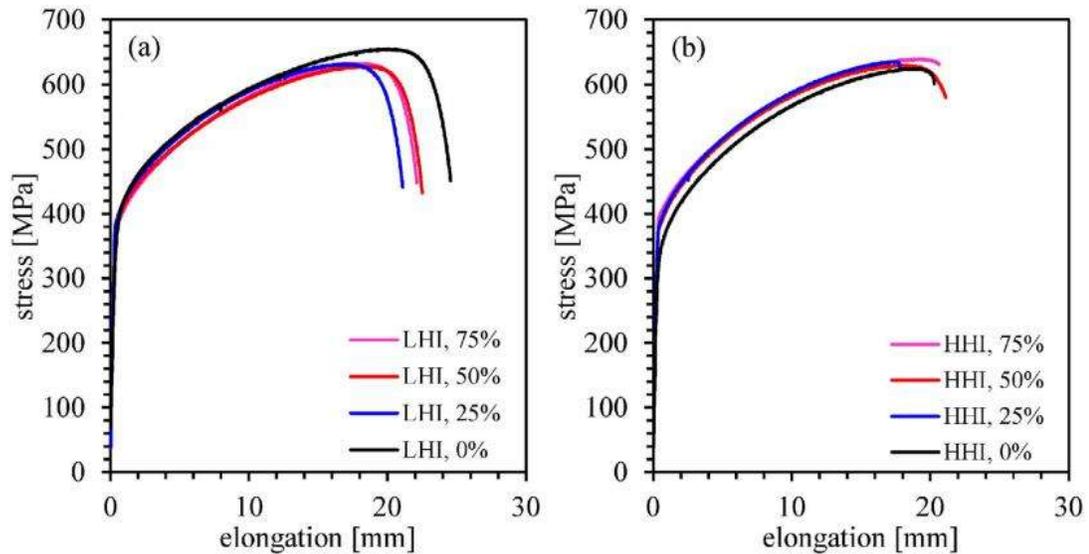
Sadeghian y col [49] evaluaron el efecto de aporte térmico en una unión disimil de un acero AISI (2507) con un acero HSLA (API X-65) utilizando dos aportes térmicos ( $0.506$  y  $0.861$ )  $\text{kJ/mm}^{-1}$  los cuales fueron soldados mediante el proceso GTAW. La microestructura del metal de soldadura que presenta está compuesta de ferrita y austenita con una ligera disminución en el contenido de ferrita debido a un nivel alto de aporte térmico y velocidad de enfriamiento. Además, mediante un análisis de rayos “X” (XRD) no se observó la presencia de fases intermetálicas. Encontraron una relación entre la microestructura y perfiles de microdureza, en la cual existe una diferencia en la ZAT en ambas soldaduras, lo cual se le atribuye a una distinta morfología y distribución de fases como fase martensita o carburos y un aumento notable en el límite tipo II y línea de fusión del acero API X-65/metal de soldadura debido a la migración del carbono por parte del API X-65 como se muestra en la Figura 2.20.



**Figura 2.20.** Perfiles de microdureza de la soldadura disímil de dos aportes térmicos diferentes: a)  $0.506\text{kJ/mm}^{-1}$  b)  $0.861\text{kJ/mm}^{-1}$  [49].

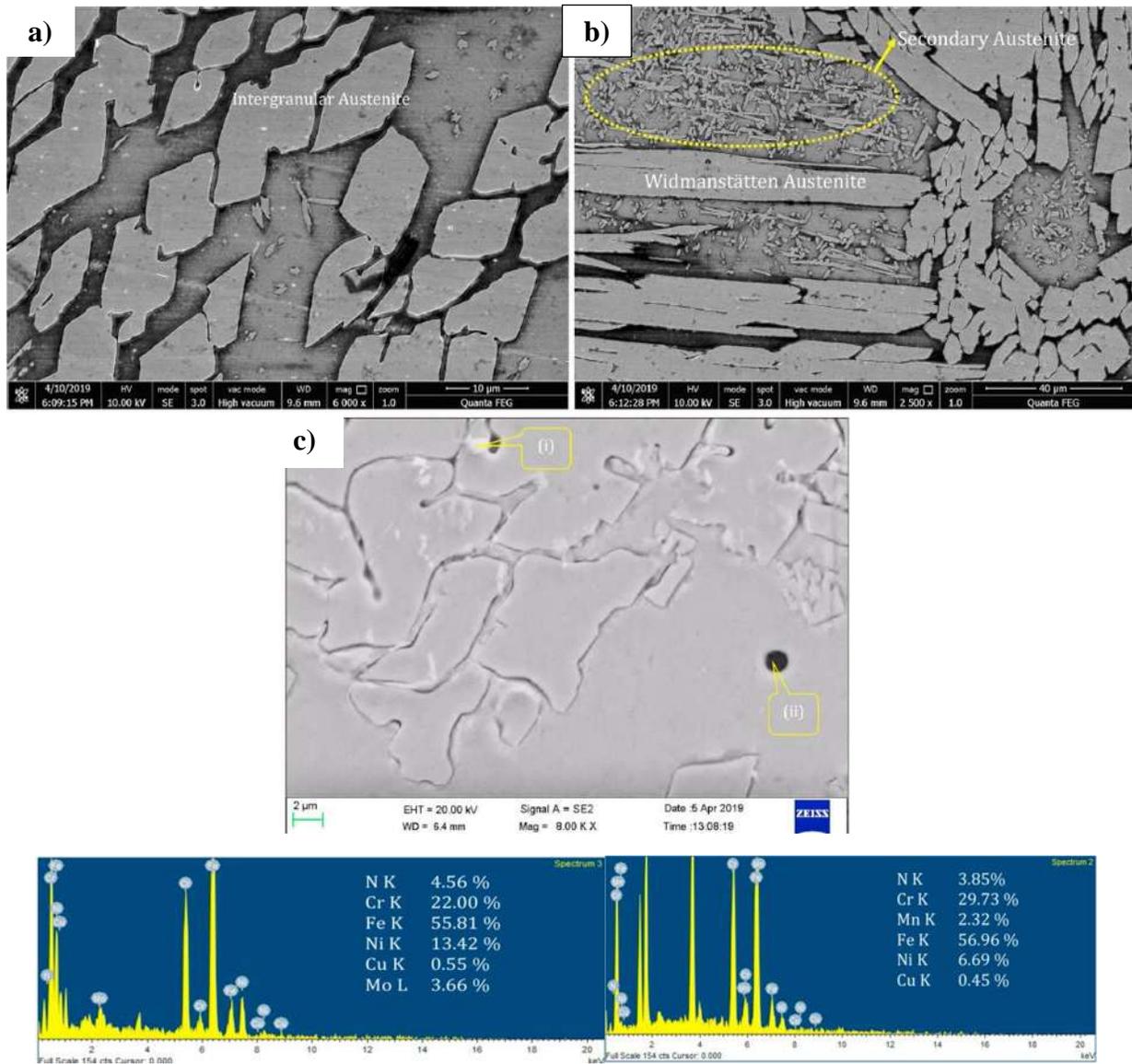
Flores y col.[50] evaluaron el efecto de aporte térmico y acumulación de daño por fatiga en una unión disímil de aceros inoxidables 316L/AL-6XN bajo dos niveles de aportes térmicos. Observaron que para bajo aporte térmico (BAT) disminuye la ductilidad, por lo que la elongación disminuye un 12% en comparación con una muestra sin daño, lo que quiere decir, que el daño acumulado afecta la respuesta elástica de la unión soldada como se muestra en la Figura 2.21.

Para alto aporte térmico (AAT) los resultados indican que el daño acumulado de fatiga tienen una influencia mínima en el esfuerzo último (UTS) y la respuesta es similar en todos los niveles. Cambia la transición de elástico a plástico e incrementa la resistencia de fluencia.



**Figura 2.21** Curvas de esfuerzo-deformación de la unión soldada con 0%,25%,50% y 75% de daño acumulado: a) Bajo aporte térmico, b) Alto aporte térmico [50].

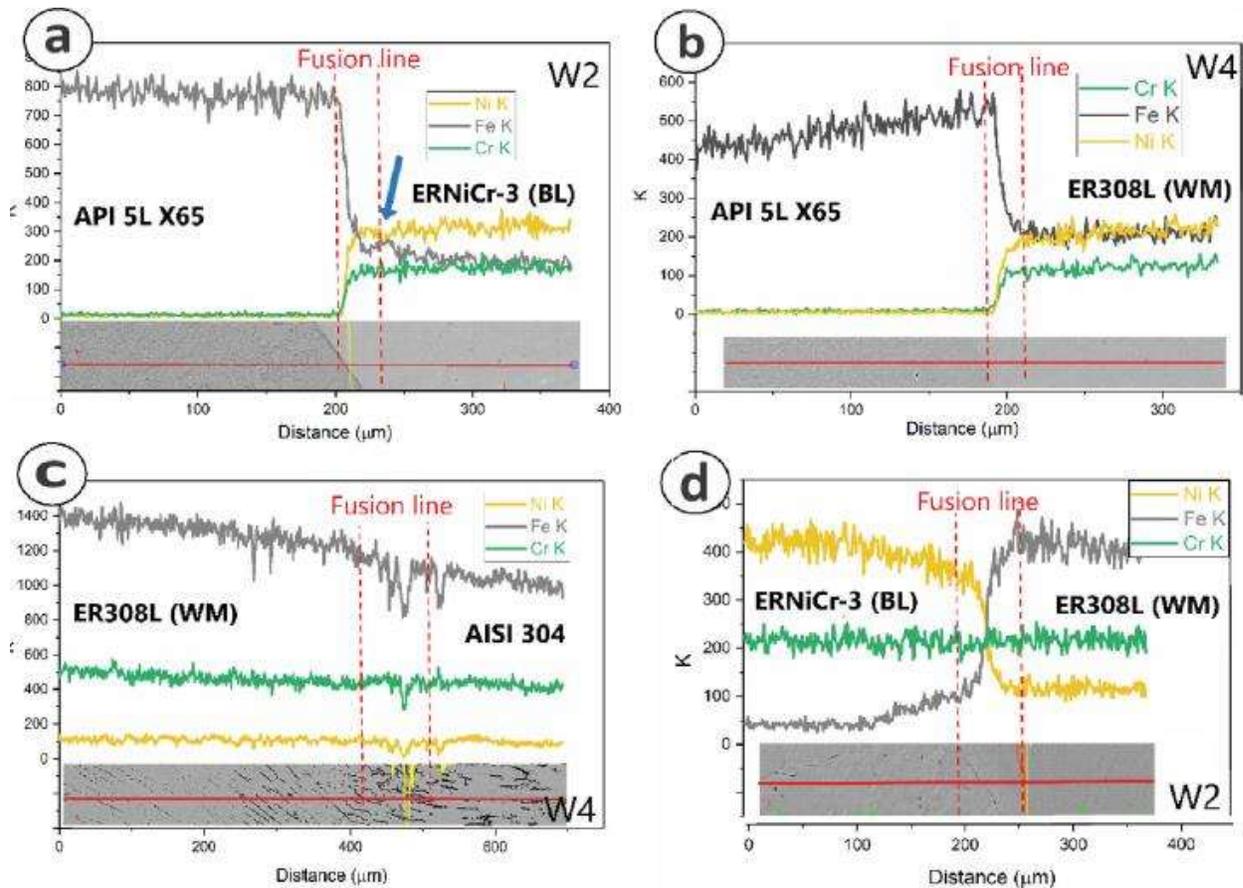
Drevendranath y col. [51] realizaron una unión soldada dísimil de un acero super dúplex 2507 y un acero HSLA X-65 mediante el proceso GTAW-PC de corriente de pulso directo, en la cual emplearon dos electrodos distintos del tipo ER 80S-Ni3 y ER-2553 bajo los mismo parámetros de soldadura. Encontraron que con el tipo de electrodo ER-80S-Ni3 se tiene la presencia de franjas de martensita, bainita superior e inferior dentro de los límites de fase austenita en el metal de soldadura, además la presencia de martensita a lo largo de línea de fusión del acero HSLA X-65. Mientras que con el electrodo tipo ER-2553 se tiene un porcentaje alto de ferrita en la zona de la corona y raíz del metal de soldadura debido a los repetidos ciclos de calor de las multipasadas de soldadura puede tenerse velocidades de enfriamiento lentas lo que origina cambios de reformación de la austenita a partir de ferrita. Tanto la zona de la corona como la raíz se tiene la presencia de ferrita vermicular y diferentes morfologías de la austenita debido a la velocidad de enfriamiento como se muestra en la Figura 2.22. Dentro de los ensayos de tensión y perfiles de microdureza presentó mejores propiedades mecánicas el tipo de electrodo ER-80S-Ni en comparación con el otro electrodo.



**Figura 2.22** Micrografía de la presencia de diferentes morfologías de la fase austenita en el metal de soldadura con el electrodo ER-2553 : a) y b) y c) análisis EDS de elementos químicos en el metal de soldadura [51].

Hamed y col.[52] investigaron el efecto de recubrimiento (mantequillado) ERNiCr-3 en la microestructura y propiedades mecánicas en una unión soldada disímil de un acero API 5L X-65 y un acero inoxidable AISI 304 soldados mediante el proceso de soldadura GTAW. Encontraron que empleando el recubrimiento se puede minimizar la migración de carbono del metal base hacia el metal de soldadura y puede prevenir la formación de bandas de martensita a lo largo de la línea de fusión, así como la formación de ferrita delta ( $\delta$ ) en el metal de soldadura como se muestra en la Figura 2.23. Por otro lado, dentro de las propiedades mecánicas afectadas está el

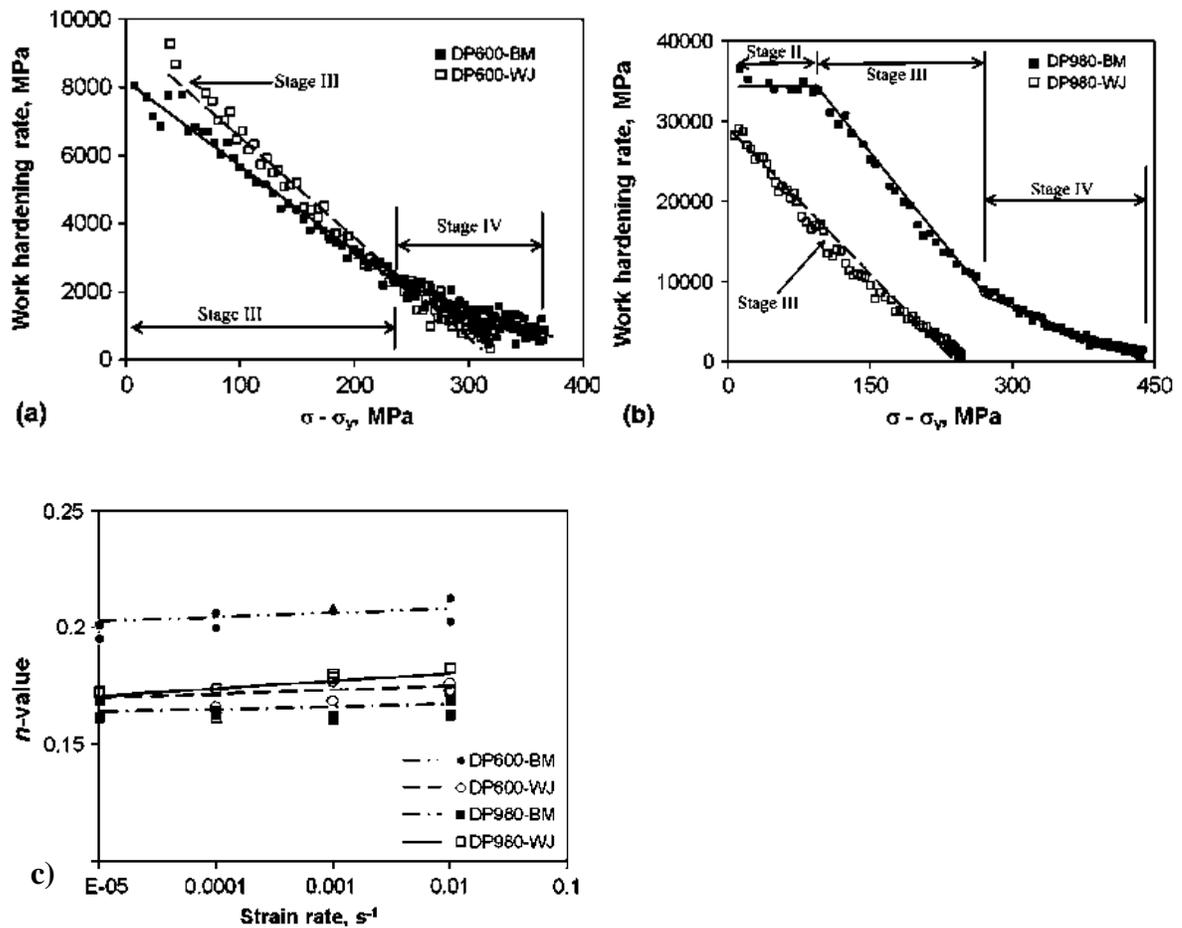
esfuerzo máximo (UTS) debido al alto aporte térmico por parte del recubrimiento (mantequillado) logrando con esto un 15% más de elongación con el recubrimiento en comparación sin recubrimiento. Ambas soldaduras presentan falla en el metal base API X-65.



**Figura 2.23** Cambios en la composición química de elementos mediante un barrido lineal en la línea de fusión: a) MB API X-65/ERNiCr-3, b) MB API X-65/ metal de soldadura, c) metal de soldadura/ MB AISI 304 y d) ERNiCr-3/metal de soldadura [52].

Farabi y col [53] realizaron una unión soldada de dos aceros fase dual uno DP600 y el otro DP 980 mediante el proceso de soldadura Laser con la finalidad de evaluar cambios en la microestructura, propiedades mecánicas y comportamiento de endurecimiento por deformación. Encontrando que se tiene mayor fracción de volumen de fase martensita en el metal de soldadura con el acero DP980 en comparación con el DP600. Las curvas  $\sigma$ - $\epsilon$  de los MB muestran un comportamiento mecánico similar y una tendencia suave y constante en el cual se puede visualizar varias etapas de endurecimiento. Sin embargo, las curvas de  $\sigma$ - $\epsilon$  de las soldaduras

presentan una sola etapa de endurecimiento plástico después de la zona elástica, en el cual se requiere un mayor esfuerzo para iniciar el movimiento de las dislocaciones que representa el inicio de la deformación plástica. Mediante el modelo de Holloman se pudo predecir que los exponentes de endurecimiento tanto de los MB como de las uniones soldadas aumentaron ligeramente con el aumento de la tasa de deformación tal como se muestra en la Figura 2.24.

