



UNIVERSIDAD MICHOACANA  
DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS  
MATERIALES

**“CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y DE DAÑO POR FATIGA DE UNA UNIÓN  
DISÍMIL DE ACERO INOXIDABLE DÚPLEX 2205/ACERO API X-70 SOLDADA  
MEDIANTE EL PROCESO DE GMAW”**

Tesis que para obtener el grado de Maestro en Ciencias de los materiales presenta:

ING. LEONCIO SANTOS TRESS

**Director de Tesis:**  
DR. ALBERTO RUIZ MARINES

Morelia, Mich. Febrero 2021



Instituto de Investigación  
en Metalurgia y Materiales

Of. Num. IIMM-ST-003-2021  
Morelia Mich. a 03 de Febrero de 2021

**C. ING. LEONCIO SANTOS TRESS**  
**Presente**

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada: **“Caracterización Mecánica y Daño por Fatiga de una Unión Disímil de Acero Inoxidable Duplex 2205/Acero API X-70 Soldada mediante el Proceso GMAW”**, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

9700394-8 DR. ALBERTO RUIZ MARINES	(Presidente)
0500269-9 DR. VICTOR HUGO LOPEZ MORELOS	(Vocal 1)
9900237-0 DR. RAMIRO ESCUDERO GARCIA	(Vocal 2)
1900024-3 DR. FRANCISCO VAPEANI GUERRA LOPEZ	(Vocal 3)
1000399-1 DR. FRANCISCO FERNANDO CURIEL LOPEZ.	(Vocal 4)
1501007-3 DRA. NOEMI ORTIZ LARA	(Suplente)

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

Atentamente

  
**Dr. Víctor Hugo López Morelos**  
Director

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

UMSNH



Instituto de Investigación  
en Metalurgia y Materiales

**DIRECCIÓN**

## **AGRADECIMIENTOS**

Quiero agradecer de manera especial al CONACYT, a la UMSNH y al IIMM por el apoyo brindado para realizar esta investigación que culmina con esta tesis.

Quiero agradecer a mi asesor el Dr. Alberto Ruíz Marines por la paciencia y el conocimiento aportado a este trabajo y a mi persona. A mis sinodales el Dr. Víctor Hugo López Morelos, Dr. Francisco Vapeani, Dr. Francisco Curiel, Dr. Ramiro Escudero y Dra. Noemí Ortíz a quienes agradezco el tiempo invertido en los consejos y la revisión para este trabajo de investigación.

A mis padres Leoncio Santos Limón y Carolina Tress Huerta por el esfuerzo que han hecho a lo largo de mi vida para que yo logré mis metas y sueños. A mi hermana Diana Concepción Santos Tress por el apoyo incondicional en cada uno de mis proyectos.

A cada uno de mis compañeros y cuerpo técnico del IIMM por el apoyo para este proyecto de investigación.

## INDICE GENERAL

INDICE DE FIGURAS .....	iv
INDICE DE TABLAS.....	vii
RESUMEN.....	viii
ABSTRACT .....	ix
CAPITULO 1. INTRODUCCION.....	1
1.1 Introducción.....	1
1.2 Objetivo General.....	2
1.3 Objetivos Específicos .....	2
1.4 Justificación .....	3
1.5 Hipótesis.....	3
CAPITULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA.....	4
2.1 Aceros inoxidables dúplex (AID).....	4
2.1.1 Metalurgia física de los AID .....	4
2.1.2 Fases secundarias de los AID .....	5
2.1.2.1 Nitruros de cromo.....	6
2.1.2.2 Carburos .....	6
2.1.2.3 Fase chi ( $\chi$ ).....	7
2.1.2.4 Fase alfa prima ( $\alpha'$ ) .....	7
2.1.2.5 Fase sigma ( $\sigma$ ) .....	7
2.1.3 Soldabilidad de los aceros inoxidables dúplex.....	7
2.2 Aceros microaleados.....	8
2.2.1 Metalurgia física de los aceros microaleados.....	8
2.2.2 Soldabilidad de los aceros microaleados.....	9
2.3 Proceso de soldadura GMAW .....	9

2.3.1 Variables del proceso .....	10
2.3.1.1 Corriente de la soldadura .....	10
2.3.1.2 Polaridad .....	10
2.3.1.3 Voltaje del arco .....	11
2.3.1.4 Velocidad de avance .....	11
2.3.1.5 Separación del electrodo .....	11
2.3.1.6 Gas de protección del proceso .....	12
2.4 Fatiga .....	13
2.4.1 Características microscópicas y mecanismos de la fatiga .....	14
2.4.2 Características de la superficie de fractura .....	19
2.4.3 Efecto concentrador de esfuerzos de los defectos .....	21
2.4.4 Características de las curvas vida a la fatiga (S-N) .....	23
2.4.5 Estado de deformación cíclica .....	25
2.4.5.1 Fatiga de altos ciclos .....	25
2.4.5.2 Fatiga de bajos ciclos .....	25
2.4.5.3 Fatiga de muy bajos ciclos .....	26
2.4.6 Variables de la fatiga .....	26
2.5 Revisión y discusión del estado del arte .....	27
CAPITULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL .....	34
3.1 Materiales base .....	34
3.2 Diseño de la unión soldada disímil (UDS) .....	34
3.2.1 Seccionamiento de las placas soldadas .....	36
3.3 Caracterización mecánica de las USD .....	37
3.3.1 Ensayos de tensión uniaxial .....	37
3.3.2 Ensayos de microdureza .....	37

3.4 Tratamientos térmicos API X-70.....	37
3.5 Caracterización microestructural.....	38
3.5.1 Microscopía óptica .....	38
3.5.2 Microscopía electrónica de barrido (MEB).....	38
3.6 Pruebas de cargas cíclicas.....	38
3.6.1 Ensayo de fatiga. ....	38
CAPITULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN .....	40
4.1 Proceso de soldadura .....	40
4.2 Caracterización microestructural.....	41
4.2.1 Caracterización de los materiales base .....	41
4.2.2 Caracterización de la ZAT en la zona del AID 2205 y la interfase con el electrodo-material base (ER-2209 / AID 2205).....	42
4.2.3 Caracterización de la ZAT en la zona del API X-70.....	45
4.2.4 Caracterización del cordón de soldadura.....	51
4.3 Caracterización mecánica.....	53
4.3.1 Pruebas de tensión uniaxiales .....	53
4.3.1.1 Pruebas material base .....	53
4.3.1.2 Pruebas uniones soldadas .....	54
4.3.2 Análisis elasto-plástico de los materiales base y de las uniones soldadas.....	57
4.3.4 Pruebas de microdureza.....	61
4.3.5 Tratamientos térmicos API X-70.....	64
4.4 Pruebas de fatiga.....	66
CAPITULO 5. CONCLUSIONES .....	83
RECOMENDACIONES Y TRABAJO FUTURO .....	84
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS .....	85

## INDICE DE FIGURAS

<b>Figura 2.1</b> Diagrama de equilibrio de AID en función de la relación entre $Cr_{eq}$ y $Ni_{eq}$ [2].	5
<b>Figura 2.2</b> Diagrama de formación de precipitados en un AID [2].	6
<b>Figura 2.3</b> Esquema general del proceso GMAW: a) proceso general y b) área de soldadura ampliada [20].	10
<b>Figura 2.4</b> Efecto del gas de protección en la sección transversal de la soldadura (CFH, pies cúbicos por hora, por sus siglas en inglés) [22].	12
<b>Figura 2.5</b> Esquema de patrones básicos de cargas para fatiga [27].	14
<b>Figura 2.6</b> Esquema del deslizamiento debido a cargas fluctuantes (a) Esfuerzo cíclico y (b) progresión de la fatiga en la formación de un par extrusión-intrusión [28].	15
<b>Figura 2.7</b> Naturaleza progresiva de los deslizamientos en Níquel expuesto a cargas cíclicas (a) después de $10^4$ ciclos, (b) después de $5 \times 10^4$ ciclos y (c) posterior a la falla en $27 \times 10^4$ ciclos [28].	16
<b>Figura 2.8</b> Esquema microscópico de la etapa I (modo de corte) y etapa II (modo de tensión) transcristalina del crecimiento de grieta por fatiga [28].	17
<b>Figura 2.9</b> Ejemplos de imágenes del crecimiento de grietas en un acero inoxidable 17-4 PH (a) formación de estrías, (b) coalescencia de microhuecos y (c) microclivaje.	18
<b>Figura 2.10</b> Esquema de la superficie de fractura [27].	19
<b>Figura 2.11</b> Superficie de una fractura por fatiga mostrando líneas características de progresión [33].	21
<b>Figura 2.12</b> Hueco elíptico en una placa plana [4].	21
<b>Figura 2.13</b> Representación esquemática de una grieta propagándose a través de planos cristalográficos.	23
<b>Figura 2.14</b> Fases de iniciación y propagación de la vida total a la fatiga [25].	24
<b>Figura 2.15</b> Efecto de una unión soldada en el comportamiento de vida a la fatiga [25].	25
<b>Figura 2.16</b> Variables de esfuerzos utilizados en fatiga [30].	27
<b>Figura 2.17</b> Microestructuras obtenidas por SEM de las uniones soldadas (a) proceso MIG, (b) proceso TIG, (c) barridos de microdureza en ambas uniones y (d) comparación entre los resultados de las pruebas de impacto [43].	29
<b>Figura 2.18</b> Microestructura del metal de soldadura (a) muestra 0.5 kJ/mm y (b) muestra con 0.86 kJ/mm [45].	30

<b>Figura 2.19</b> Gráficas esfuerzo-deformación experimentales y modeladas de (a) material en condición de recibido y (b) unión soldada [48].	31
<b>Figura 2.20</b> Resultados de las pruebas de crecimiento de grieta (a) efecto del aporte térmico y (b) efecto de la composición química [49].	32
<b>Figura 2.21</b> Graficas de las curva $S - N$ de los materiales base y de las uniones soldadas [50].	33
<b>Figura 3.1</b> Unión tipo V (cotas en mm).	34
<b>Figura 3.2</b> Representación esquemática de la dilución en una soldadura [25].	35
<b>Figura 3.3</b> Representacion esquemática de los cortes en la placas soldadas para obtener las probetas para los ensayos de tensión y fatiga (cotas en mm).	36
<b>Figura 3.4</b> Probeta para ensayo de tensión de acuerdo con la norma E8M-04 (cotas en mm).	37
<b>Figura 3.5</b> Representación esquemática de la probeta de fatiga de acuerdo con la norma ASTM E466-96 [56] (cotas en mm).	39
<b>Figura 4.1</b> Macrografías de las USD (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.	40
<b>Figura 4.2</b> Metalografías de (a) API X-70 a 500x y (b) AID 2205 a 200x.	41
<b>Figura 4.3</b> Metalografías obtenidas por medio de MO de la ZAT entre el AID 2205 – ER-2209 para (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.	43
<b>Figura 4.4</b> Metalografías obtenidas por medio de MEB de la ZAT entre el AID 2205/ ER– 2209 para (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.	45
<b>Figura 4.5</b> Metalografía de la zona de transición (ZT) entre el API X70 – ER 2209 de la muestra de (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.	47
<b>Figura 4.6</b> Líneas donde se realizó el análisis de line-scan (izquierda), gráfica de variación de elementos a lo largo de estas líneas (derecha). (a-b) Muestra BAT, (c-d) MAT y (e-f) AAT.	49
<b>Figura 4.7</b> Metalografías obtenidas por medio de electrones retro-dispersado en MEB de las uniones soldadas (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.	50
<b>Figura 4.8</b> Metalografía del cordón de soldadura en las juntas (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.	52
<b>Figura 4.9</b> Curvas $\sigma - \epsilon$ de los materiales base.	54
<b>Figura 4.10</b> Grafica esfuerzo-elongación de las uniones soldadas.	55
<b>Figura 4.11</b> (a) Grafica $\sigma - \epsilon$ de las uniones disimiles; detalle de las gráficas $\sigma - \epsilon$ en (b) AAT, (c) MAT y (d) BAT.	56
<b>Figura 4.12</b> Localización de la falla en las pruebas de tensión de las uniones soldadas (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.	57