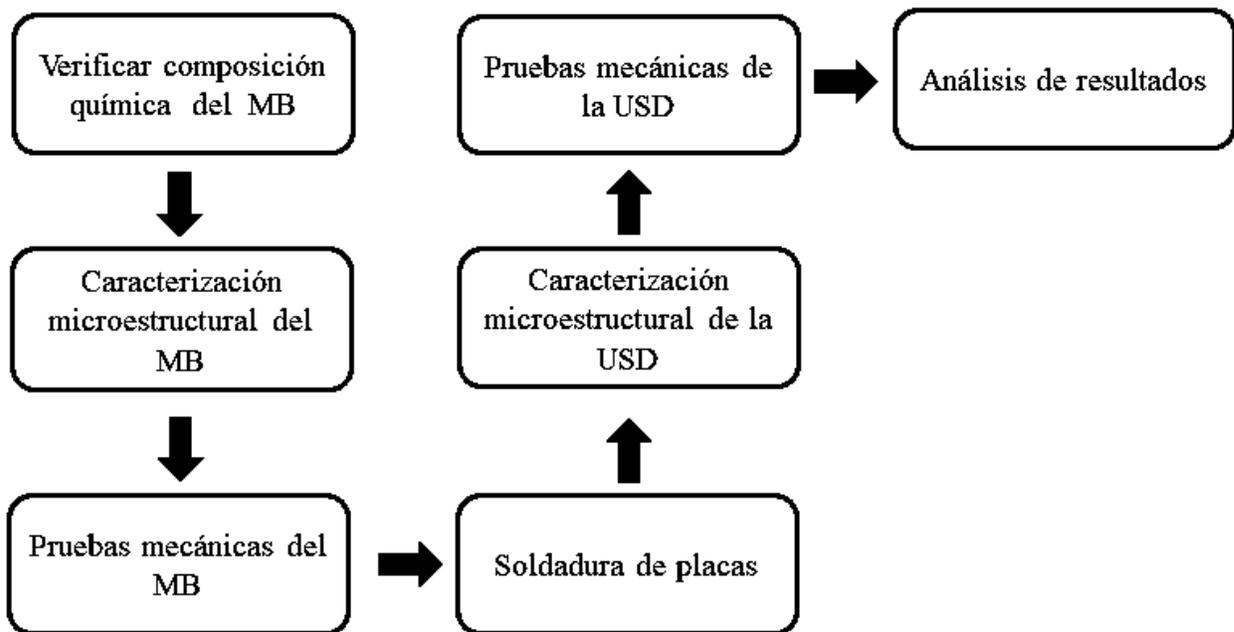


**Figura 2.24** Curvas de la zona plástica : a) MB DP600 y unión soldada , c) MB DP980 y unión soldada y c) exponentes de endurecimiento mediante el modelo de Hollomon de MB y uniones soldadas [53].

## CAPITULO III.- DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este capítulo se describe de forma detallada, los materiales utilizados para la realización de este proyecto de investigación, secuencia del procedimiento de soldadura y técnicas utilizadas para su posterior caracterización.

En la Figura 3.1 se muestra la secuencia del desarrollo experimental de manera general.



**Figura 3.1** Esquema general del procedimiento experimental del proyecto.

### 3.1 Materiales base AISD 2507 y API X-70

Los materiales utilizados en el presente trabajo fueron 3 placas de acero AISD 2507 y 3 de acero API X-70, con las siguientes dimensiones:  $200 \times 6.35$  mm de las cuales se seccionaron de acuerdo al análisis requerido.

#### 3.1.1. Análisis químico

El análisis químico de la cuantificación de elementos de estas aleaciones fue proporcionado por el proveedor. Para corroborar los valores, se analizaron muestras por medio de un espectrómetro de chispa marca BRUKER modelo Q4 TASMAN y los resultados se muestran en la Tabla 3.1.

**Tabla 3.1** Composición química del metal base [% peso].

Material	Elemento							
	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	P	S
AID 2507	0.03	0.87	25.12	5.82	3.59	0.8	0.035	0.02
API X-70	0.07	1.348	0.0307	--	-	0.209	0.005	0.15

En base a dichos resultados, podemos dar certeza de que los valores de elementos de las aleaciones se encuentran dentro del rango de valores.

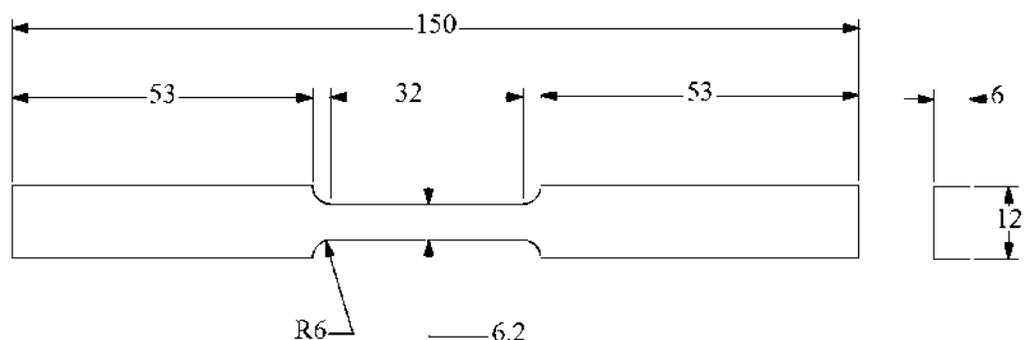
### 3.2 Caracterización microestructural del metal base

Se realizó una preparación metalográfica para observar la composición de la microestructura tanto en sentido longitudinal como transversal en ambos aceros. Comenzando con el corte de muestras con dimensiones adecuadas, para ello, se hizo un desbaste convencional con lijas de SiC con diferentes granulometrías de la 80 hasta 3000. Posteriormente, se hizo un pulido manual con paño empleando pastas diamante (6, 3, 1  $\mu\text{m}$ ) y alúmina de 0.5  $\mu\text{m}$  hasta lograr un acabado espejo. Para revelar la microestructura del AISD 2507 se utilizó un ataque químico con el reactivo denominado Beraha (0.7 g  $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ , 20 mL HCL, 80 mL  $\text{H}_2\text{O}$ ) mediante la técnica de inmersión con un tiempo de 35-40 s. Para el acero API X-70 se utilizó un ataque químico con el reactivo denominado Nital al 2% (100 mL Alcohol etílico, 2 mL ácido nítrico) mediante inmersión con un tiempo de 15-20 s [7]. Por último, después de ser atacadas las muestras, se analizaron por microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB), con la finalidad de obtener imágenes de la microestructura y algún tipo de precipitado, además se realizaron mediciones de tamaño de grano y cuantificación de fases.

### 3.3 Ensayos de tensión uniaxial del metal base

Para la caracterización mecánica del metal base (MB) en ambos aceros, se verificó el sentido de laminación mediante ultrasonido con la técnica de velocidad ultrasónica. Posteriormente se cortaron y se maquinaron 2 probetas rectangulares de AISD 2507 y 2 de acero API X-70 en el sentido de laminación con dimensiones como se muestra en la Figura 3.2, de acuerdo a lo

establecido por la norma ASTM E8M [54]. Los ensayos de tensión se llevaron a cabo en una máquina servo-hidráulica marca MTS de 100kN modelo Landmark con una velocidad de deformación de  $0.005 \text{ s}^{-1}$  y una velocidad de adquisición de datos de 1 Hz.



**Figura 3.2** Diseño y dimensiones de probeta para ensayo de tensión (cotas en mm).

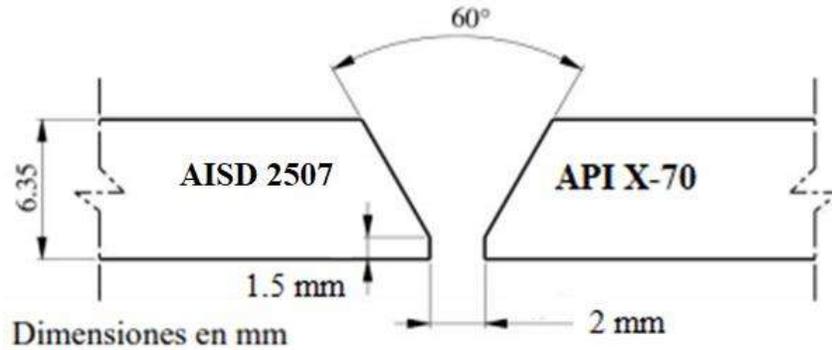
### 3.4 Material y proceso de soldadura

#### 3.4.1 Soldadura de placas

En el presente trabajo se cortaron y se maquinaron 3 placas de AID 2507 y 3 del acero API X-70, con las siguientes medidas:  $75 \times 200 \times 6.35 \text{ mm}$ . Para la unión de las placas se utilizó el proceso GMAW semi-automático. El tipo de junta a soldar que se utilizó fue a tope con una preparación simple V, un ángulo de bisel de  $30^\circ$  en ambas placas, con talón de raíz de 1.5 mm y una separación de raíz de 2 mm, como se puede apreciar en la Figura 3.3. El electrodo empleado para llevar a cabo la unión soldada por el proceso de GMAW fue un ER-2209, con un diámetro de 1.2 mm y una composición química según la AWS A5.9. En la Tabla 3.2 se muestra la composición química de los aceros AISD- 2507, acero API X-70 y del metal de aporte.

**Tabla 3.2** Composición química del MB y electrodo empleado en la soldadura [% peso].

Material	Elemento								
	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	P	S	Fe
AISD 2507	0.03	0.87	25.12	5.82	3.59	0.8	0.035	0.02	Bal
API X-70	0.07	1.348	0.0307	--	-	0.209	0.005	0.15	Bal
ER-2209	0.03	1.3	21.5	9	3.1	0.51	0.03	0.01	Bal



**Figura 3.3** Diseño de junta a tope en simple V.

Para realizar la unión soldada disímil (USD), se seleccionó un nivel bajo (BAT), medio (MAT) y alto (AAT) de aporte térmico con el objetivo de observar los efectos térmicos en la microestructura y las propiedades mecánicas de las uniones soldadas. El cálculo del aporte térmico se realizó de acuerdo a la ecuación [55]:

$$Q = \eta \frac{EI}{v}$$

Donde:

$Q$  = Aporte térmico [J/mm]

$\eta$  = Eficiencia del proceso GMAW [0.75]

$E$  = Voltaje [V]

$I$  = Intensidad de corriente [A]

$v$  = Velocidad de avance de soldadura [mm/s]

La separación entre el electrodo y metal base fue de 10 mm, con una alimentación del material de aporte de 100 mm/s y con un flujo de gas de protección de 16.5 L/min. El gas de protección que se utilizó fue una mezcla de composición: 95% Ar+3% N<sub>2</sub>+2% O<sub>2</sub>. En la Tabla 3.3 se muestra los parámetros establecidos de los tres niveles de aporte térmico.

**Tabla 3.3** Parámetros de soldadura

Muestra	Corriente [A]	Voltaje [V]	Velocidad de alimentación del electrodo [mm/s]	Flujo de gas [L/min]	$v$ [mm/s]	Aporte térmico [J/mm]
BAT 2507	186	17	100	16.52	3.6	658
MAT 2507	226	20	100	16.52	3.6	941
AAT 2507	240	27	100	16.52	3.6	1350

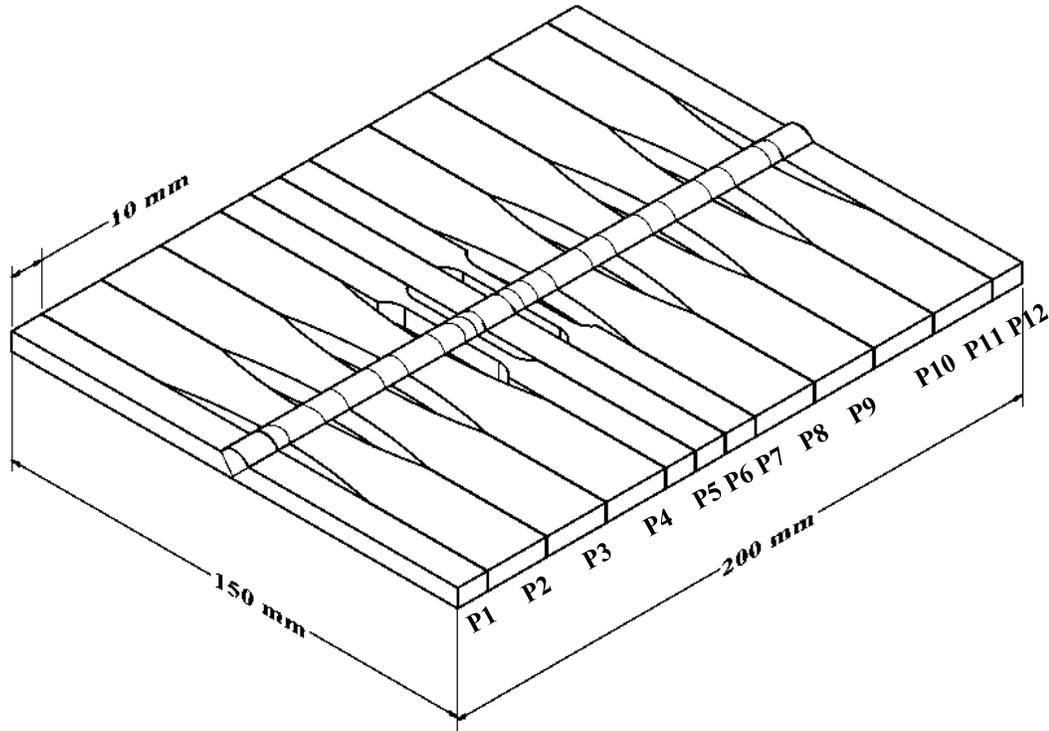
Previo a llevar a cabo la soldadura, se verificó que el lugar de soldadura fuera adecuado, la velocidad de alimentación del alambre fuera la correcta, el flujo de gas y la velocidad de avance estuvieran bien configurados y calibrados.

Para evitar que las placas se distorsionaran por efecto del calor de la soldadura, se empleó una placa de respaldo (base) de acero al carbono de 3/8" (9.52 mm) lo cual no origina cambios ni deformaciones en el área a estudiar del cordón de soldadura.

Es importante mencionar que se realizaron pruebas preliminares de soldadura simulando la USD utilizando soleras de acero al carbono y acero inoxidable 304 con las siguientes medidas: 75×120×6.35 mm, con la finalidad de establecer los parámetros de soldadura.

#### ***3.4.2 Seccionamiento de la unión soldada disímil.***

Una vez soldadas las placas con los tres niveles de aporte térmico diferentes, se cortaron como se muestra en la Figura 3.4. En la Tabla 3.4 se muestra la distribución para las diferentes pruebas mecánicas y microestructurales realizadas para la caracterización y evaluación de la unión soldada. Se consideran los cortes al inicio y fin del cordón de soldadura como probetas descartadas debido a que pueden contener algún tipo de discontinuidad.



**Figura 3.4** Esquema general de la placa soldada (cotas en mm) .

**Tabla 3.4** Distribución de las probetas para diferentes ensayos mecánicos y análisis microestructurales.

Probeta	Tipo de ensayo y/o caracterización
P1 y P12	Se descartan
P6	MO, MEB, Microdureza
P5 y P7	Tensión uniaxial

### 3.5 Caracterización microestructural de la unión soldada disímil

Posterior al proceso de soldadura, se cortó una probeta transversal como se mostró en la Figura 3.4, con sus dimensiones de 10 mm de ancho  $\times$  45 mm de largo para la preparación metalográfica convencional y evaluación de características microestructurales mediante microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB) de las tres uniones soldadas en sus tres principales zonas: metal de soldadura (MS), zona afectada térmicamente (ZAT) y metal base (MB). Las muestras se desbastaron con lijas de SiC de diferentes granulometrías de la 80 a 3000; Posteriormente, se hizo un pulido manual con paño empleando pastas diamante (6, 3, 1  $\mu\text{m}$ ) y

alúmina de 0.5  $\mu\text{m}$  hasta lograr un acabado espejo. Para revelar la microestructura de la unión soldada disímil (USD) se hizo en dos partes; primero el metal de soldadura (cordón) y ZAT AISD 2507 del AISD 2507, dado a que es menos susceptible a sobreatacarse. Se empleó un electro-ataque utilizando una solución de ácido oxálico al 10% (10 g  $\text{C}_2\text{H}_2\text{O}_4$ , 90 mL  $\text{H}_2\text{O}$ ) con voltaje de 6V mediante la técnica de inmersión con un tiempo de 15 s. Para colorear y resaltar las microestructura y precipitados revelados se sumergió en un reactivo denominado Murakami (10 g  $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$ , 10 g NaOH, 100 mL  $\text{H}_2\text{O}$ ). Para la ZAT del acero API X-70 se utilizó un ataque químico con el reactivo denominado 4% Picral y 2% Nital mediante inmersión con un tiempo de 20 s. Por último después de ser atacadas las muestras, se analizaron por microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB), con la finalidad de capturar imágenes de la microestructura y algún tipo de precipitado, además se realizaron mediciones de tamaño de grano y cuantificación de fases.

### ***3.5.1 Microscopia óptica***

Se obtuvieron imágenes digitales a diferentes magnificaciones en las distintas zonas de interés mediante un microscopio óptico marca Zeiss Axio, para observar la microestructura, tipo de solidificación y cambios microestructurales en el MS, ZAT y MB por el efecto de ciclos térmicos.

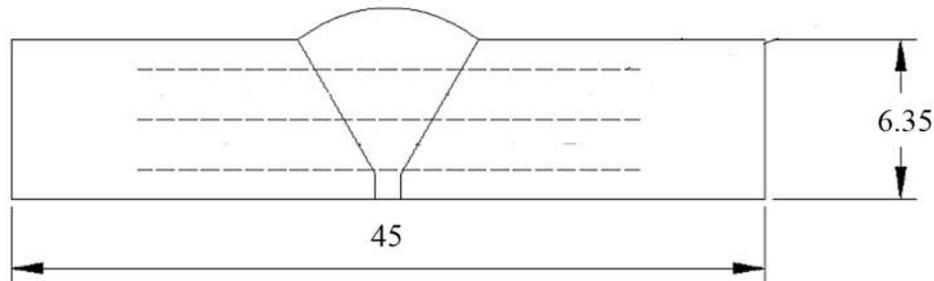
### ***3.5.2 Microscopia electrónica de barrido (MEB)***

Con esta técnica de caracterización microestructural se utilizó para observar la microestructura de las diferentes zonas de la USD utilizando un equipo JEOL JSM-7600F. El análisis consistió en realizar microanálisis químicos puntuales mediante espectrometría de dispersión de energía de rayos X (EDS, por sus siglas en inglés), mapeos elementales, barridos lineales elementales, composición química de las diferentes fases y precipitados presentes en la unión soldada, además de presentar imágenes digitales de la morfología en las distintas zonas de interés.

### 3.6 Caracterización mecánica de la unión soldada disímil

#### 3.6.1 Perfil de microdureza Vickers

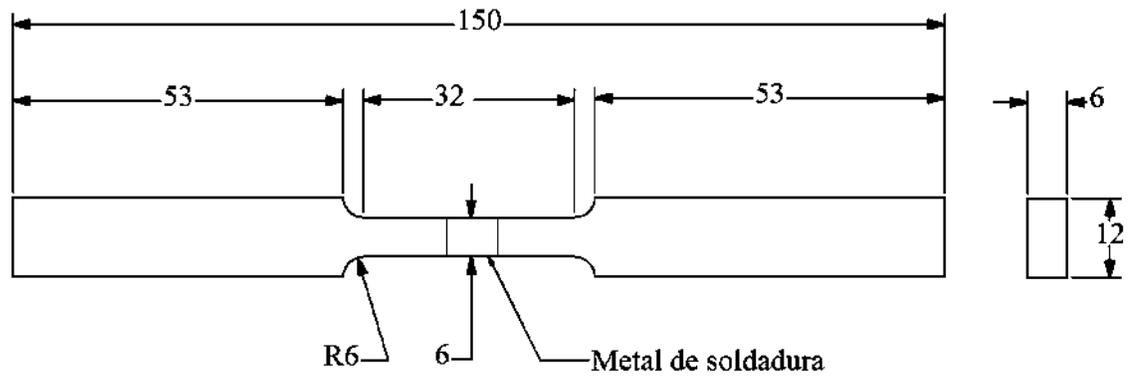
La evaluación de microdureza de la unión soldada se realizó utilizando un microdurómetro Vickers de acuerdo a lo establecido en la norma ASTM E384 [56] , se hicieron perfiles de barrido como se muestra en la Figura 3.5, la separación entre cada indentación fue de 250  $\mu\text{m}$  y la longitud del perfil fue de 20 mm aproximadamente cada lado del centro del cordón de soldadura, siendo del lado del acero API X-70 hasta la zona donde fallo, la separación entre cada perfil fue de 1.5 mm , la carga aplicada fue de 100 gr durante 10 s. Las probetas con las que se trabajó fueron sometidas a desbaste con lijas de SiC de granulometría 180 a 3000, después pulidas con pastas de diamante de 3, 6 y 1  $\mu\text{m}$  y finalmente se hizo un electro-ataque en el cual fueron sumergidas en una solución de ácido oxálico al 10% (10 g  $\text{C}_2\text{H}_2\text{O}_4$ , 90 mL  $\text{H}_2\text{O}$ ) para el acero AISD 2507, y 4% Picral y 2% Nital en el caso del acero API X-70 para revelar la microestructura.



**Figura 3.5** Esquema de los perfiles de los barridos lineales para la medición de microdureza Vickers en la unión soldada disímil (cotas en mm).

#### 3.6.2 Ensayo de tensión uniaxial

Se realizaron ensayos de tensión uniaxial en probetas de la USD , de acuerdo a lo establecido por la norma ASTM E8M [54]. Los ensayos de tensión se llevaron a cabo en una máquina servo-hidráulica marca Zwick Roell con una velocidad de desplazamiento de cabezal fue de  $0.005 \text{ s}^{-1}$  y una velocidad de adquisición de datos de 1 Hz. El diseño y dimensiones de las probetas de USD para evaluar el comportamiento a la tensión de la sección transversal a la dirección de la soldadura se muestra en la Figura 3.6.



**Figura 3.6** Diseño de probeta de forma rectangular de la USD para ensayo de tensión (cotas en mm).

### 3.6.3 Estudio de fractografía del ensayo de tensión

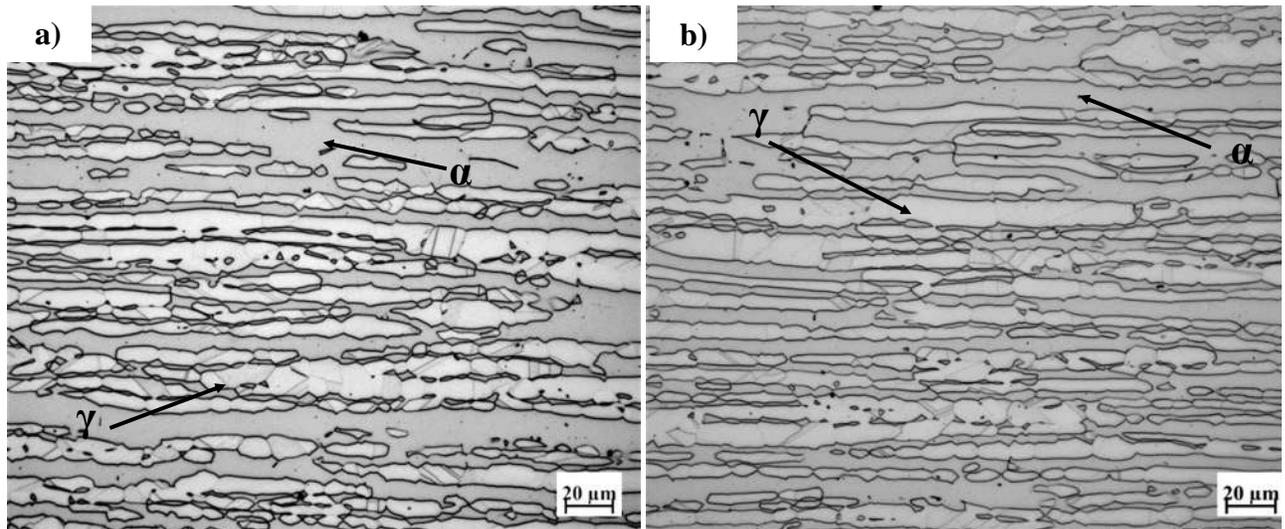
Una vez realizados los ensayos de tensión de la unión soldada disímil en los tres niveles de aporte térmico, se seleccionó una probeta representativa por cada condición, con el objeto de evaluar y analizar las características de las fracturas. Este estudio se realizó en el microscopio electrónico de barrido (MEB), se tomaron imágenes con distintas magnificaciones y se realizaron análisis químicos puntuales en ciertas zonas de interés. Las muestras se cortaron a 1.2 cm de longitud como base el pico más elevado de la fractura hacia la base de la probeta y teniendo el debido cuidado de no contaminar ni dañar la superficie de la fractura.

## CAPITULO IV. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

### 4.1 Caracterización microestructural del MB

#### 4.1.1 Acero AISD 2507

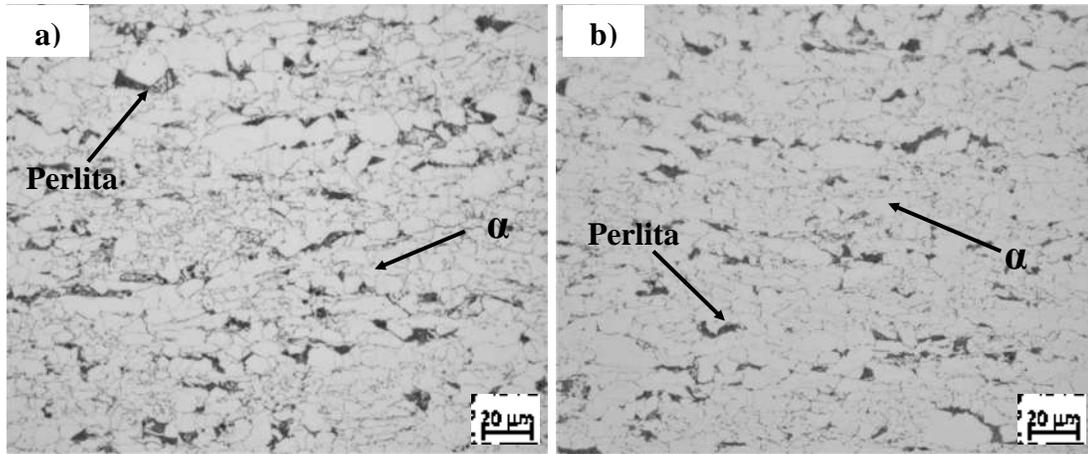
La microestructura en condición de llegada del AISD 2507, presenta una fase bifásica constituida por dos fases: la fase ferrita ( $\alpha$ ) y la fase austenita ( $\gamma$ ), como se muestra en la Figura 4.1. Se tiene un porcentaje aproximado de 48.5% de ferrita y 51.5% austenita, además podemos observar granos alargados y presencia de maclas debido principalmente al proceso de laminación durante el proceso de fabricación.



**Figura 4.1** Micrografía óptica de la microestructura del MB del AISD 2507. a) sentido longitudinal b) sentido transversal.

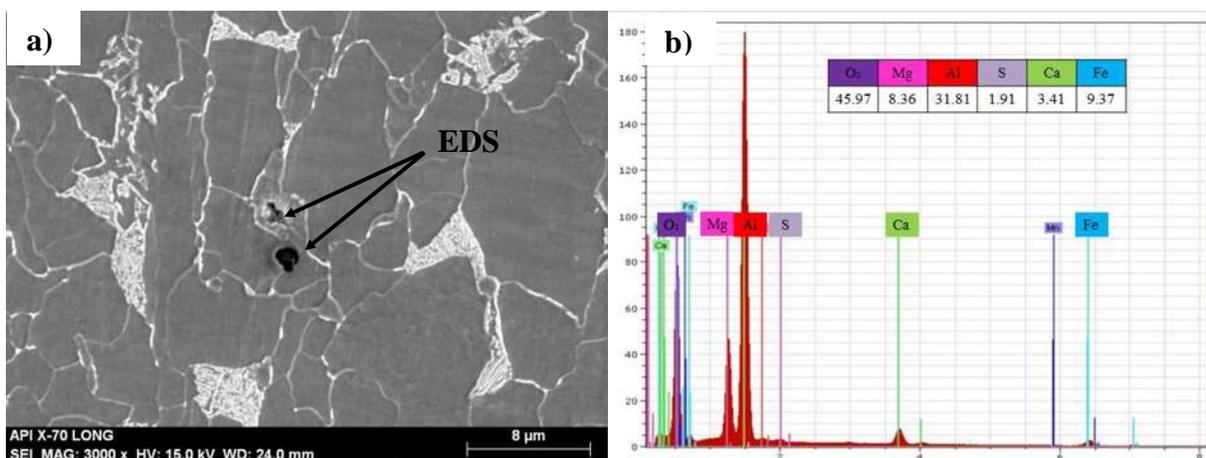
#### 4.1.2 Acero API X-70

La microestructura típica que presenta este tipo de acero API X-70 consiste en ferrita poligonal y perlita como se muestra en la Figura 4.2. El acero API X-70 presenta un tamaño de grano menor que oscila entre los 10 a 15  $\mu\text{m}$  coincidiendo con lo reportado por Godefroid y col.[41]. Se tiene una fracción de porcentaje aproximado de 92% de ferrita y 8% de perlita.



**Figura 4.2** Micrografía óptica de la microestructura del MB del acero API X-70. a) sentido longitudinal b) sentido transversal.

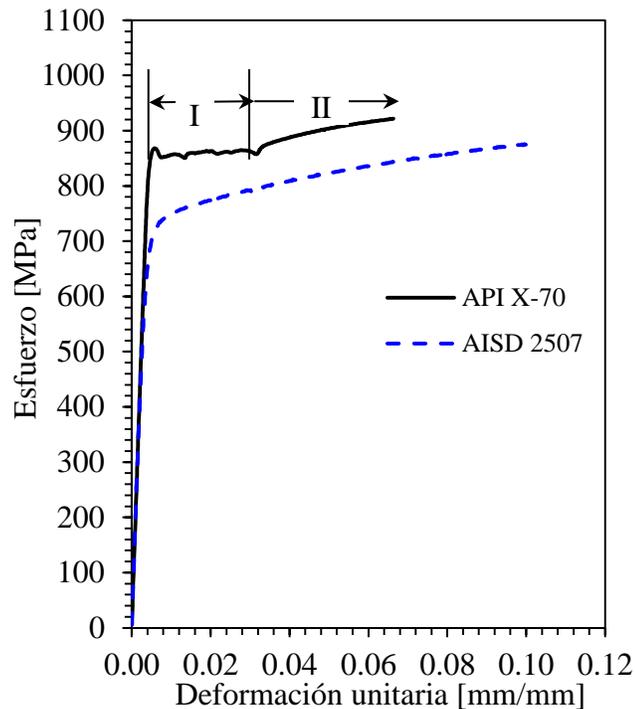
Mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), se encontraron presencia de inclusiones compuestas principalmente por Fe, Mn, S, Al, Mg y Ca con una forma esférica debido a la adición de Ca, como se aprecia en la Figura 4.3, esto debido a la influencia de elementos aleantes como Nb, Ti, V que contribuyen a la formación de estas inclusiones durante el proceso de fabricación. Estos elementos pueden formar (Fe, Mn) S, MnS, e inclusiones globulares o Fe-Mn-S, coincidiendo con los resultados experimentales de otros autores [57-59]. Las inclusiones alargadas juegan un papel perjudicial en las propiedades del material como la resistencia al agrietamiento inducido por hidrógeno.



**Figura 4.3** Micrografía del MB obtenidas por MEB del acero APIX-70: a) presencia de inclusiones y b) espectro de análisis químico de las inclusiones (% atómico).

## 4.2. Ensayos de tensión uniaxial en los MB

En la Figura 4.4 el comportamiento de la curva esfuerzo-deformación de los materiales en condición de recibido (metal base) AISD 2507 y API X-70, con los datos experimentales se realizó un ajuste de regresión lineal en la parte elástica de los diagramas  $\sigma$ - $\epsilon$  y se obtuvo el módulo elástico ( $E$ ) de las diferentes probetas. Como puede observarse en la curva del API X-70, después de la región elástica sigue una región (I) en la cual ocurre un flujo plástico con un esfuerzo aproximadamente constante hasta un punto en el que comienza a subir el esfuerzo.



**Figura 4.4.** Curva esfuerzo-deformación de los MB API X-70 y AISD 2507.

En este punto, termina el flujo plástico a esfuerzo constante e inicia el endurecimiento por deformación (región II). También se calcularon los valores del esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ) ( usando la compensación del 0.2% en la curva del AISD) y del esfuerzo último de tensión (UTS) en ambos aceros. El acero API X-70 presentó una mayor resistencia mecánica en comparación con el acero AISD 2507, esto puede ser debido a que el acero API X-70 sufrió una deformación plástica para proporcionarle su forma final de placa. Esto causó un endurecimiento por deformación. El incremento en la resistencia mecánica debido al endurecimiento produce una reducción en la ductilidad del material.

Por otra parte, el AISD 2507 presenta una curva con una transición gradual de la zona elástica a la zona plástica además de una mejor ductilidad .

La Tabla 4.1 muestra las propiedades mecánicas de los MB de los aceros AISD 2507 Y API X-70 en condición de llegada. Cabe mencionar, que las pruebas de tensión se realizaron en sentido de laminación.

**Tabla 4.1** Propiedades mecánicas del MB en condiciones de llegada.

Material	$\sigma_y$	$\sigma_{max}$	E
	[MPa]	[MPa]	[GPa]
AISD 2507	720	930	200
API X-70	870	948	210

### 4.3 Caracterización macro y microestructural de la unión disímil.

Los perfiles de las uniones soldadas se muestran en la Figura 4.5. El porcentaje de dilución se calculó de acuerdo a la siguiente relación, los resultados se muestran en la Tabla 4.2 [11].

$$D = \frac{A_1 + A_2}{A_1 + A_2 + A_3}$$

Dónde:

$D$  = Coeficiente de dilución.

$A_1 + A_2$  = Área de la zona mezclada entre los materiales base y el metal de aporte depositado.

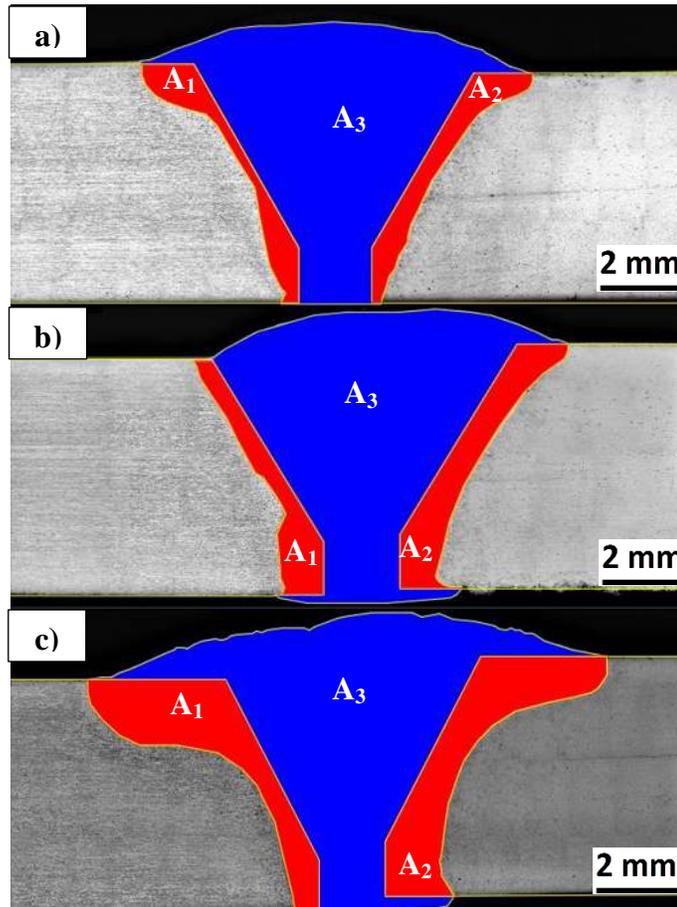
$A_3$  = Área del metal base depositado.