<b>Figura 4.13</b> (a) Linealización y (c) datos experimentales y del modelo de R-O de acero API X70 y (b) linealización y (d) datos experimentales y del modelo R-O de acero AID 2205. ....	59
<b>Figura 4.14</b> Linealización con modelo de RO (a) API X70, (b) grafica esfuerzo-deformación experimentales y modelo de R-O unión soldada de MAT. ....	60
<b>Figura 4.15</b> Perfiles de microdureza de las uniones soldadas para (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT. ....	63
<b>Figura 4.16</b> (a), (c) y (e) Variación de midrodureza a través de la LF entre el API X-70 y el metal de soldadura; y (b), (d) y (f) variación de microdureza en la ZAT del AID. ....	64
<b>Figura 4.17</b> Microdureza de los tratamientos térmicos realizados al API X70.....	65
<b>Figura 4.18</b> Grafica esfuerzo-deformación unitaria del API X-70 en condición de recibido y con tratamiento térmico.....	66
<b>Figura 4.19</b> Gráficas de vida a la fatiga para (a) AAT, (b) MAT y (c) BAT.....	69
<b>Figura 4.20</b> Macrografías de las muestras de AAT para (a) 100 % $\sigma_y$ , (b) 95 % $\sigma_y$ , (c) 92.5 % $\sigma_y$ y (d) 92.5 % $\sigma_y$ .....	73
<b>Figura 4.21</b> Macrografías de las muestras de MAT para (a) 100 % $\sigma_y$ , (b) 100 % $\sigma_y$ , (c) 95 % $\sigma_y$ y (d) 92.5 % $\sigma_y$ .....	74
<b>Figura 4.22</b> Macrografías de las muestras de BAT para (a) 100 % $\sigma_y$ , (b) 95 (1) % $\sigma_y$ , (c) 95 (2)% $\sigma_y$ , (d) 95 (3)% $\sigma_y$ y (e) 92.5 % $\sigma_y$ .....	75
<b>Figura 4.23</b> Superficie de la fractura en la zona de propagación de la grieta en la muestra de AAT para (a) 100 % $\sigma_y$ , (b) 95 % $\sigma_y$ , (c) 92.5 % $\sigma_y$ y (d) 92.5 % $\sigma_y$ . ....	76
<b>Figura 4.24</b> Superficie de la fractura en la zona de propagación de la grieta en la muestra de MAT para (a) 100 % $\sigma_y$ , (b) 100 % $\sigma_y$ , (c) 95 % $\sigma_y$ y (d) 92.5 % $\sigma_y$ . ....	77
<b>Figura 4.25</b> Superficie de la fractura en la zona de propagación de la grieta en la muestra de BAT para (a) 100 % $\sigma_y$ , (b) 95 (1) % $\sigma_y$ , (c) 95 (2) % $\sigma_y$ , (d) 95 (3) % $\sigma_y$ y (e) 92.5 % $\sigma_y$ .....	78
<b>Figura 4.26</b> Detalle a 20000 x de marcas de playa por fatiga en la zona de propagación de la muestra de AAT para (a) 100 % $\sigma_y$ , (b) 95 % $\sigma_y$ , (c) 92.5 % $\sigma_y$ y (d) 92.5 % $\sigma_y$ . ....	79
<b>Figura 4.27</b> Detalle a 20000 x de marcas de playa por fatiga en la zona de propagación de la muestra de MAT para (a) 100 % $\sigma_y$ , (b) 100 % $\sigma_y$ , (c) 95 % $\sigma_y$ y (d) 92.5 % $\sigma_y$ .....	80

**Figura 4.28** Detalle a 20000 x de marcas de playa por fatiga en la zona de propagación de la muestra de BAT para (a) 100 %  $\sigma_y$ , (b) 95 (1) %  $\sigma_y$ , (c) 95 (2) %  $\sigma_y$ , (d) 95 (3) %  $\sigma_y$  y (e) 92.5 %  $\sigma_y$ . ..... 81