**Tabla 4.2.** Cálculo de porcentaje de dilución de las uniones soldadas disímiles.

Aporte térmico	$A_1$	$A_2$	$A_3$	$D$	% $D$
Bajo	4.52	4.81	35.99	0.2058	20.58
Medio	4.83	6.98	37.31	0.2406	24.06
Alto	12.15	13.05	42.71	0.3707	37.07

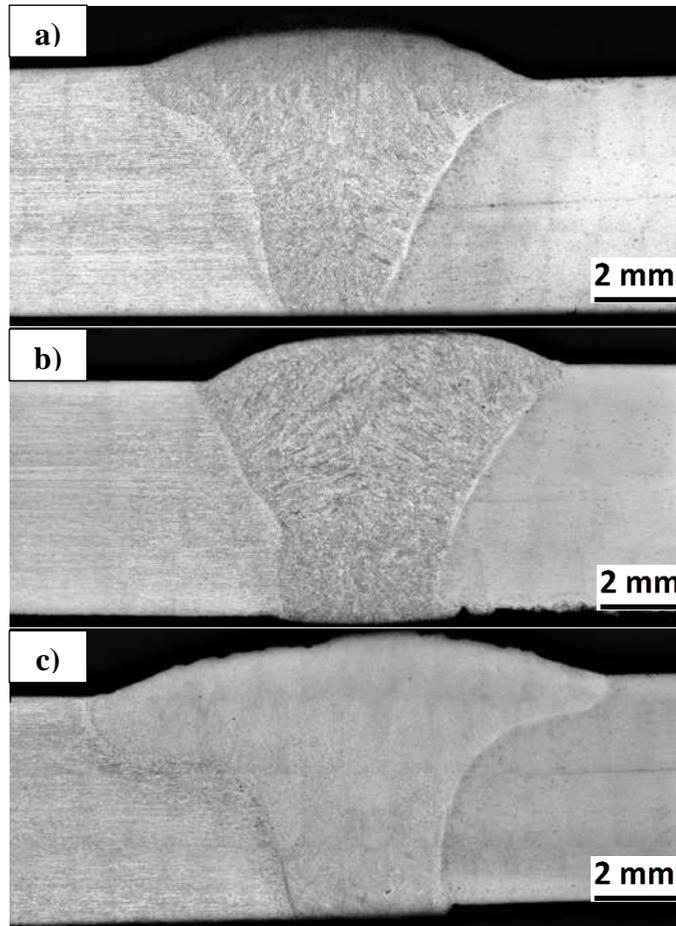
Como se puede observar en la Tabla 4.2, las áreas de dilución son más pequeñas en el aporte térmico bajo y medio, lo cual puede relacionarse con el hecho de que se requiere más energía por

unidad de masa para fundir el material en comparación con un nivel de aporte térmico alto, por lo que, al ir suministrando más calor más masa se va derritiendo del material base lo cual nos indica tener un mayor o menor porcentaje de dilución.



**Figura 4.5** Perfiles de unión soldada delimitadas por áreas para el cálculo de porcentaje de dilución en los tres niveles de aporte térmico: a) bajo, b) medio y c) alto.

La Figura 4.6 muestra los perfiles de la sección transversal al cordón de soldadura de los tres niveles de aporte térmico. Las soldaduras presentaron una apariencia sana realizada en una sola pasada, de acuerdo a inspección visual, exhiben buena fusión y penetración completa, así como también sobre-monta y/o refuerzo adecuado en el cordón de vista y libres de imperfecciones como falta de fusión, fisuración, socavados, inclusiones y/o poros.



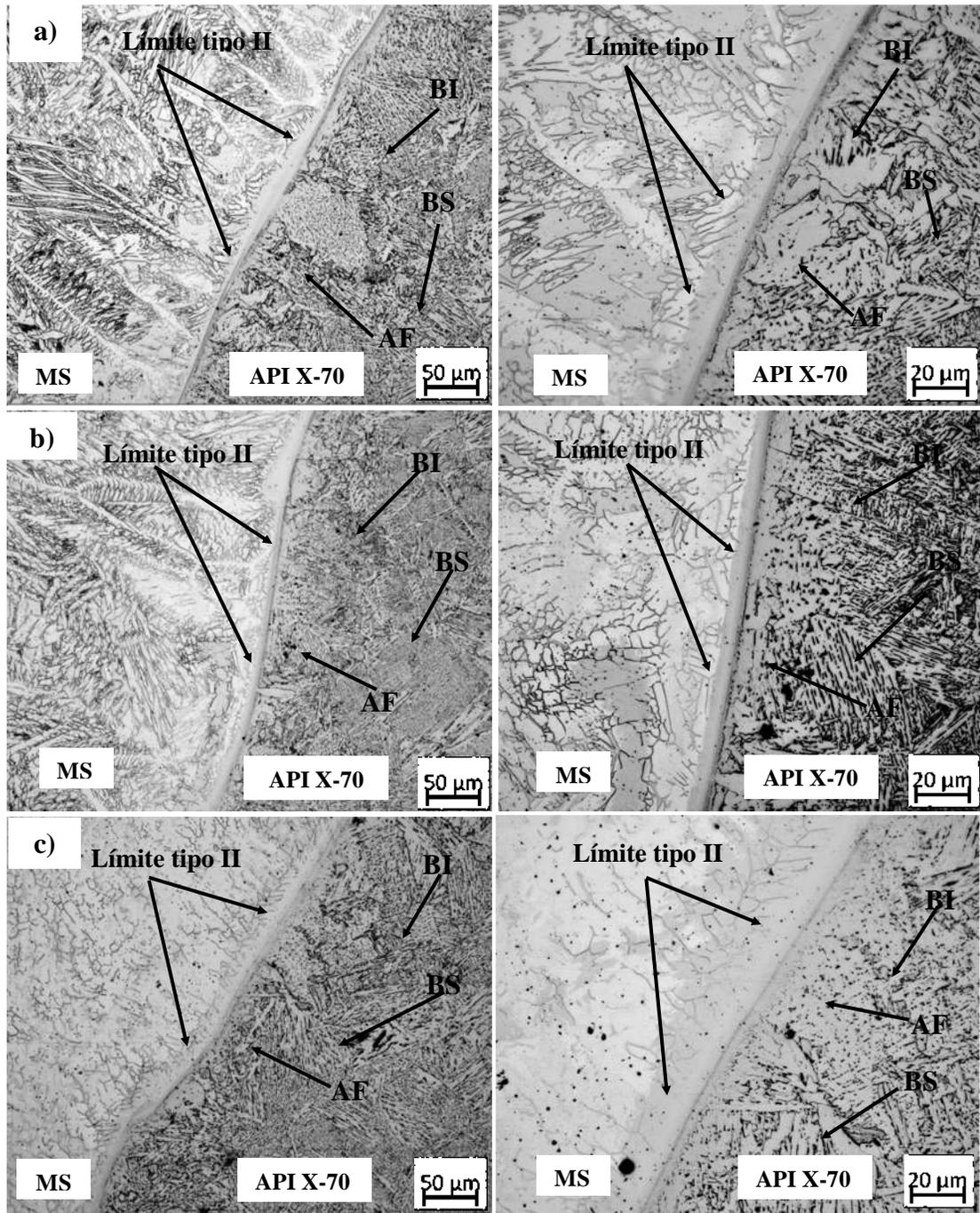
**Figura 4.6** Macrografía típica de la vista transversal de la unión soldada de los tres niveles de aporte térmico: a) bajo, b) medio, c) alto.

#### ***4.3.1 Caracterización microestructural de la ZAT y línea de fusión del acero API X-70***

En la Figura 4.7 a), b) y c) se muestran imágenes de MO de la unión disímil API X70/AISD 2507, en la cual se puede apreciar que el modo de solidificación adyacente al límite de fusión de estas presenta una diferencia marcada respectivamente. En la Figura 4.7a) y b) se aprecia un modo de solidificación columnar-dendrítico. Por otro lado, la Figura 4.7 a), b) y c) presenta un tipo de límite II, que puede ser atribuido a la diferencia en composición entre el metal de soldadura (ER-2209) y el material base (API X70), así como a la segregación de elementos aleantes, impurezas en los materiales y diferencias en los porcentajes de dilución.

Otros investigadores [1, 48, 49, 60] encontraron resultados similares con la presencia de límite tipo II, la cual es atribuida a las diferencias en la estructura cristalina entre los materiales (electrodo y material base), la mezcla difusional de elementos de aleación e impurezas del metal

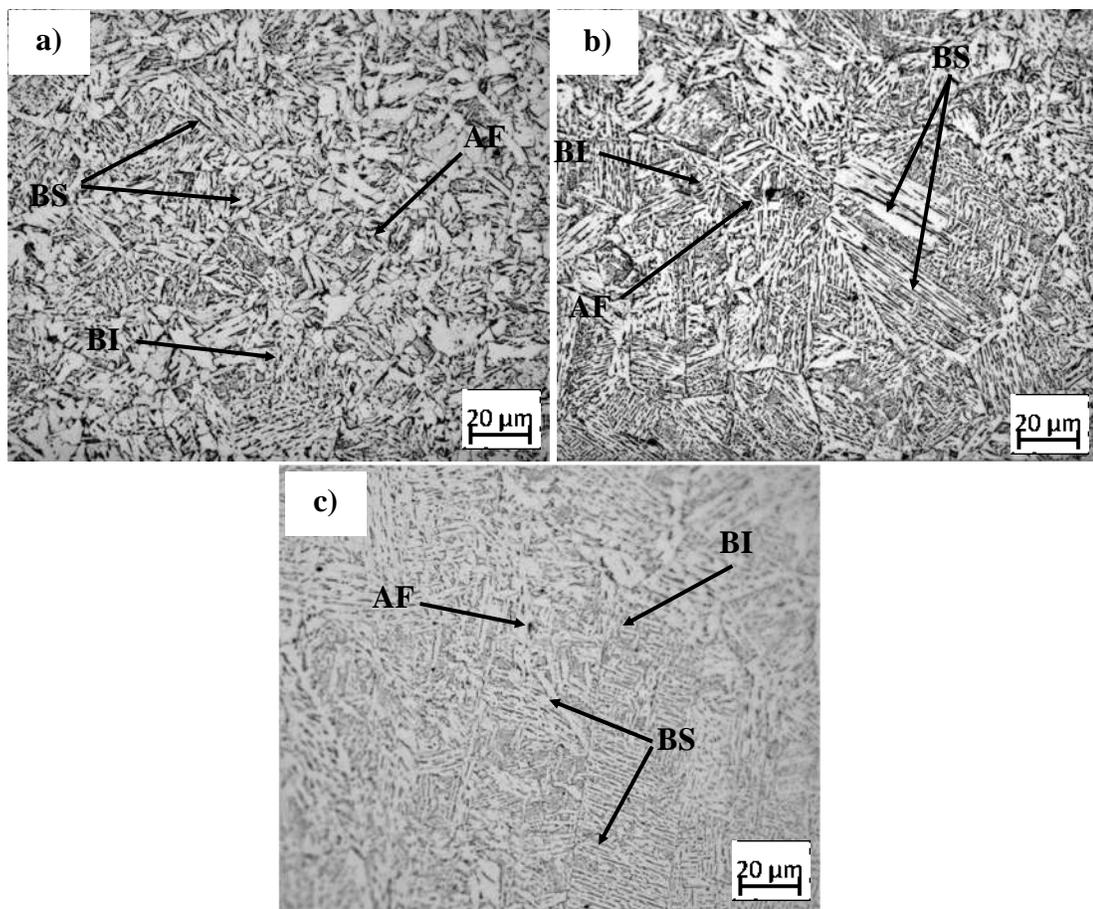
de soldadura y el porcentaje de dilución, el cual afectó el gradiente de composición en el metal de soldadura.



**Figura 4.7** Microscopía óptica de la línea de fusión del acero API X-70/ metal de soldadura (MS) de los tres niveles de aporte térmico: a) bajo, b) medio, c) alto.

Por otro lado, la microestructura que presenta en la ZAT del acero API X-70 como se muestra en la Figura 4.8, está compuesta por bainita superior (BS), bainita inferior (BI) y ferrita acicular

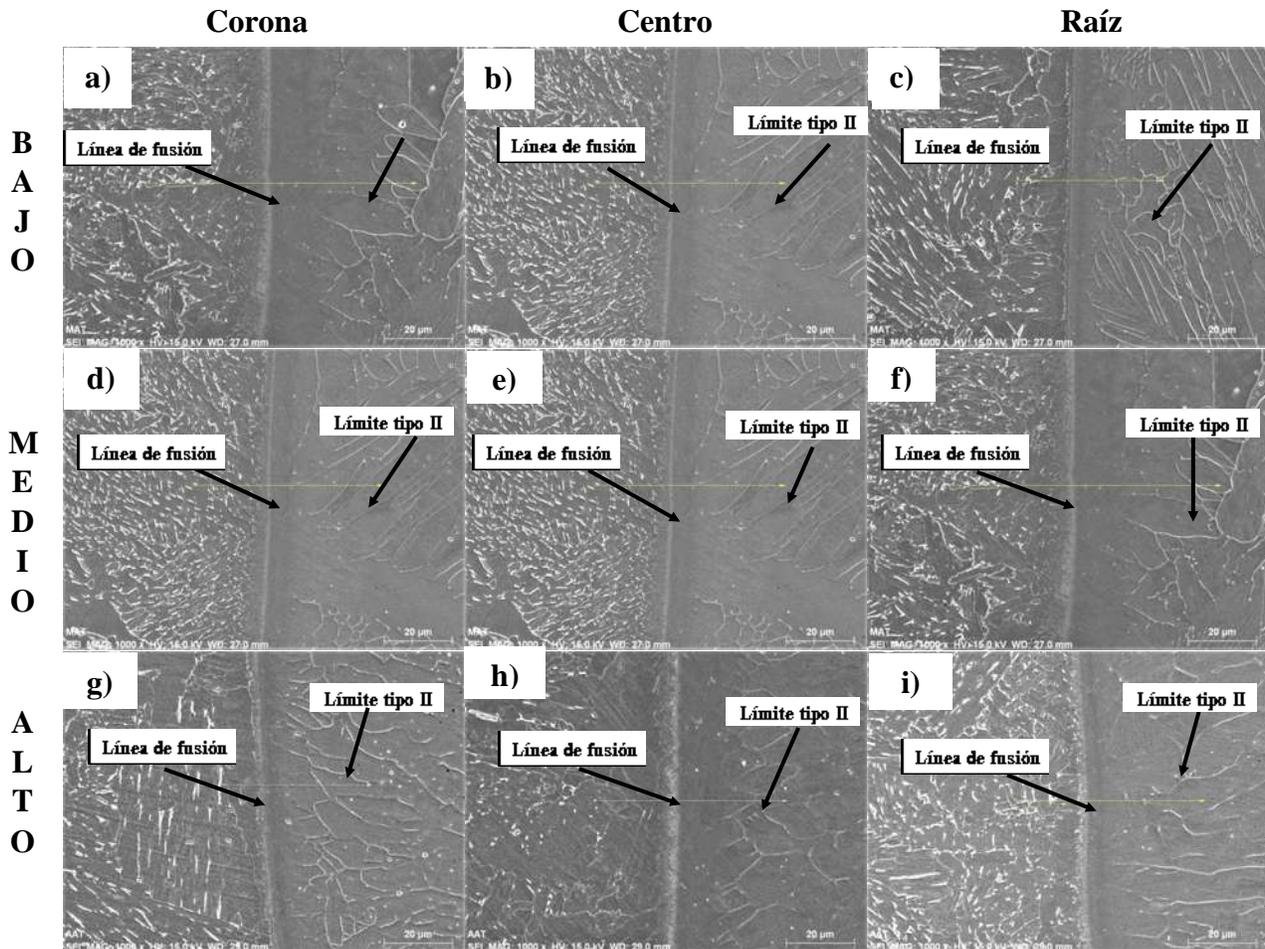
(AF) principalmente, lo cual concuerda con resultados de otros autores [1, 9, 49, 58, 59, 61]. La distinta morfología de la fase bainítica está relacionada con altas velocidades de enfriamiento. Además, un número de estudios revelan efectos benéficos de este tipo de morfología bainítica en las propiedades mecánicas debido a una alta densidad de dislocación en su estructura en forma de listón [9]. La formación de AF está relacionada con la influencia de elementos aleantes del material o en la participación de formación de inclusiones principalmente de Fe, Al, S, Mn [58]. El aumento de la proporción del tipo de morfología de la ferrita depende del aporte térmico y velocidad de enfriamiento, entre mayor contenido se tenga de AF en la microestructura se tiene una mejor resistencia al agrietamiento inducido por hidrógeno (AIH).



**Figura 4.8** Microestructura de la ZAT del acero API X-70 en los tres niveles de aporte térmico: a) Bajo, b) Medio y c) Alto.

La Figura 4.9 muestra la variación en el ancho de la línea de fusión del acero API X-70/MS en diferentes zonas. En la zona de la corona, Figura 4.9 a), d) y g) de los tres niveles de aporte

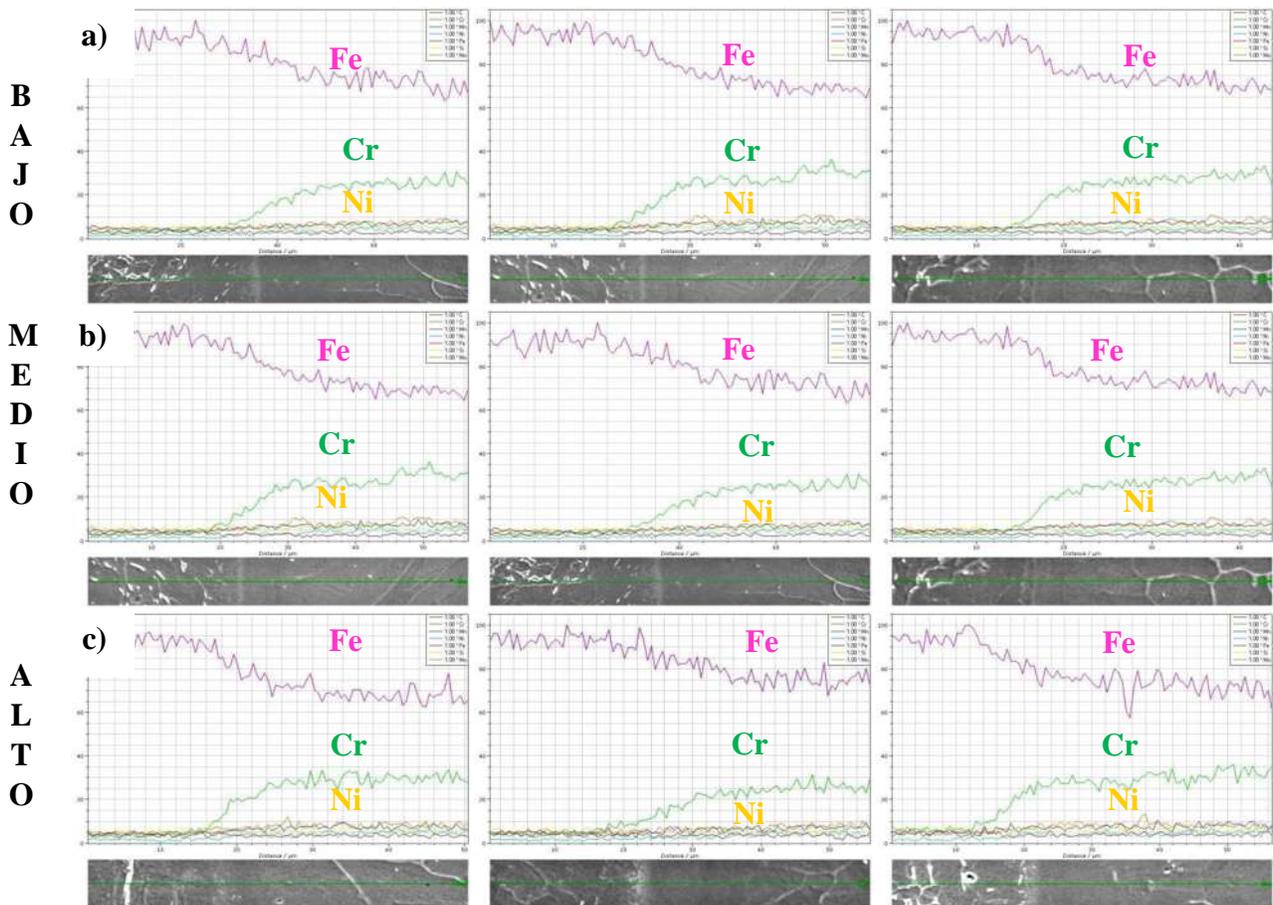
térmico no se aprecia una variación en el ancho de línea de fusión. Para la zona centro, Figura 4.9 b), e) y h) se aprecia un crecimiento en la línea de fusión debido a la velocidad de enfriamiento. La zona de raíz, Figura 4.9 c), f), i) se aprecia una diferencia más notable en la variación del ancho de la línea de fusión, la cual se le atribuye al aporte térmico y velocidad de enfriamiento durante el proceso de soldadura.



**Figura 4.9** Microestructura de la línea de fusión y barridos lineales por elementos entre el MS y API X-70 en los tres niveles de aporte térmico.

Wan y col. [48] encontraron variaciones en el ancho de la línea de fusión en distintas zonas en dos procesos de soldadura distintos. A una velocidad de enfriamiento baja mediante proceso de soldadura MIG resulta una zona de fusión más ancha que por el proceso TIG, lo cual es benéfico para contribuir a mejorar propiedades, especialmente en el agrietamiento inducido por hidrógeno

(AIH). En la Figura 4.10 a), b), c) se muestra un análisis de barrido lineal de los elementos principales en distintas zonas de la línea de fusión, se tiene una concentración de Fe, Cr y Ni en la cual se puede apreciar una disminución del Cr desde el MS hacia la línea de fusión mientras que el Ni hay poca variación en su concentración, lo cual se le atribuye a la difusión del carbono desde el acero API X-70 hacia el metal de soldadura (MS), porcentaje de dilución y velocidad de enfriamiento

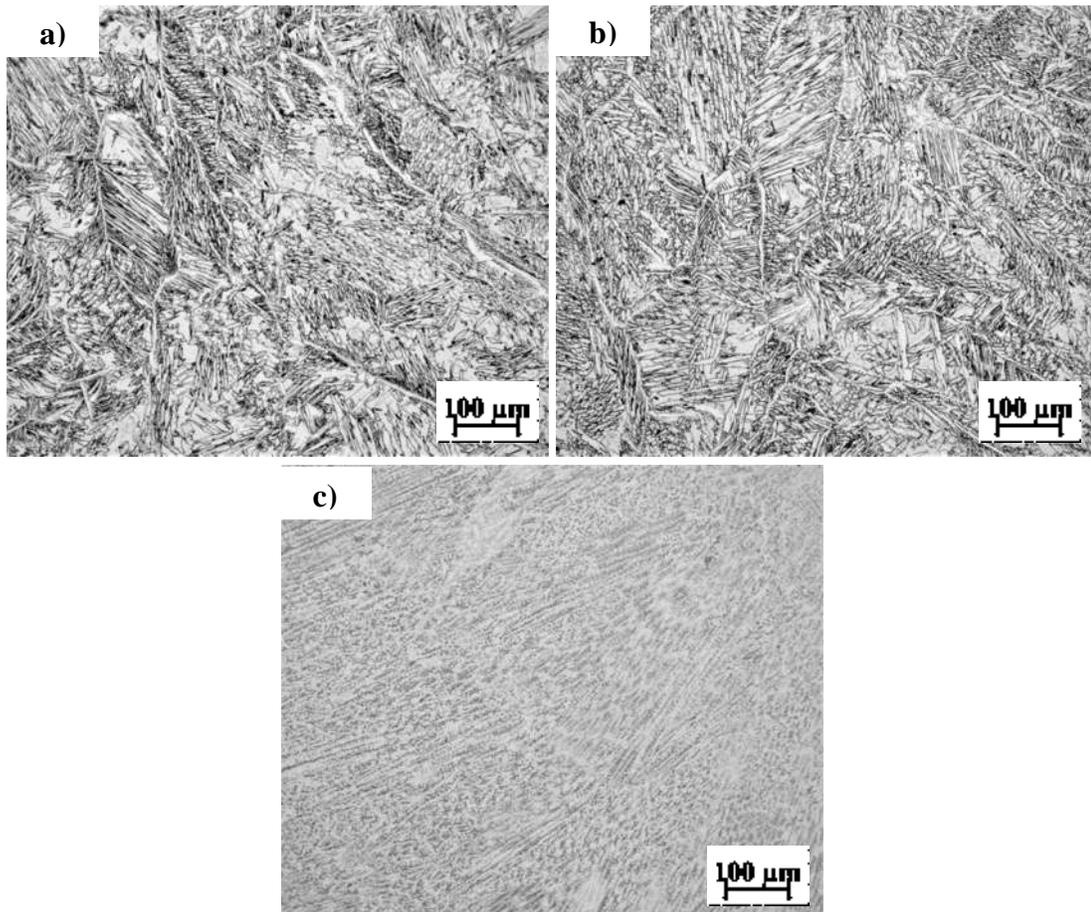


**Figura 4.10** Barridos lineales por elementos químicos entre el MS y API X-70 en los tres niveles de aporte térmico.

### 4.3.2 Caracterización microestructural del metal de soldadura

En la Figura 4.11 a) y b) se observa que predomina la formación de austenita Widdmanstätten dentro de una matriz ferrítica en el metal de soldadura, esto debido a la composición química del electrodo usado, el cual contiene un porcentaje mayor al 5% de Ni, necesario para promover y estabilizar la fase austenita a altas velocidades de enfriamiento [10, 11]. En la Figura. 4.11 c) se

observa una morfología celular-dendrítica con granos más alargados y desvanecidos orientados hacia la migración de la difusión de elementos de MB. Esto es probable que ocurra debido a los diferentes picos de temperatura, velocidades de enfriamiento y coeficiente de dilución generados por los diferentes aportes térmicos, de acuerdo con lo reportado por diversos autores [49, 62].

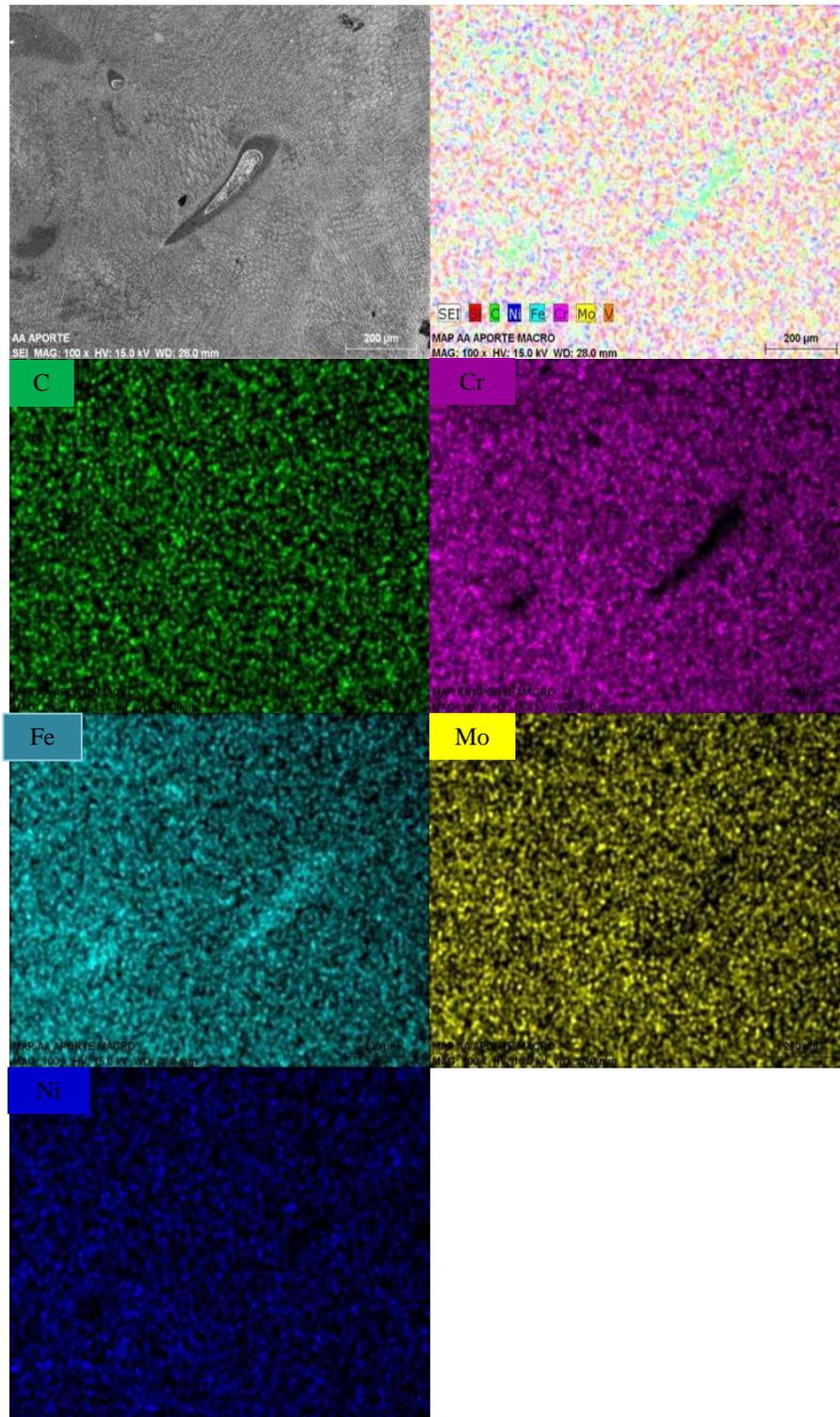


**Figura 4.11** Microestructura del MS de la unión disímil: a) bajo, b) medio y c) alto.

En la Figura 4.12 se observa la presencia de una macro segregación con una forma conocida como “isla”, este tipo de formaciones se le atribuye principalmente a la diferencia de temperaturas de fusión entre el material base y el material de aporte, debido que la temperatura del MB es más alta que la del metal de aporte [9, 63, 64].

En la Figura 4.12 se presenta el análisis realizado por MEB en el MS y límite de fusión correspondientes a las regiones marcadas. En las micrografías se puede observar islas las cuales

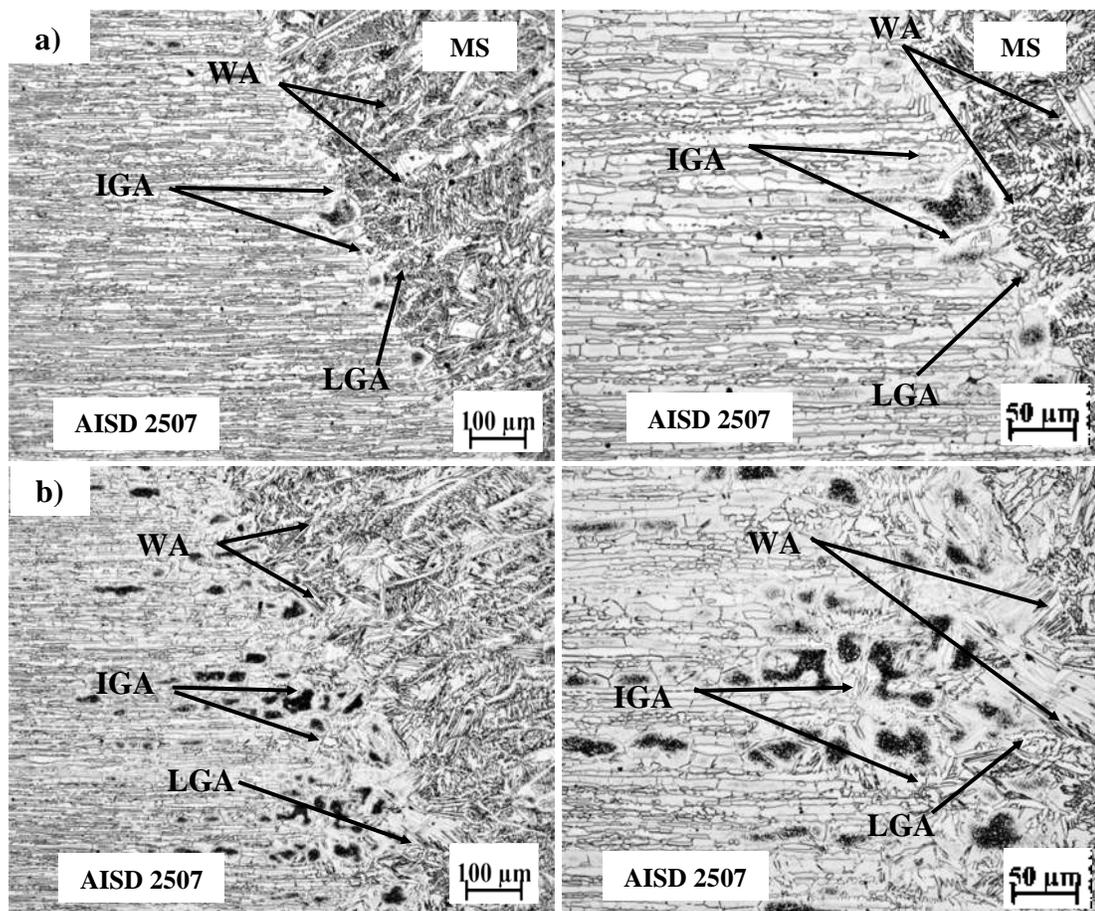
se puede ver claramente en los mapeos elementales la concentración de C, Fe y Mo. Las islas están localizadas en la raíz del cordón y línea de fusión del MS/API X-70.

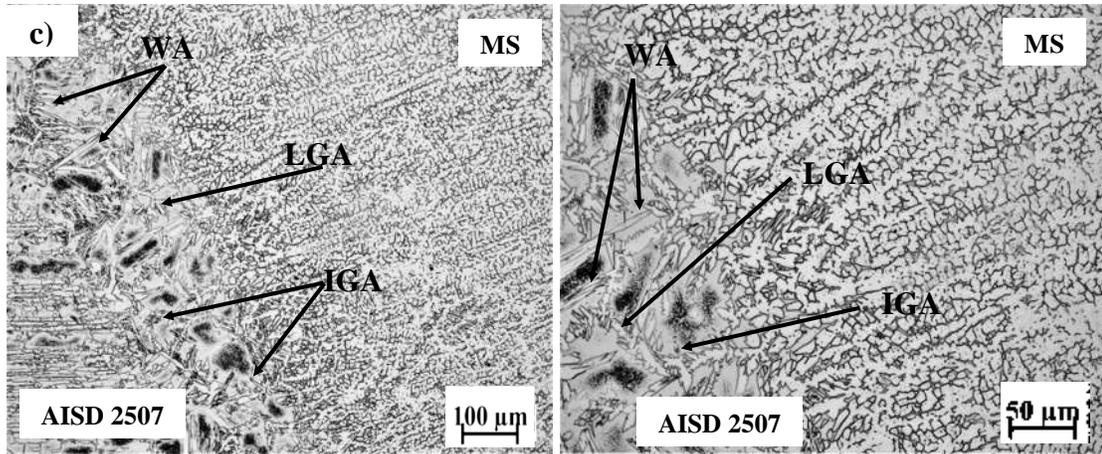


**Figura 4.12** Macrosegregación en el metal de soldadura bajo un nivel de aporte térmico alto.

### 4.3.3 Caracterización microestructural de la ZAT del AISD 2507

La microestructura en la ZAT del AID 2507 consiste principalmente en límites de granos austeníticos (LGA), austenita intragranular (IGA) y austenita Widdmanstätten (AW), en una matriz ferrítica como se observa en la Figura 4.13. También se puede apreciar una variación en la proporción de las morfologías, las cuales se relacionan al ciclo térmico de soldadura. Kellai y col. [62] encontraron que la variación de velocidad de enfriamiento depende del aporte térmico, espesor y composición química del metal de aporte, la cual influye en la cantidad de AW, IGA, GBA y nitrógeno que incrementa a una velocidad de enfriamiento lento particularmente la austenita Widdmanstätten y el tamaño de granos ferríticos se vuelve más fino.