## INDICE DE TABLAS

<b>Tabla 2.1</b> Efecto de las variables del proceso de soldadura GMAW en la penetración, tasa de depósito, ancho de pileta y ancho de charco [21].	13
<b>Tabla 2.2</b> Tipos de cargas cíclicas de acuerdo al valor de $R$ [30].	27
<b>Tabla 3.1</b> Composición química de los materiales base (% en peso).	34
<b>Tabla 3.2</b> Propiedades mecánicas de los materiales base.	34
<b>Tabla 3.3</b> Variables del proceso de soldadura GMAW utilizadas y valores de aporte térmico producidos con una eficiencia de 75%.	35
<b>Tabla 4.1</b> Valores de % de dilución en cada material base.	41
<b>Tabla 4.2</b> Composición química obtenida por EDS (% en peso).	44
<b>Tabla 4.3</b> Valores obtenidos a través de las pruebas de tensión uniaxial.	56
<b>Tabla 4.4</b> Valores de los exponentes de endurecimiento ( $n_i$ ) y $K$ obtenidos de las USD.	60
<b>Tabla 4.5</b> Resultados experimentales de las pruebas de fatiga para las uniones soldadas.	68
<b>Tabla 4.6</b> Espaciamiento entre marcas de playa provocadas por fatiga de las muestras soldadas.	82

## RESUMEN

En este proyecto se estudiaron los efectos de tres niveles de aporte térmico (AT), bajo (BAT = 0.986), medio (MAT = 1.125) y alto (AAT = 1.434) [kJ/mm] en la microestructura y propiedades mecánicas de una unión disímil de acero API-X70 y acero inoxidable dúplex (AID) 2205 soldada mediante el proceso de arco metálico con gas (GMAW) utilizando el electrodo ER-2209. La caracterización microestructural se realizó por medio de microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB) y la caracterización mecánica por medio de ensayos de tensión y fatiga de altos ciclos, así como por medio de mediciones de microdureza Vickers. De los resultados experimentales se encontró que el AT produce diferentes tasas de dilución en los materiales base de la unión disímil. La caracterización microestructural reveló que en la zona de transición entre el metal soldado y la zona afectada térmicamente (ZAT) del API-X70 de la soldadura con BAT existe un crecimiento columnar-dendrítico. Con MAT y AAT se presentó la formación del límite de grano tipo II (BG-II). De los ensayos de tensión, se observó que la falla ocurrió en la ZAT del API-X70 con un esfuerzo inferior al del material base. Para estudiar el efecto del AT en la capacidad de endurecimiento de la unión soldada, se aplicó el modelo de Ramberg-Osgood (RO) para determinar las constantes de RO en la región de deformación plástica en un rango de deformación comprendido entre la deformación en la fluencia y de 0.1 ( $\epsilon_y < \epsilon < \epsilon_{0.1}$ ). El modelado de las curvas esfuerzo-deformación mostró una buena correlación con los datos experimentales. Los ensayos de microdureza, mostraron que las juntas con tipo de grano BG-II tienen valores de microdureza de ~250 HV, no presentaron cambios significativos tanto en la zona adyacente a la línea de fusión como en la ZAT del AID y presentaron valores cercanos a los del material base. De los ensayos de vida a la fatiga se encontró que las probetas de AAT y BAT presentaron una gran dispersión en los valores de vida a la fatiga debido a la presencia de defectos generados por el proceso de soldadura, por otra parte, la muestra de MAT fue la que mostró un mejor comportamiento de vida a la fatiga. Mediante MEB se midió el espaciado de las marcas de playa en las muestras fracturadas de las pruebas de fatiga y se observó que las muestras de AAT y BAT presentaron un crecimiento de grieta por fatiga debido al efecto concentrador de los defectos de soldadura, además, de presentar una mayor separación entre marcas de playa en comparación de las muestras de MAT en donde se dio un crecimiento de grietas por fatiga de altos ciclos. Se puede concluir que el aporte térmico, influye de manera significativa en la microestructura y en el comportamiento mecánico de la unión soldada.

**Palabras Clave:** unión disímil, GMAW, pruebas de tensión, fatiga, fractografías.

## ABSTRACT

This study was performed to evaluate the effects of three heat input levels namely low (LHI = 0.986), medium (MHI = 1.125), and high (HHI = 1.434) [kJ/mm], on the microstructure and mechanical properties of dissimilar welded joints of API X-70 steel and 2205 duplex stainless steel using the Gas Metal Arc Welding (GMAW) process using an ER-2209 filler metal. The microstructural characterization consisted of optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) and the mechanical response was evaluated through uniaxial tension and high cycle fatigue tests, and Vickers microhardness measurements. From the experimental results, it was found that the heat input generates different dilution rates in the base materials of the welded joint. The microstructural characterization of the LHI sample revealed that in the transition zone between the weld metal and the heat-affected zone (HAZ) of the API X-70 steel showed the presence of columnar-dendritic grains. In the case of samples MHI and HHI, the formation of the grain boundary of type II (BG-II) was observed. The results from tension tests of welded joints showed that the fracture occurred in the HAZ of API X-70 steel the stress behavior showed lower stress levels than those of the as-received base material. To study the effect of the heat input on the strain hardening behavior of the different welded joints and base materials, the Ramberg-Osgood model was applied to determine the RO constant in the plastic region comprised between the strain at yield stress and a strain value of 0.1 ( $\epsilon_y < \epsilon < \epsilon_{0.1}$ ). Modelling of the curves stress-strain, for both base materials and welded joints showed high confidence with the experimental curves. Microhardness tests revealed that the welded joints that presented BG-II have similar microhardness values in the zone adjacent to the fusion line and the HAZ of the AID showed values similar to those of the base material. From fatigue tests, it was found that HHI and LHI exhibited a big dispersion in fatigue life due to the presence of defects generated during the welding process. On the other hand, the MHI sample showed the best fatigue life behavior. Through SEM analysis, the beach marks separation on fractured specimens was measured and it was observed that in HHI and LHI samples the defects induced fatigue crack initiation and growth with a bigger beach mark separation compared to those of the MHI sample with a fatigue crack growth caused by the high cycle fatigue process. It can be concluded that the heat input influences significantly the microstructure and thereby the mechanical behavior of the welded joint.