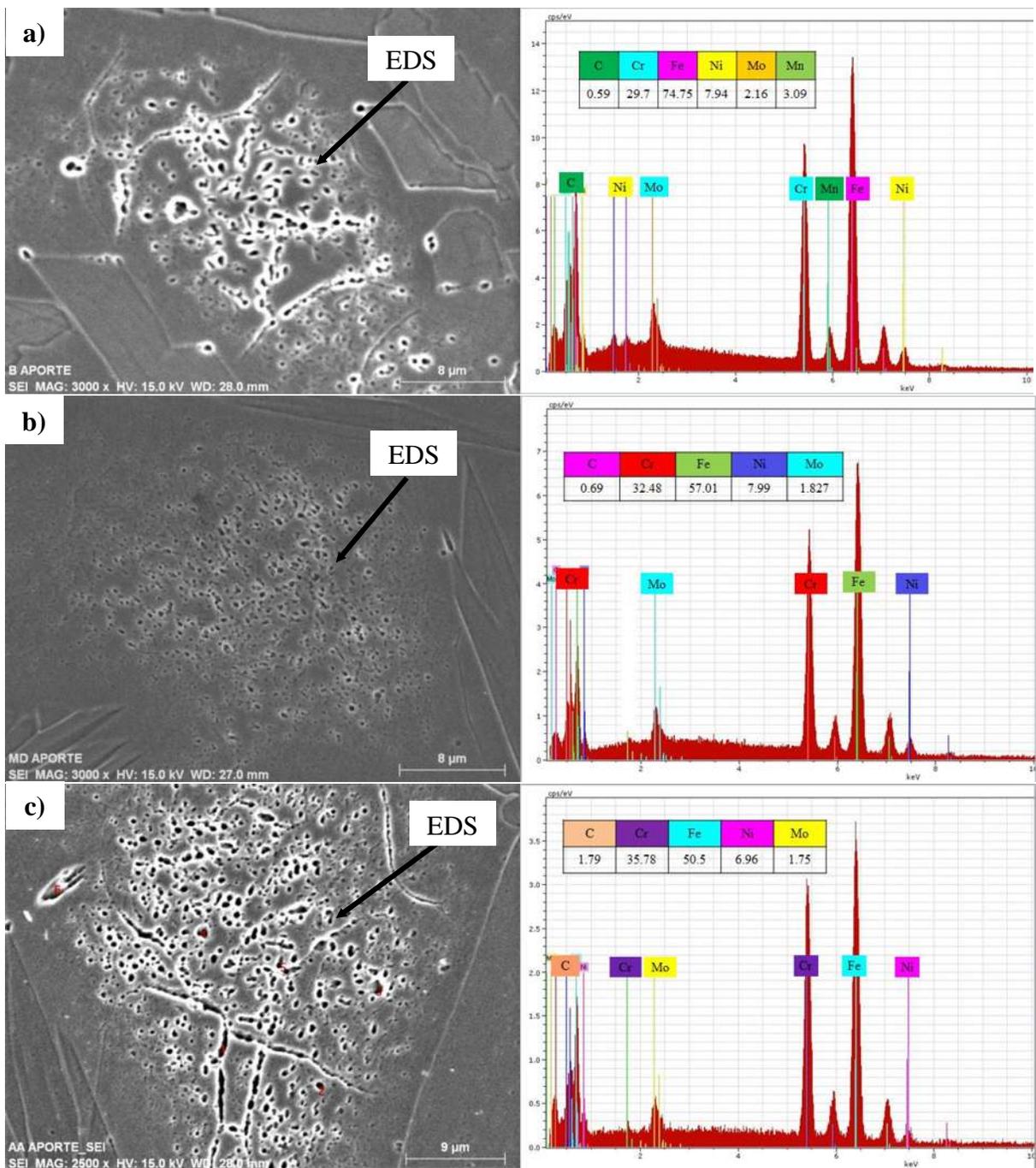




**Figura 4.13** Microscopía óptica de la ZAT del AISD 2507 de la unión disímil: a) bajo b) medio y c) alto.

En la Figura 4.14 se muestra el análisis realizado por MEB en la ZAT del AISD 2507, en el cual se puede observar que se tuvo la presencia de colonias de nitruros de cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ) dentro de una matriz ferrítica, en regiones libres de austenita Widdmanstatten con una variación gradual en los tres niveles de aporte térmico, las cuales se desprendieron por el efecto de par galvánico generando de esta manera picaduras. De esta manera, con ciertas condiciones de soldadura, tales como: nivel de aporte térmico (energía del arco), espesor y temperatura del metal base, éstas regiones podrían experimentar una alta velocidad de enfriamiento, la cual podría observarse en un aumento notable en las colonias de nitruros de cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ).

Diversos autores [11, 21, 22, 65]. Han reportado que para bajos aportes térmicos se tiene una velocidad de enfriamiento rápida, en la cual se tiene un alta fracción de volumen de fase ferrita debido a que el nitrógeno es insoluble en ferrita a bajas temperaturas y la formación de nitruros de cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ) se da tanto en los límites ferrita-austenita ( $\alpha/\gamma$ ) como dentro de una matriz ferrítica. Mientras que, para altos aportes térmicos se logra una velocidad de enfriamiento lenta, la cual da lugar para la formación de austenita y de tener un tiempo suficiente para la distribución de cromo, así como, de nitrógeno para que se difunda y se disuelva en la austenita, reduciendo la cantidad de nitruros de cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ), lo cual traerá beneficios a la resistencia a la corrosión.

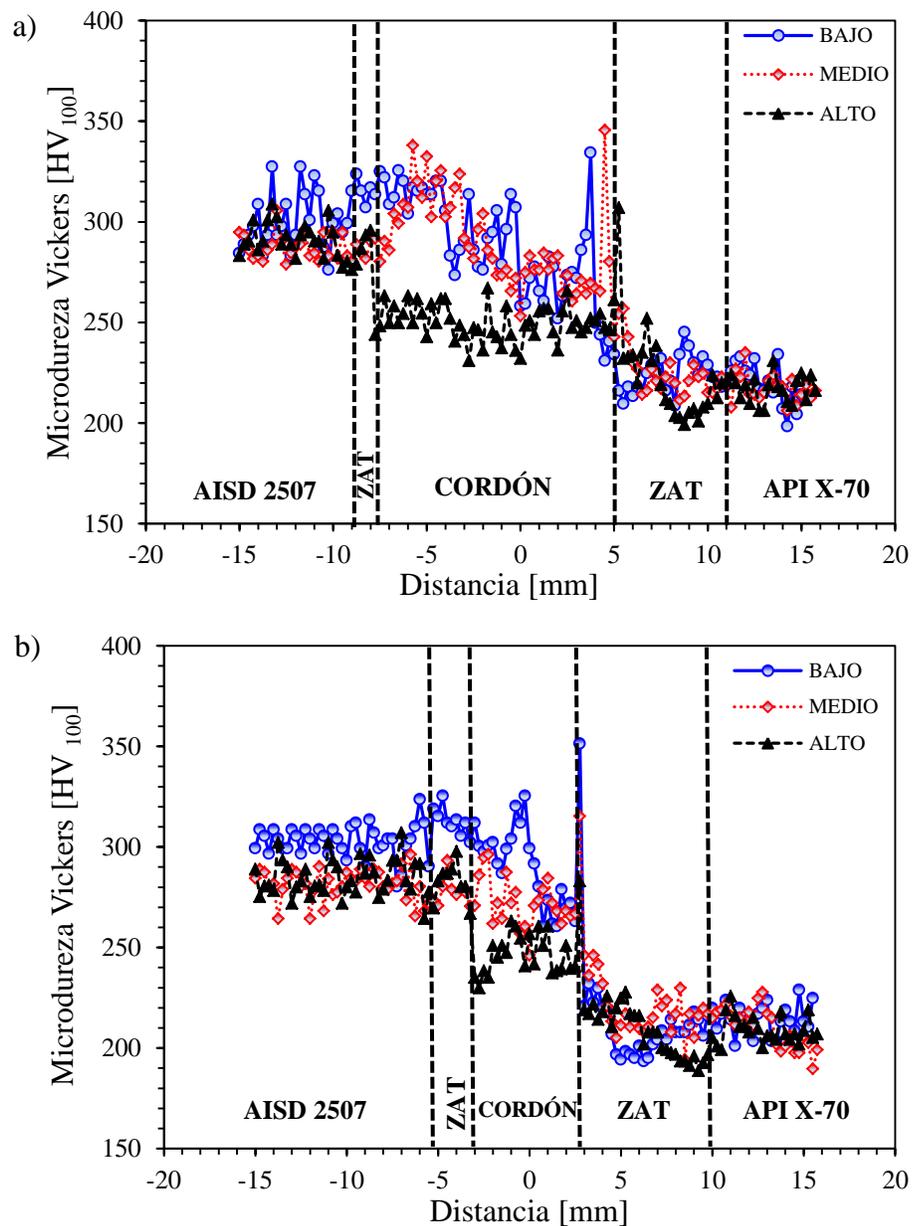


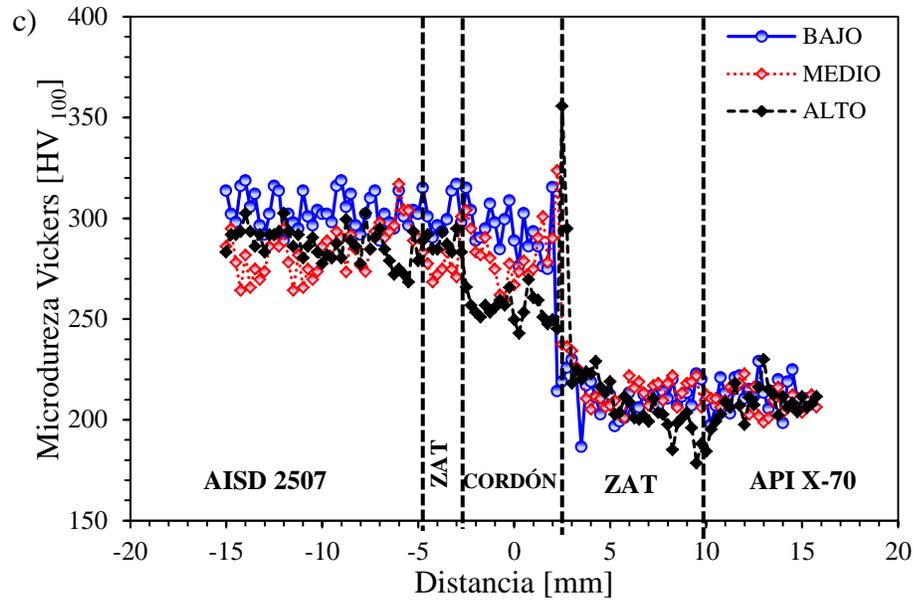
**Figura 4.14** Presencia de colonias de nitruros de cromo en la ZAT del AISD 2507 en tres niveles de aporte térmico y su espectro de análisis químico mediante MEB (% atómico): a) bajo b) medio y c) alto.

## 4.4 Caracterización mecánica de la unión disímil

### 4.4.1 Perfiles de microdureza de la unión soldada disímil

En la Figura. 4.15 se muestran los perfiles de microdureza Vickers de la unión soldada disímil de los tres 3 niveles de aporte térmico en tres zonas de barrido (corona, centro y raíz). Para un mejor análisis se sacaron los promedios en las diferentes zonas de interés como lo son: metal base (MB), línea de fusión (LF), zona afectada térmicamente (ZAT) y metal de soldadura ó cordón (MS) como se puede apreciar en la Tabla.4.3.





**Figura 4.15** Comparación de los perfiles de microdureza de los tres niveles de aporte en tres zonas. a) corona, b) centro c) raíz.

**Tabla 4.3** Microdureza Vickers de la unión soldada disímil [HV<sub>100</sub>].

Nivel	MB	MB	ZAT	ZAT	METAL DE SOLDADURA (MS)		
	AISD 2507	API X-70	AISD 2507	API X-70	CORONA	CENTRO	RAÍZ
BAT					280 ± 5	290 ± 5	290 ± 5
MAT	292 ± 10	210 ± 5	300 ± 10	220 ± 5	275 ± 5	270 ± 5	280 ± 5
AAT					255 ± 5	250 ± 5	255 ± 5

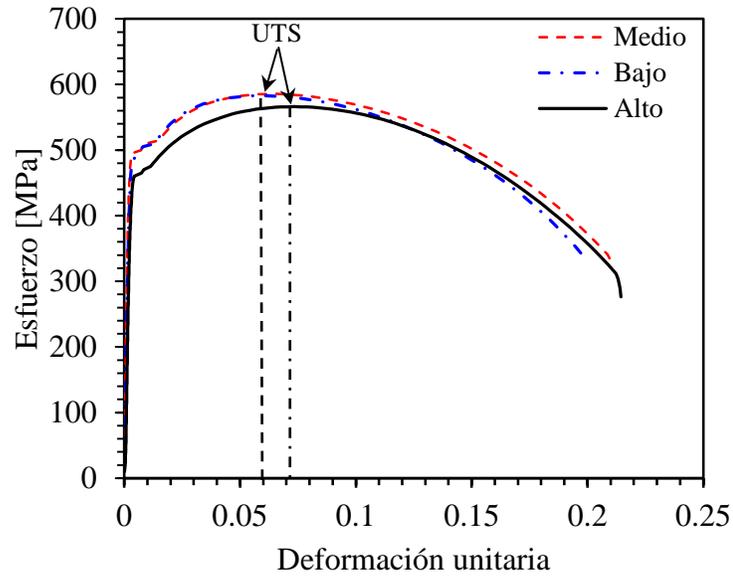
De acuerdo a la Figura. 4.15 se puede apreciar que en los tres niveles de aporte térmico en el MB API X-70 el valor promedio de microdureza es de  $210 \pm 5$  HV lo cual tiene que ver por el tamaño de grano grueso y la presencia de fase perlita con una baja densidad de dislocaciones, mientras que para la ZAT API X-70 muestra una microdureza de  $220 \pm 5$  HV menor al cordón a lo largo de la distinta transformación baínítica la cual se le atribuye a la diferencia en composición química y al ciclo térmico del proceso de soldadura. Mientras que para LF/API X-70 se tienen un aumento notorio en la microdureza la cual se le atribuye a formación de microconstituyentes como carburos debido a la migración del carbono desde el acero API X-70. Por otro lado, la diferencia en la microdureza de la ZAT AISD 2507 y el metal de soldadura puede atribuirse a dos razones; primero a la distinta morfología de la fase austenita y distribución de microconstituyentes como algunos tipos de carburos en el metal de soldadura y segundo a la

variación de proporción de fase ferrita y austenita siendo la primera un ligero aumento debido a la velocidad de enfriamiento que retrasa un poco el crecimiento de fase austenita. La microdureza promedio del MB AISD 2507 es de  $292 \pm 10$  HV lo cual coincide con lo reportado por ciertos autores [1, 48, 49, 66].

#### ***4.4.2. Ensayos de tensión uniaxial en la unión disímil***

En la Figura 4.16 se muestran las curvas  $\sigma$ - $\epsilon$  de la unión soldada disímil (USD) de los tres niveles de aporte térmico. Como se puede apreciar, el efecto del aporte térmico en las probetas a bajo y medio aporte térmico, ambas probetas exhiben esfuerzo de fluencia (500 MPa) y UTS casi idénticos (580 MPa), interesantemente el UTS ocurre en la misma deformación unitaria (0.06). La probeta de alto aporte térmico presenta un efecto térmico más remarcado en las propiedades mecánicas con una disminución en el esfuerzo de fluencia (460 MPa) y el UTS (562 MPa) además de que este esfuerzo ocurre a una mayor deformación (0.021). Como puede observarse en la Figura 4.17 después de la región elástica, las tres curvas presentan al igual que el metal base API X-70 una región (I) en la cual ocurre un flujo plástico con un esfuerzo aproximadamente constante hasta un punto en el que comienza a subir el esfuerzo en forma gradual donde el material comienza a endurecer por deformación.

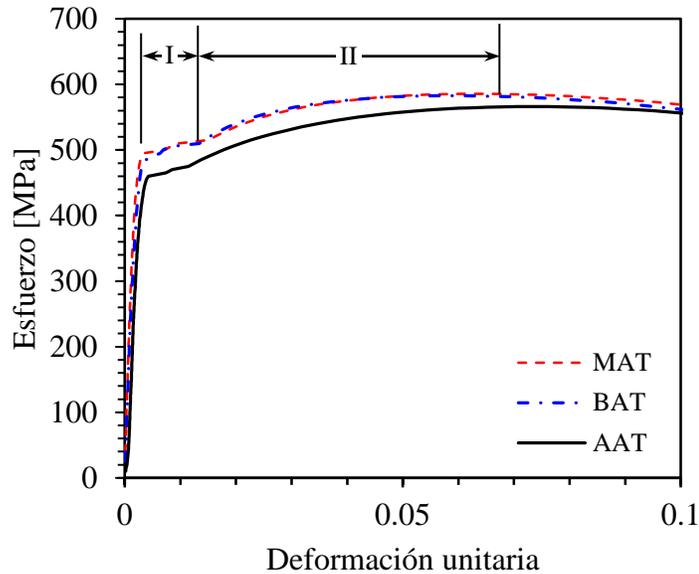
En la Tabla 4.4 se muestran los valores promedios de las propiedades mecánicas y la zona donde ocurre la falla. El ajuste de los parámetros de soldadura de cualquier proceso de soldadura contribuyen a que el electrodo proporcione un control sobre el balance de la microestructura y ciclo térmico de soldadura para garantizar buenas propiedades mecánicas a la unión soldada. Por lo tanto, se puede establecer el rango adecuado del nivel de aporte térmico en cualquier proceso de soldadura en base al punto de fusión, conductividad térmica, composición química y espesor del material, en donde se requiere el empleo de uniones soldadas con diferentes materiales. En nuestro caso esta unión disímil soldada con un alto aporte térmico se ve afectada en sus propiedades mecánicas al no tener un equilibrio adecuado en el balance de fases de la microestructura del metal de soldadura.