## CAPITULO 1. INTRODUCCION

### 1.1 Introducción

La industria petrolera a partir de los años 90's del siglo XX se ha enfrentado a nuevos retos con los proyectos de exploración y extracción de hidrocarburos en “*Aguas Profundas*”, debido a que los yacimientos están en rangos de profundidades que van de los 4,500 a los 9,000 metros, donde la presión hidrostática es aproximadamente de 140-170 MPa (20.305-24.656 ksi) y con temperaturas de operación mayores de 200 °C [1]. Estos proyectos se han visto motivados por el incremento en la demanda de hidrocarburos a pesar del surgimiento de las tecnologías verdes.

De acuerdo con los desafíos que implican estos proyectos en aguas profundas y con la finalidad de mantener la integridad y seguridad de los sistemas de extracción, se han empleado materiales emergentes, tales como los aceros inoxidable dúplex (AID) y las aleaciones INCONEL (625,718, etc.). Estos materiales emergentes se han diseñado y fabricado con la finalidad de tener un desempeño satisfactorio para estas difíciles condiciones de trabajo. Uno de los materiales de mayor interés son los AID, los cuales cuentan con una microestructura bifásica (austenita + ferrita) que les permite tener una buena combinación de resistencia a la corrosión con un número PREN  $\geq 40$  (número equivalente de resistencia a las picaduras), un esfuerzo último a la tensión superior a los 600 MPa, así como una buena soldabilidad [2]. No obstante, por cuestiones de diseño y con la finalidad de reducir costos en la fabricación de componentes de los sistemas de extracción, se han tenido que diseñar uniones de materiales disímiles, en algunos casos, como la soldadura con aceros del tipo API de diferente grado, tales como los X-52, X-60, X-70, etc., los cuales son aceros de baja aleación que se utilizan en secciones de tuberías en donde se tiene una menor exigencia mecánica y de resistencia a la corrosión.

Las uniones soldadas disímiles (USD), presentan un gran reto, debido a que las características mecánicas, químicas y físicas de los materiales a unir son completamente diferentes. Por lo tanto, la selección de un material de aporte que funcionará como zona de transición o interfase en la unión soldada de estos dos materiales es de suma importancia. Para ayudar en la solución de la selección de los materiales de aporte se emplean herramientas como los diagramas de Schaeffler, el WRC-1998 y el de DeLong [3], los cuales aportarán información necesaria para predecir la microestructura resultante en función de la composición química del material de aporte.

Por otro lado, debido a que pueden usarse diferentes aportes térmicos durante la realización de uniones soldadas, la evaluación de las propiedades mecánicas de las USD son un factor importante

para determinar su factibilidad en aplicaciones industriales y su seguridad una vez que sean puestos en servicio. Inicialmente, es deseable que la resistencia mecánica de la USD sea mayor a la del acero API y debe tener una dureza promedio a lo largo de la sección transversal. Por otro lado, las fallas provocadas por cargas cíclicas han sido un tema de estudio por más de 100 años en diferentes industrias, en un principio se estudiaba cuál era el límite a la fatiga, que denominaban como el límite antes de que la falla ocurriera, durante los años posteriores de investigación, los estudios revelaron que las fallas a la fatiga no solo ocurrían debajo del esfuerzo último del material, sino también por debajo del esfuerzo de fluencia del material, esto a pesar de que todos los investigadores han reportado que la falla ocurre debido al número de ciclos al que se somete el componente [4]. El ensayo de fatiga permitirá evaluar el comportamiento de vida a la fatiga de las USD, simulando las condiciones a las que se ven expuestas durante la vida en servicio la unión.

## **1.2 Objetivo General**

Evaluar la respuesta de la USD entre AID 2205 con API X-70 soldadas con diferentes niveles de aporte térmico en la microestructura de ambos y determinar su comportamiento mecánico al sometérselos a cargas cíclicas.

## **1.3 Objetivos Específicos**

Los objetivos específicos se presentan a continuación.

- Realizar tres diferentes uniones soldadas de AID 2205 y API X-70 variando el voltaje de soldadura para generar diferentes niveles de aporte térmico.
- Estudiar el efecto del nivel del aporte térmico en la dilución.
- Caracterizar la microestructura de las uniones soldadas usando microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB).
- Evaluar el efecto del nivel del aporte térmico en la microdureza y resistencia mecánica a la tensión de las juntas soldadas.
- Modelar las curvas esfuerzo-deformación de los materiales base y las USD utilizando la relación Ramberg-Osgood.
- Determinar la curva de amplitud de esfuerzo en función del número de ciclos (*curva de vida a la fatiga*) de las juntas soldadas.
- Analizar las características de la superficie de falla.

#### **1.4 Justificación**

A nivel industrial, la soldadura de materiales disímiles tienen un gran rango de aplicación, uno de los sectores que más usa este tipo de soldadura es la industria de extracción de hidrocarburos a través de tuberías. Es bien sabido que las variables de los procesos de soldadura por fusión producen cambios microestructurales que dependiendo de estos pueden ser benéficos o en su defecto pueden comprometer la integridad estructural del componente. Además, las tuberías y componentes están sometidos a cargas cíclicas durante la operación de extracción y conducción de hidrocarburos, por lo que los niveles de carga pueden tener un efecto importante en la vida útil de estos materiales y de sus juntas soldadas. Este fenómeno es conocido como fatiga, el cual se acumula gradualmente por lo que es un proceso irreversible que avanza con el tiempo y que puede conducir a la falla de componentes en niveles de esfuerzo inferiores a los del diseño del componente. Esto puede repercutir en daños a nivel ambiental, pérdidas económicas, y lo más importante las pérdidas de vidas humanas. Es por ello que es de gran importancia estudiar los efectos del aporte térmico durante el proceso de soldadura en la microestructura de las diferentes zonas de la unión disímil y que por ende pueden afectar las propiedades mecánicas y la vida a la fatiga de uniones disímiles de AID 2205 y API X-70.

#### **1.5 Hipótesis**

Al producir una junta soldada, la microestructura de los materiales base se ve afectada por el aporte térmico, el cual repercute en las propiedades mecánicas de la unión y de los materiales base. Al incrementar el aporte térmico, se espera que la unión soldada con mayor aporte térmico tenga una mayor resistencia a las cargas cíclicas.

## CAPITULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA

### 2.1 Aceros inoxidables dúplex (AID)

Los aceros inoxidables dúplex (DSS, por sus siglas en inglés) se desarrollaron en los años 30's, pero fue hasta los años 80's cuando su evolución y utilización dentro de la industria ingenieril vio su máximo desempeño. Este tipo de aceros inoxidables, recibe el nombre de "dúplex" debido a su microestructura bifásica a temperatura ambiente que consta de proporciones iguales de ferrita y austenita. Muchas de las propiedades que desarrollan los aceros inoxidables dúplex (AID) se debe a su microestructura bifásica, entre las cuales destaca su elevada conductividad térmica, bajo coeficiente de expansión térmico, buena soldabilidad, resistencia a la corrosión en ambientes de cloruro y una buena resistencia mecánica [2, 5].

Debido a estas propiedades es que las principales aplicaciones de los aceros inoxidables dúplex se encuentran en la industria petroquímica en tubos de transporte de hidrocarburos dentro y fuera de la costa, por otro lado, también son utilizados en la industria de generación de energía debido a que poseen una buena resistencia a la corrosión a elevadas temperaturas permitiendo que se utilicen en plantas de generación de energías por medio de combustibles fósiles y nucleares [5].

#### 2.1.1 Metalurgia física de los AID

Los AID son aleaciones basadas en los sistemas Fe-Ni-Cr-N, donde los porcentajes de los elementos de aleación han sido ajustados para obtener la microestructura bifásica con porcentajes similares de ferrita y 50% austenita(50/50).

Todos los AID solidifican virtualmente como ferrita (100%) la transformación ferrita a austenita depende tanto de la composición química, como de la velocidad de enfriamiento. El nitrógeno se añade en este tipo de aleaciones para acelerar la formación de austenita y estabilizar a dicha fase. Este tipo de aceros tiene una secuencia de solidificación que se representa en la ecuación 1 [2].



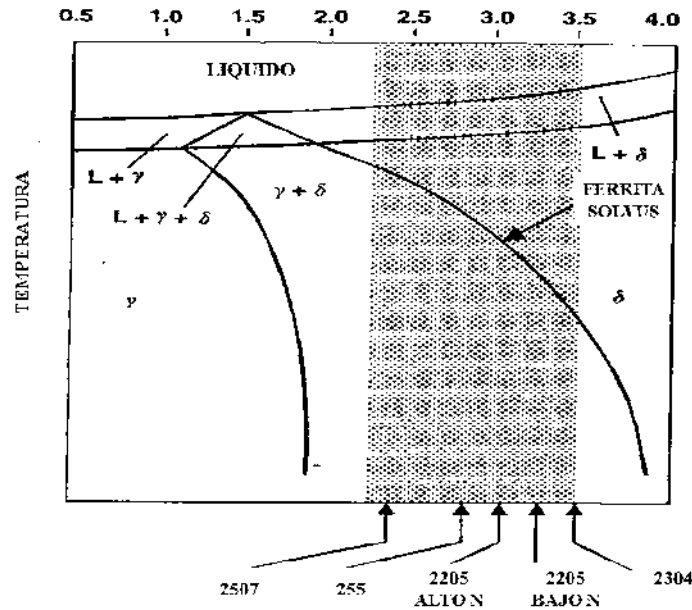
La Figura 2.1, muestra un diagrama de fase para este tipo de aleación, en función del  $Cr_{eq}$  y del  $Ni_{eq}$ , que las ecuaciones 2 y 3 describen, respectivamente, dichas ecuaciones fueron desarrolladas por Kotecki y Siewert [3].

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0.7Nb \quad (2)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 35C + 20N + 0.25Cu \quad (3)$$



La transformación en estado sólido de la ferrita a austenita, es una transformación que se considera difusional y que por lo tanto es afectada por dos variables: tiempo y temperatura. La temperatura a la cual se encuentra esta transformación es en el rango de 800-1200 °C. Así, si existe un diferencial de temperatura lo suficientemente grande resultará en una mayor transformación ferrita-austenita, pero debajo de esta temperatura se puede dar la precipitación de fases intermetálicas.