**Figura 4.16** Curva esfuerzo-deformación de la unión soldada.

**Tabla 4.4** Propiedades mecánicas obtenidas en los ensayos de tensión.

Nivel de aporte térmico	Esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ) [MPa]	Esfuerzo último ( $\sigma_{UTS}$ ) [MPa]	Módulo de Young [GPa]	Zona de la fractura
Bajo	490	582	210	MB API X70
Medio	500	585	210	MB API X70
Alto	460	566	210	MB API X70



**Figura 4.17** Detalle de la curva esfuerzo-deformación de uniones disímiles AISD-API X70.

#### 4.4.2.1 Análisis de comportamiento en la zona plástica

El proceso de deformación ocurre una vez alcanzado el punto de fluencia en especial a temperatura ambiente. La deformación toma lugar por el deslizamiento de los planos cristalográficos lo cual resulta en el movimiento de dislocaciones a través del cristal. El fenómeno resultante es conocido como *endurecimiento por deformación*. La densidad de dislocaciones aumenta con la deformación o trabajo en frío como resultado de la multiplicación de dislocaciones o la formación de nuevas dislocaciones. Conforme la densidad de dislocaciones aumenta, la movilidad de estas es restringida por otras dislocaciones por lo que el esfuerzo necesario para deformar un metal aumenta al aumentar el trabajo en frío [67].

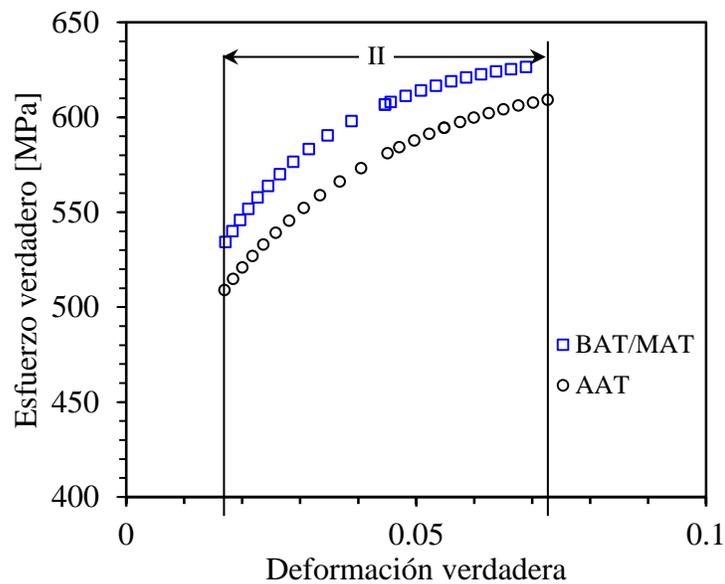
El entendimiento del comportamiento de deformación de los materiales y su respuesta mecánica es de importancia primordial, los esfuerzos de investigación del endurecimiento por deformación de materiales usando datos esfuerzo-deformación en tensión uniaxial, este comportamiento se ha relacionado por medio de modelos que usan funciones de potencia para modelar las curvas esfuerzo-deformación verdaderas obtenidas de ensayos de tensión cuasi-estáticos, de los parámetros de ajustes de estos análisis se obtiene el coeficiente de endurecimiento por deformación y esto puede ser usado en el modelado de componentes estructurales.

En el diagrama esfuerzo-deformación después de la región elástica existe una región donde hay un comportamiento en forma de curva de potencia, conocida como zona de deformación plástica

o como zona de endurecimiento por deformación. Con el propósito de analizar el efecto aporte térmico en los valores  $n_i$  y  $K_i$  de endurecimiento por deformación de las uniones soldadas, se usaron los datos experimentales de ensayos  $\sigma$ - $\varepsilon$  para realizar un ajuste de lineal con los datos de la región II de la Figura 4.18. los datos experimentales se ajustaron al modelo de Hollomon:

$$\sigma = \varepsilon^n K \quad (4.1)$$

Donde  $\varepsilon$  es el coeficiente de endurecimiento por deformación y  $K$  es el módulo plástico un parámetro de ajuste con unidades de esfuerzo Para la mayoría de los metales, el exponente de endurecimiento de Hollomon cae en el rango de valores de 0.10-0.50.



**Figura 4.18** Detalle de la curva esfuerzo-deformación.

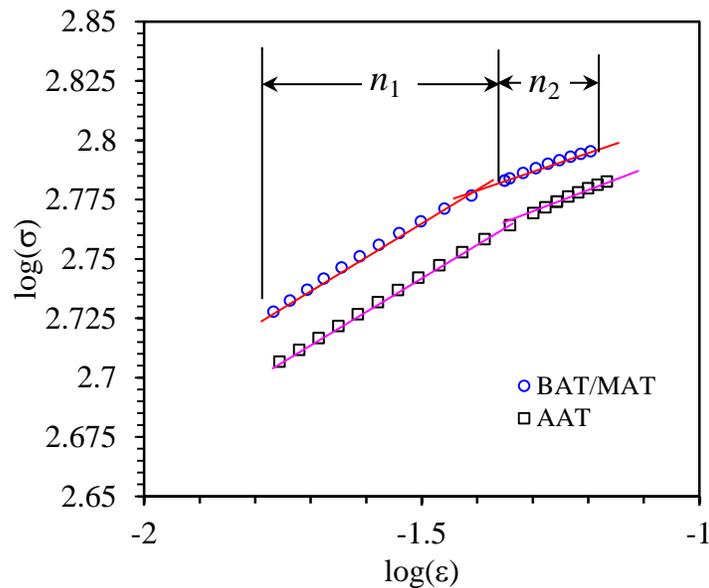
Los valores  $n$  y  $K$  son obtenidos. al linearizar la ecuación 4.1 de la siguiente forma:

$$\log \sigma = n \log \varepsilon + \log K \quad (4.2)$$

La linealización fue conducida tomando los valores de esfuerzo verdadero ( $\sigma_v = \sigma + e$ ) y deformación verdadera ( $\varepsilon_v = \ln(1 + e)$ ) donde  $e$  es la deformación de ingeniería. La gráfica  $\log(\sigma)$ - $\log(\varepsilon)$  de los datos experimentales para los aportes térmicos bajo y/o medio y alto es mostrada en la Figura 4.19. Como se puede observa en la Figura 4.19, a pesar del proceso de linealización, los datos experimentales de las probetas AAT y BAT/MAT no ajustan en una línea

recta a lo largo de toda la región II, y los datos siguen una doble pendiente  $n_1$  y  $n_2$ . Este tipo de comportamiento de doble pendiente se ha reportado para algunos materiales y sugiere que material presenta dos etapas de endurecimiento por deformación [68].

Los resultados del modelado se presentan en la Tabla 4.5 donde aparecen los exponentes de endurecimiento por deformación de Hollomon ( $n_i$ ) y las constantes ( $K_i$ ) de las muestras BAT/MAT y AAT. El efecto del aporte térmico impacta en los valores de  $n_i$  y  $K_i$  y estos cambian ligeramente, para la probeta AAT el coeficiente de endurecimiento  $n_1$  aumenta aproximadamente 3.8 % con respecto al de las probetas BAT/MAT. Con respecto al valor de la constante  $K_1$ , es aproximadamente 3.4% menor al de las probetas BAT/MAT. Por otra parte, el coeficiente de endurecimiento por deformación  $n_2$  tiene un cambio mayor y aumenta aproximadamente 27.5% en la probeta AAT, mientras que el cambio en la constante  $K_2$  de la probeta AAT es menor ya que aumenta aproximadamente 2.6% con respecto a las probetas BAT/MAT.



**Figura 4.19** Linearización del modelo de Hollomon de datos experimentales de la zona plástica de los tres niveles de aporte térmico.

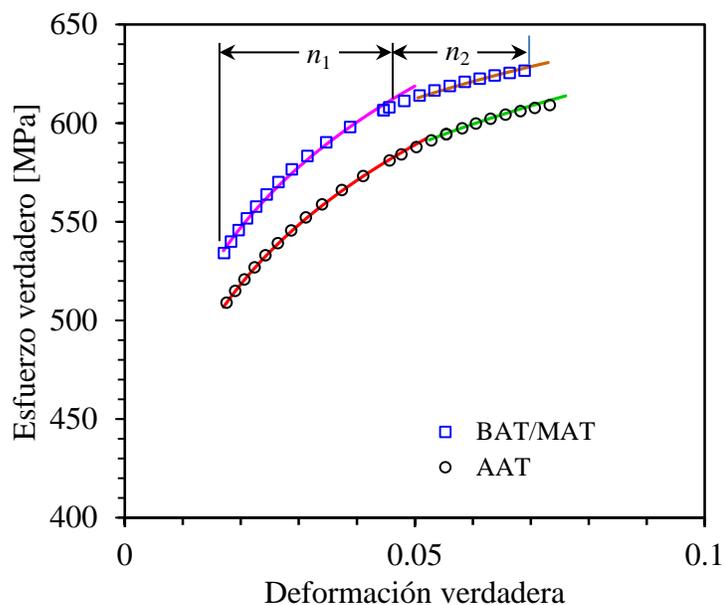
En la Figura 4.20 se muestran los resultados experimentales y del modelo de Hollomon utilizando las constantes de ajuste para los tres aportes térmicos, como puede observarse, el uso de una pendiente, limitaría el uso del modelo a un rango menor de deformación y el modelo tendería a

sobre estimar los valores de esfuerzo deformación. Este efecto es más notable en las probetas de BAT y MAT.

**Tabla 4.5** Valores de exponente de endurecimiento y módulo plástico.

Muestra	$n_1$	$K_1$ [MPa]	$n_2$	$K_2$ [MPa]
BAT	0.1343	925.34	0.0784	774.46
MAT	0.1343	925.34	0.0784	774.46
AAT	0.1394	894.33	0.100	794.33

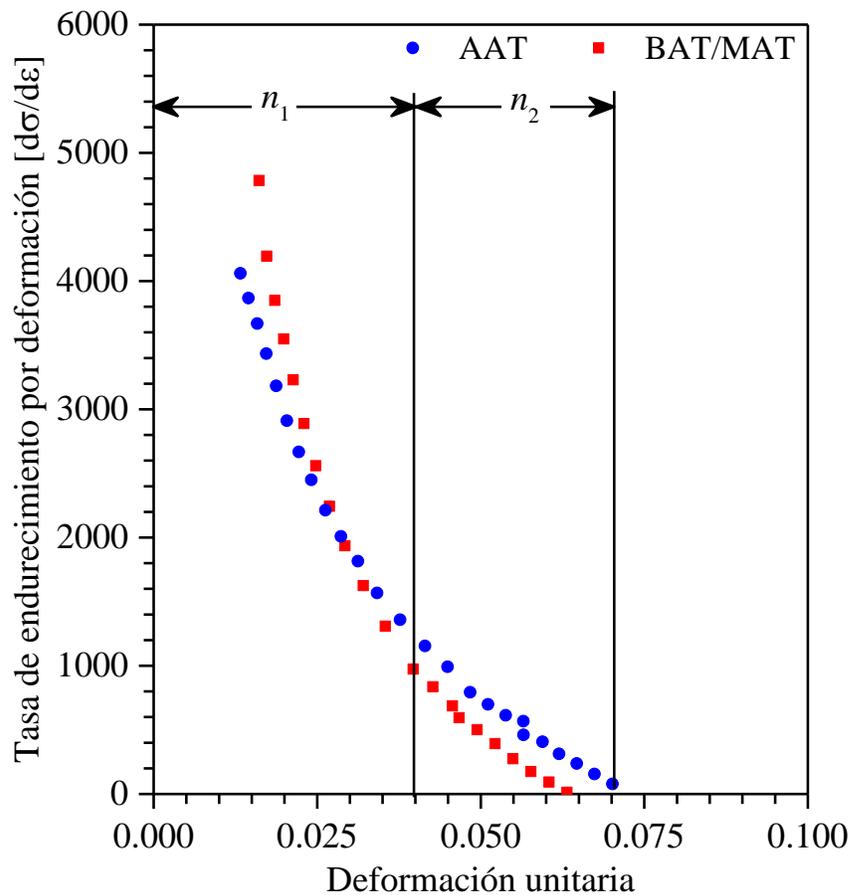
De esta manera, se concluye que los parámetros obtenidos mediante el modelo de Hollomon pueden ser usados para modelar la parte plástica de las curvas de esfuerzo-deformación verdaderas de las uniones disimiles estudiadas.



**Figura 4.20** Comportamiento  $\sigma$ - $\epsilon$  mediante el modelo de Hollomon de la unión soldada:

La Figura 4.21 muestra los resultados de la tasa de endurecimiento por deformación ( $d\sigma/d\epsilon$ ) en función de la deformación verdadera. Se observa que en la etapa de endurecimiento  $n_1$ , la tasa de endurecimiento por deformación cambia más rápidamente en la muestras BAT/MAT en el rango

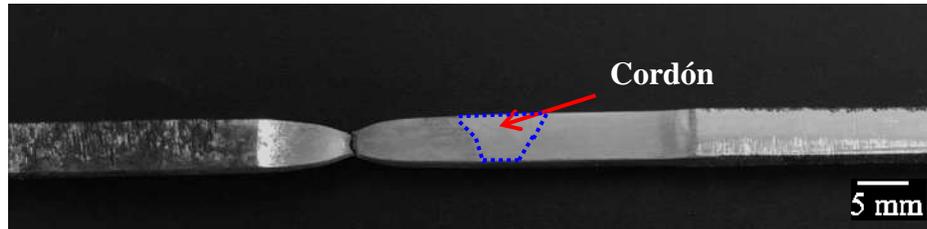
de deformaciones 0.015 a 0.04. Después de que se alcanza el valor de 0.04 de deformación, la tasa de endurecimiento por deformación de ambas muestras es muy parecido como se muestra en la Tabla 4.5. Es sabido que cuando un cristal es deformado plásticamente se da una generación de dislocaciones generándose movimiento y acumulación y es esta acumulación es la que hace que un material se endurezca por deformación. Los resultados experimentales sugieren que el aporte térmico se caracteriza en este tipo de uniones soldadas en la manera de como influye la forma en la que la unión disímil endurece.



**Figura 4.21.** Tasa de endurecimiento por deformación de uniones soldadas con BAT/MAT y AAT.

El origen de falla en todas las probetas se genera en el MB del acero API X-70 a la misma distancia tomando como referencia el centro del cordón de soldadura donde se tiene una dureza menor en comparación con las demás zonas, debido a la microestructura que presenta

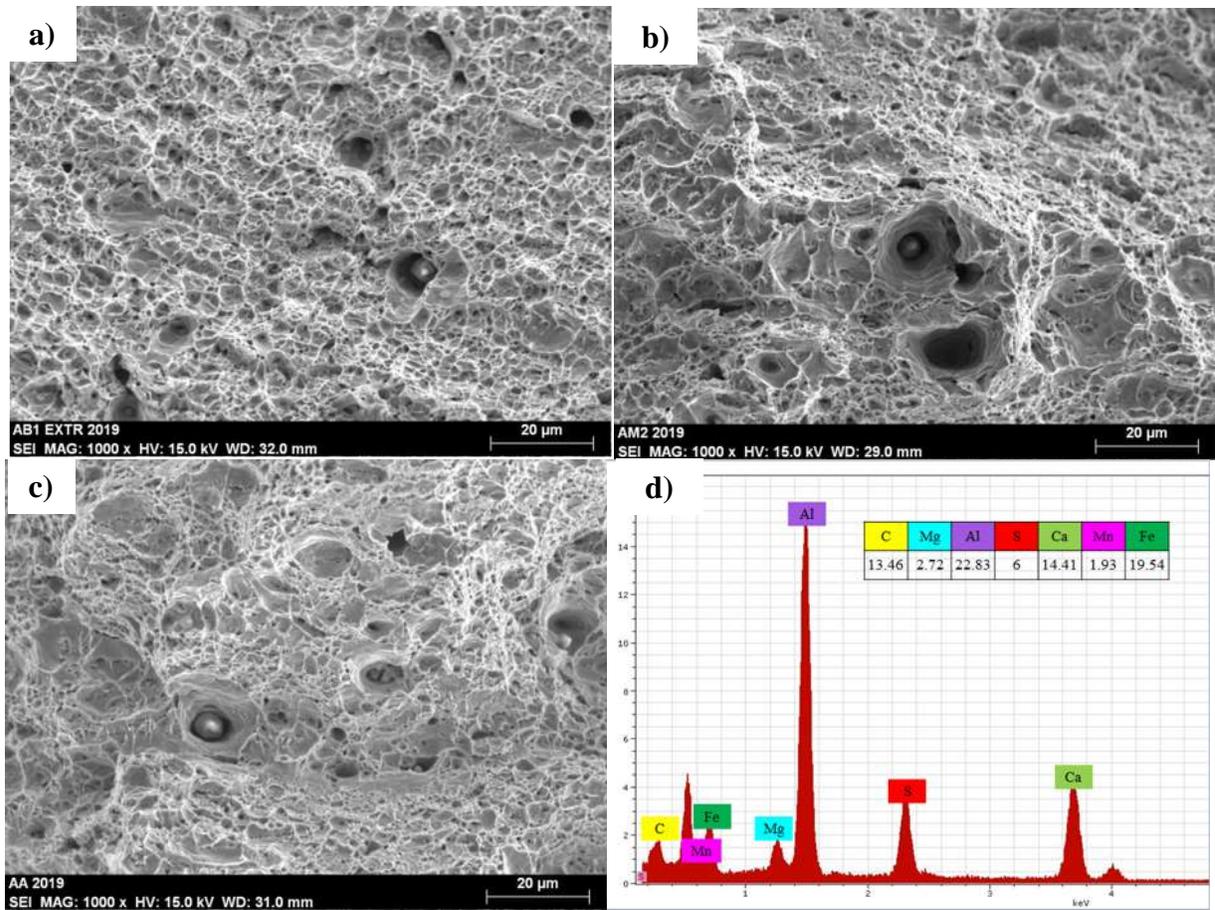
principalmente de ferrita y perlita, siendo ésta última la que presenta una baja densidad de dislocaciones y por consecuencia disminuye su resistencia y ductilidad, como se muestra en la Figura 4.22.