**Figura 2.1** Diagrama de equilibrio de AID en función de la relación entre  $Cr_{eq}$  y  $Ni_{eq}$  [2].

### 2.1.2 Fases secundarias de los AID

La curvatura de la fase ferrita-austenita en la Figura 2.1 indica que se puede formar más austenita a expensas de la fase ferrita a bajas temperaturas de trabajado o de recocido. Sin embargo, existe un límite inferior en el cual se pueden formar fases indeseables dentro de la fase ferrita o en los límites de granos austenita/ferrita. Las fases intermetálicas son primordialmente las fases: sigma ( $\sigma$ ), chi ( $\chi$ ), de laves, la precipitación de nitruros de cromo ( $Cr_2N$ ) y carburos del tipo MC,  $M_6C$  y  $M_{23}C_6$ .

La Figura 2.2 muestra un diagrama con los rangos de temperaturas donde se da la formación de dichas fases [2, 6, 7].

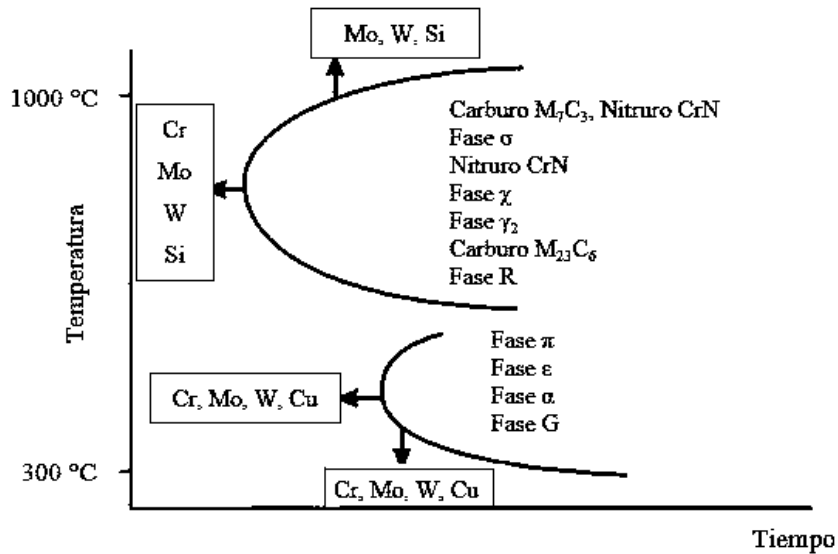


Figura 2.2 Diagrama de formación de precipitados en un AID [2].

### 2.1.2.1 Nitruros de cromo

La precipitación de nitruros de cromo se da principalmente por la sobresaturación de nitrógeno en la fase ferrita, que se produce durante un enfriamiento rápido en el rango de temperaturas de 700 - 900 °C. Durante el enfriamiento, a través de la región bifásica, existe una competencia entre la formación de austenita primaria y nitruros de cromo. Si la velocidad de enfriamiento se vuelve lo suficientemente rápido para retrasar la formación de austenita, entonces la ferrita se sobresatura de nitrógeno y promueve la precipitación de nitruros de cromo [8]. Se ha encontrado que la presencia de estos nitruros en el material disminuyen la resistencia a la corrosión y la tenacidad de los aceros inoxidable, esto debido a que disminuyen la cantidad de cromo de la matriz ferrítica [8, 9].

### 2.1.2.2 Carburos

Los carburos se forman a partir de un alto contenido de carbono en las aleaciones, de la misma manera, se necesita relativamente un alto contenido de nitrógeno para la formación de nitruros o carbonitruros. Estas precipitaciones se dan principalmente en los rangos de 600 - 950 °C y de 950 - 1050 °C, cuando los átomos sobresaturan la fase ferrita precipitando en dos carburos principalmente,  $M_7C_3$  o  $M_{23}C_6$ , sin embargo debido a los bajos contenidos de carbono en las aleaciones tipo dúplex, la formación de carburos es muy difícil que se logre [10].

### **2.1.2.3 Fase chi ( $\chi$ )**

La fase chi ( $\chi$ ), pertenece a las fases topológicamente empacadas y precipita como una fase compuesta ternaria por Fe-Cr-Mo. Esta fase precipita en un rango de temperaturas entre 700 - 1000 °C, y esta se presenta en cantidades menores que la fase sigma ( $\sigma$ ) [11, 12]. De acuerdo con Llorca-Isern y col. [12] la precipitación de esta fase provoca una disminución en la cantidad de elementos aleantes tales como cromo, molibdeno y niobio en los aceros dúplex, lo cual conlleva a una disminución en la resistencia a la corrosión, disminución en la tenacidad y fragiliza al material.

### **2.1.2.4 Fase alfa prima ( $\alpha'$ )**

Esta fase precipitada, ha sido observada en un rango de temperaturas de 300-500 °C, esta fase tiene un efecto de fragilización en el AID 2205 [2], su formación es bastante lenta, debido a esto se suele encontrar en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT) de más baja temperatura [2].

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

La fase sigma ( $\sigma$ ), es un precipitado que se caracteriza por tener una estructura cristalina tetragonal con un tamaño de celda mayor a la fase ferrita o a la fase austenita; esta fase precipitada es la más prominente de las fases intermetálicas que se forman en los AID. La fase sigma esta enriquecida en Cr y Mo en relación con la composición nominal de la aleación, y debido a esto crece a partir de la fase ferrita, que también es enriquecida en estos elementos [2, 7].