**Figura 4.22** Imagen de vista superior correspondiente a la fractura posterior al ensayo de tracción de probeta.

En la Figura 4.23 a), b) y c) se muestra el tipo de falla para ambas condiciones de soldadura las cuales presentaron un comportamiento predominantemente dúctil y se caracteriza por la formación de hoyuelos que están relacionados con la coalescencia de microhuecos en inclusiones o precipitados y en donde una grieta dúctil se propaga a través de la interfaz de inclusión/ matriz donde las propiedades no se ven afectadas por el esfuerzo. Por lo que la etapa de propagación de la fractura dúctil depende de la coalescencia vacía, la cual está determinada por la resistencia y ductilidad de la matriz [69].

En la Figura 4.23 mediante un análisis químico se puede apreciar la presencia de inclusiones ricas en Al, Ca, S, Fe, así como la microdeformación plástica, nucleación y coalescencia de huecos alrededor de estas inclusiones.



**Figura 4.23** Fractografías de la zona de falla de los tres niveles de aporte térmico: a) bajo, b) medio, c) alto y d) espectro de análisis químico mediante MEB (% atómico).

## CAPITULO V. CONCLUSIONES

- Mediante técnicas de caracterización como: microscopia óptica (MO) y microscopia electrónica de barrido (MEB) así como ensayos de tensión se logró corroborar la composición de la microestructura y comportamiento mecánico de los metales base del acero AISD 2507 y acero API X-70.
- Se logró llevar a cabo la soldadura disímil mediante el proceso de soldadura GMAW estableciendo los parámetros operativos de soldadura adecuados con los tres niveles de aporte térmico: bajo ( $0.658 \text{ kJ mm}^{-1}$ ), medio ( $0.941 \text{ kJ mm}^{-1}$ ) y alto ( $1.350 \text{ kJ mm}^{-1}$ ).
- Con el empleo de técnicas de caracterización como microscopia óptica (MO) y microscopia electrónica de barrido (MEB) se observó la microestructura de las ZAT y del metal de soldadura, en la cual se identificó que el modo de solidificación y ancho de la línea de fusión entre el API X-70 y el ER-2209 presenta variaciones de acuerdo al nivel de aporte térmico y velocidad de enfriamiento, siendo más notable dicha variación en la zona centro y raíz en los tres niveles de aporte térmico: bajo ( $0.658 \text{ kJ mm}^{-1}$ ), medio ( $0.941 \text{ kJ mm}^{-1}$ ) y alto ( $1.350 \text{ kJ mm}^{-1}$ ).
- Gracias a la caracterización microestructural de la unión soldada, nos muestra que se puede lograr mantener la presencia de una transformación bainítica en la ZAT del acero API X-70 para garantizar buenas propiedades mecánicas y que el efecto del aporte térmico en la ZAT del AISD 2507 y metal de soldadura provoca una variación del 20% en su fracción de volumen de las fases de la microestructura bajo tres niveles de aporte térmico: bajo ( $0.658 \text{ kJ mm}^{-1}$ ), medio ( $0.941 \text{ kJ mm}^{-1}$ ) y alto ( $1.350 \text{ kJ mm}^{-1}$ ).
- A través de ensayos de dureza se obtuvieron los perfiles de microdureza, mostrando que el efecto del aporte térmico en la microdureza presenta ligeras variaciones en las tres zonas de barrido en el cordón de soldadura en los tres niveles de aporte térmico: bajo ( $0.658 \text{ kJ mm}^{-1}$ ), medio ( $0.941 \text{ kJ mm}^{-1}$ ) y alto ( $1.350 \text{ kJ mm}^{-1}$ ), mientras que en las demás zonas de la unión soldada su comportamiento es estable.
- Mediante ensayos de tensión se logró conocer la respuesta mecánica de la unión soldada, en la cual, las propiedades mecánicas de dicha unión soldada mostraron una respuesta mecánica similar respecto al valor nominal del MB del acero API X-70 mostrando una elongación muy parecida en los tres niveles de aporte térmico: bajo ( $0.658 \text{ kJ mm}^{-1}$ ),

medio ( $0.941\text{kJ mm}^{-1}$ ) y alto ( $1.350\text{ kJ mm}^{-1}$ ). Mientras que, para un alto aporte térmico ( $1.350\text{ kJ mm}^{-1}$ ) el resto de sus propiedades mecánicas disminuyen gradualmente.

- Con el empleo de microscopia electrónica de barrido (MEB) se logró identificar y analizar las zonas de falla en las probetas sometidas a tensión en los tres niveles de aporte térmico: bajo ( $0.658\text{ kJ mm}^{-1}$ ), medio ( $0.941\text{kJ mm}^{-1}$ ) y alto ( $1.350\text{ kJ mm}^{-1}$ ).
- Mediante el modelo de Hollomon se puede estimar el impacto del efecto del aporte térmico sobre los parámetros  $n_i$  y  $K_i$  en la trayectoria de la deformación plástica antes del cuello de botella y de esta manera con los datos obtenidos se pueden utilizar para modelar la zona plástica de las curvas  $\sigma$ - $\epsilon$  de los tres niveles de aporte térmico.
- En el proceso de soldadura de una sola pasada, la velocidad de enfriamiento es rápida y por ende limita la precipitación de fases intermetálicas como fase sigma ( $\sigma$ ). De esta manera, se pueden manejar tres niveles de aporte térmico: bajo ( $0.658\text{ kJ mm}^{-1}$ ), medio ( $0.941\text{kJ mm}^{-1}$ ) y alto ( $1.350\text{ kJ mm}^{-1}$ ), sin la presencia de dichas fases en la ZAT y metal de soldadura.

## **CAPITULO VI. TRABAJO FUTURO**

- Realizar acumulamiento de daño por fatiga en los tres niveles de aporte térmico.
- Determinar por medio de ultrasonido el efecto de acumulamiento de daño por fatiga en la microestructura de la unión soldada.
- Realizar pruebas de corrosión para observar el comportamiento ante este fenómeno en los diferentes niveles de aporte térmico.

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Mendoza B I, Maldonado Z C, Albiter H A and Robles P E. *Dissimilar welding of superduplex stainless steel/HSLA steel for offshore applications joined by GTAW. Engineering.* 2 (07), 520, 2010.
- [2] Guzman S Z. *Corrosión bajo tensión de aceros inoxidable duper dúplex (UNS 32750) y super martensítico (UNS S41425) sometidos a tratamientos de envejecido.* Centro de investigación en materiales avanzados. Chihuahua, Chi. 2016.
- [3] *High Streght Low Alloy Steels.* Ohio. U.S.A. 2001.
- [4] Camacho Jaramillo F. *Análisis elastoplástico de pérdidas de metal externas en soldaduras circunferenciales de tuberías a presión aplicando MEF.* Instituto Politécnico Nacional. México, D.F. 2006.
- [5] Herrera López M E. *Efecto de los parámetros de soldadura por fusión en la precipitación de segunda fases en uniones de aceros inoxidable dúplex.* Corporación Mexicana e Investigación de Materiales. Saltillo, Coahuila. 2014.
- [6] Gunn R. *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications.* Elsevier. 1997.
- [7] Vander Voort G F. *Metallography and microstructures.* ASM International Materials Park, OH. 2004.
- [8] Savage W, Nippes E and Szekeres E. *Hydrogen induced cold cracking in a low alloy steel. Welding Journal.* 55 (9), 275, 1976.
- [9] Tasalloti H, Kah P and Martikainen J. *Effect of heat input on dissimilar welds of ultra high strength steel and duplex stainless steel: microstructural and compositional analysis. Materials Characterization.* 123, 29-41, 2017.
- [10] Verma J and Taiwade R V. *Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review. Journal of Manufacturing Processes.* 25, 134-152, 2017.
- [11] Lippold J C and Kotecki D J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, by John C. Lippold, Damian J. Kotecki, pp. 376. ISBN 0-471-47379-0. Wiley-VCH, March 2005., 376, 2005.*

- [12] Lee K M, Cho H S and Choi D C. *Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of  $\delta/\gamma$  interface boundary and growth of austenite*. **Journal of Alloys and Compounds**. 285 (1-2), 156-161, 1999.
- [13] Jiménez J A, Carsí M and Ruano O A. *Caracterización y propiedades mecánicas a alta temperatura de un acero inoxidable dúplex*. **Revista de Metalurgia**. 34 (Extra), 296-299, 1998.
- [14] *Directrices prácticas para la fabricación de los aceros inoxidables dúplex*. Primera edición. Londres, Alemania. 2012.
- [15] Alvarez-Armas I. *Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys*. **Recent Patents on Mechanical Engineering**. 1 (1), 51-57, 2008.
- [16] Huang C-S and Shih C-C. *Effects of nitrogen and high temperature aging on  $\sigma$  phase precipitation of duplex stainless steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 402 (1-2), 66-75, 2005.
- [17] Potgieter J, Olubambi P, Cornish L, Machio C and Sherif E-S M. *Influence of nickel additions on the corrosion behaviour of low nitrogen 22% Cr series duplex stainless steels*. **Corrosion Science**. 50 (9), 2572-2579, 2008.
- [18] Sieurin H. *Fracture toughness properties of duplex stainless steels*. KTH. 2006.
- [19] Topolska S and Łabanowski J. *Effect of microstructure on impact toughness of duplex and superduplex stainless steels*. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**. 36 (2), 142-149, 2009.
- [20] Voronenko B. *Austenitic-ferritic stainless steels: A state-of-the-art review*. **Metal Science and Heat Treatment**. 39 (10), 428-437, 1997.
- [21] Ramirez A, Brandi S D and Lippold J. *Secondary austenite and chromium nitride precipitation in simulated heat affected zones of duplex stainless steels*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 9 (4), 301-313, 2004.
- [22] Ramirez A, Lippold J and Brandi S. *The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels*. **Metallurgical and materials transactions A**. 34 (8), 1575-1597, 2003.
- [23] Atamert S and King J. *Super duplex stainless steels part 1 heat affected zone microstructures*. **Materials Science and Technology**. 8 (10), 896-912, 1992.

- [24] Wahid A, Olson D and Matlock D. *Corrosion of weldments*. **ASM Handbook**. 6, 1065-1069, 1993.
- [25] Liljas M. *Proceedings of the fourths international conference on duplex stainless steels*. **Keynote Paper V. 2**, 13-16, 1994.
- [26] Gooch T. *Corrosion behavior of welded stainless steel*. **Welding Journal-Including Welding Research Supplement**. 75 (5), 135s, 1996.
- [27] Tehovnik F, Arzensek B, Arh B, Skobir D, Pirnar B and Zuzek B. *Microstructure evolution in SAF 2507 super duplex stainless steel*. **Mater. Technol.** 45 (4), 339-345, 2011.
- [28] Mcguire M F. *Stainless steels for design engineers*. Asm International. 2008.
- [29] Cortés V H V. *Estudio mecánico y de corrosión de una unión soldada disímil de un acero inoxidable superdúplex SAF 2507 con un acero HSLA API X-52 para su aplicación en ambientes marinos*. Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. Morelia, Michoacán. 2013.
- [30] Loretta L B Z. *Estudio del desgaste en placas de acero HSLA utilizadas en la fabricación de componentes para maquinaria pesada ediante el proceso de soldadura GMAW*. Corporación Mexicana de Investigación en Materiales. Saltillo, Coahuila. 2014.
- [31] Totten Gerge E P D. *Steel Heat Treatment*. 2 Edition. Oregon,USA. 2006.
- [32] El-Danaf E, Baig M, Almajid A, Alshalfan W, Al-Mojil M and Al-Shahrani S. *Mechanical, microstructure and texture characterization of API X65 steel*. **Materials & Design**. 47, 529-538, 2013.
- [33] Gray J M. **Niobium science and technology: Proc. Int. Symposium on Niobium, Orlando, Florida**, 23-45, 2001.
- [34] Rosado D B, De Waele W, Vanderschueren D and Hertelé S. *Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels*. **International Journal Sustainable Construction & Design**. 4 (1), 2013.
- [35] Maksuti R, Mehmeti H and Imeri S. *Correlation of microstructure and hardness of two-pass submerged arc welds of line pipe steel X65*. **International journal of microstructure and materials properties**. 4 (3), 347-355, 2009.
- [36] Sharma S K and Maheshwari S. *A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels*. **Journal of Natural Gas Science and Engineering**. 38, 203-217, 2017.

- [37] Prasad K and Dwivedi D. *Some investigations on microstructure and mechanical properties of submerged arc welded HSLA steel joints*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 36 (5-6), 475-483, 2008.
- [38] Xu W, Lin S, Fan C and Yang C. *Evaluation on microstructure and mechanical properties of high-strength low-alloy steel joints with oscillating arc narrow gap GMA welding*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 75 (9-12), 1439-1446, 2014.
- [39] *The Procedure Handbook of Arc Welding*. Fourteenth edition. U.S.A. 2000.
- [40] Coldren A and Oakwood T. *A New Economical X-70 Linepipe Steel*. **JOM**. 35 (4), 28-33, 1983.
- [41] Godefroid L B, Cândido L C, Toffolo R V B and Barbosa L H S. *Microstructure and mechanical properties of two API steels for iron ore pipelines*. **Materials Research**. 17, 114-120, 2014.
- [42] Kim Y-P, Kim C-M, Kim W-S, Song K-S and Shin K-S. *Near-threshold fatigue crack growth behavior and crack closure of natural gas pipeline steels*. **Procedia Engineering**. 10, 813-820, 2011.
- [43] Gacía Hernández R. *Ingeniería de manufactura II*. Morelia, Michoacán. 2006.
- [44] Oerlikon. *Manual de soldadura*. 1995.
- [45] *Welding Handbook*. Ninth Edition. U.S.A. 2004.
- [46] Ibrahim I A, Mohamat S A, Amir A and Ghalib A. *The Effect of Gas Metal Arc Welding (GMAW) processes on different welding parameters*. **Procedia Engineering**. 41, 1502-1506, 2012.
- [47] Granja M and Hidalgo V. *Proceso de soldadura GMAW, para aceros ordinarios al carbón, aceros inoxidable y aluminio*. **Revista Politécnica-Julio**. 32 (2), 11-18, 2013.
- [48] Wang J, Lu M-X, Zhang L, Chang W, Xu L-N and Hu L-H. *Effect of welding process on the microstructure and properties of dissimilar weld joints between low alloy steel and duplex stainless steel*. **International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials**. 19 (6), 518-524, 2012.
- [49] Sadeghian M, Shamanian M and 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.

- [50] Flores R B, Ruíz A, Rubio-González C, López V H, Lara N O, Hernández R G and López F F C. *Effect of heat input and accumulated fatigue damage on mechanical properties of dissimilar AL-6XN/316L welded joints*. **Materials Characterization**. 112, 41-50, 2016.
- [51] Pranav N P, Sai B, Arun D and Christin S V. *Microstructure and mechanical integrity relationship of PDC weld joints involving dissimilar marine grade alloys*. **Journal of Manufacturing Processes**. 50, 111-122, 2020.
- [52] Saffari H, Shamanian M, Bahrami A and Szpunar J A. *Effects of ERNiCr-3 butter layer on the microstructure and mechanical properties of API 5L X65/AISI304 dissimilar joint*. **Journal of Manufacturing Processes**. 50, 305-318, 2020.
- [53] Farabi N, Chen D and Zhou Y. *Tensile properties and work hardening behavior of laser-welded dual-phase steel joints*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 21 (2), 222-230, 2012.
- [54] Astm E M. *Standard test methods for tension testing of metallic materials*. **Annual book of ASTM standards**. ASTM, 2001.
- [55] Quintino L, Liskevich O, Vilarinho L and Scotti A. *Heat input in full penetration welds in gas metal arc welding (GMAW)*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 68 (9-12), 2833-2840, 2013.
- [56] Testing A S F and Materials, 2017.
- [57] Ray A, Paul S and Jha S. *Effect of inclusions and microstructural characteristics on the mechanical properties and fracture behavior of a high-strength low-alloy steel*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 4 (6), 679-688, 1995.
- [58] Wang B, Liu X and Wang G. *Inclusion characteristics and acicular ferrite nucleation in Ti-containing weld metals of X80 pipeline steel*. **Metallurgical and materials transactions A**. 49 (6), 2124-2138, 2018.
- [59] Sun J, Zou X, Matsuura H and Wang C. *Effect of Heat Input on Inclusion Evolution Behavior in Heat-Affected Zone of EH36 Shipbuilding Steel*. **JOM**. 70 (6), 946-950, 2018.
- [60] Nelson T, Lippold J and Mills M. *Investigation of boundaries and structures in dissimilar metal welds*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 3 (5), 249-255, 1998.
- [61] Barbaro F, Krauklis P and Easterling K. *Formation of acicular ferrite at oxide particles in steels*. **Materials Science and Technology**. 5 (11), 1057-1068, 1989.

- [62] Kellai A, Lounis A, Kahla S and Idir B. *Effect of root pass filler metal on microstructure and mechanical properties in the multi-pass welding of duplex stainless steels*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 95 (9), 3215-3225, 2018.
- [63] Kou S and Yang Y. *Fusion-boundary macrosegregation in dissimilar-filler welds*. **WELDING JOURNAL-NEW YORK-**. 86 (10), 303, 2007.
- [64] Soysal T, Kou S, Tat D and Pasang T. *Macrosegregation in dissimilar-metal fusion welding*. **Acta Materialia**. 110, 149-160, 2016.
- [65] Fourie J and Robinson F. *Literature review on the influence of weld-heat inputs on the mechanical and corrosion properties of duplex stainless steels*. **Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy**. 90 (3), 59-65, 1990.
- [66] Tasalloti Kashani H, Dabiri M, Kah P and Martikainen J. **ASME 2017 36th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering**, 2017.
- [67] Callister W D and Rethwisch D G. *Materials science and engineering*. John wiley & sons NY. 2011.
- [68] Herrera-Chavez L Y, Ruiz A, López-Morelos V H and Rubio-González C. *Microstructural characterization and mechanical response of Inconel 600 welded joint*. **Materials Characterization**. 157, 109882, 2019.
- [69] Mcconnell P and Hawbolt E. *A strain age study of acicular ferrite X-70 pipeline steels*. **Journal of Materials for Energy Systems**. 1 (2), 25-31, 1979.