La fase sigma precipita en los aceros inoxidable ferríticos, austeníticos, dúplex y súper dúplex afectando la tenacidad, ductilidad y la resistencia a la corrosión debido al empobrecimiento de elementos como el Cr y Mo de las fases austenita y ferrita. La fase sigma se forma mediante la reacción eutectoide *ferrita*  $\rightarrow$  *austenita secundaria* + *fase sigma* y precipita preferencialmente en los límites de grano ferrita/austenita creciendo hacia el interior de la ferrita [7, 12, 13].

Los AID son más susceptibles a la formación de la fase sigma, esto debido al contenido de cromo y molibdeno en comparación con los aceros inoxidable convencionales. Las adiciones de tungsteno y de silicio aumentan el rango de formación de la fase precipitada sigma [14].

## **2.1.3 Soldabilidad de los aceros inoxidable dúplex**

La soldabilidad de los AID es buena a pesar de su microestructura bifásica. Los problemas presentes en las zonas de la soldadura como la ZAT, es la diferencia del contenido de la fase ferrita-

austenita, la cual varía con la cantidad de calor aportada durante el proceso de soldadura. También se puede dar la precipitación de fases secundarias como las antes mencionadas que pueden perjudicar a las propiedades mecánicas provocando fragilización en la ZAT y disminución de tenacidad, ductilidad y resistencia a la corrosión debido a la presencia de estas fases secundarias. Debido a su bajo contenido de carbono (menor al 0.03 % en peso) la formación de carburos y el efecto de corrosión intergranular se eliminan. Estos AID también se desarrollan con bajos niveles de azufre y de fósforo, los cuales combinados con la solidificación ferrítica reducen el riesgo de agrietamiento por solidificación [2, 5].

## **2.2 Aceros microaleados**

Uno de los principales objetivos del diseño de los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés), es la reducción del contenido de carbono en la aleación, esto hace inadecuado que a estos aceros se les clasifique bajo el término de aceros al carbono.

Estos aceros son diseñados para que cumplan con propiedades específicas como alta resistencia a la tensión, tenacidad y buena soldabilidad, estas propiedades pueden ser alcanzadas o mejoradas por medios de diferentes métodos de endurecimiento. Sus principales aplicaciones se dan en recipientes a presión, automóviles, tuberías de transportes de hidrocarburos. La mejora de sus propiedades se logra por la adición de elementos microaleantes que promueven el refinamiento de grano y el endurecimiento por precipitación, incrementando la resistencia del material. Los elementos microaleantes deben ser agregados en un nivel máximo de 0.15 % en peso, para que puedan ser considerados como elementos microaleantes, los principales elementos agregados son Nb, V y Ti, estos elementos se agregan con la finalidad de incrementar su resistencia a la fluencia [15-18].

### ***2.2.1 Metalurgia física de los aceros microaleados***

La microestructura de los aceros HSLA consiste en una matriz de granos de ferrita equiaxiales a través de la cual se encuentra una pequeña fracción volumétrica de perlita localizada en los bordes de grano [19].

Esta ferrita contiene una baja densidad de dislocaciones y es conocida como *Ferrita Poligonal (PF)* teniendo como característica el pequeño tamaño de grano de la ferrita (5  $\mu\text{m}$  de diámetro en

promedio observándolo a una magnificación de 100X). La perlita presenta una morfología laminar en bandas elongadas en el sentido del laminado, con un espesor de 0.1  $\mu\text{m}$  [18].

### **2.2.2 Soldabilidad de los aceros microaleados**

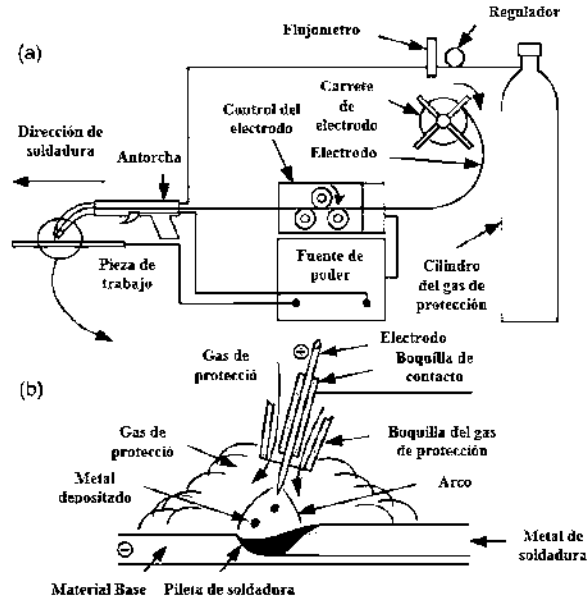
El principal parámetro que se utiliza para determinar la soldabilidad de los aceros microaleados es el contenido de carbono, debido a que este determina la transformación a martensita y la susceptibilidad a la fisuración por hidrógeno. Este parámetro se mide a través de la ecuación para calcular el carbono equivalente (C.E.) [15], la ecuación 4.

$$\text{C.E.} = \text{C} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15} \quad (4)$$

Al soldar los aceros microaleados es importante considerar las variables del proceso de soldadura como la corriente, voltaje y velocidad de avance. Las cuales en conjunto controlan el aporte térmico por el proceso de soldadura cuyo propósito es causar la fusión de los materiales para que al solidificar permitan la formación de una unión integral. Por lo tanto, es necesario producir materiales de aporte que produzcan depósitos de soldadura con propiedades similares a las del metal base. Por esta razón, el desarrollo de materiales de soldadura para los aceros microaleados ha llegado a ser complejo, en particular, cuando es necesario mantener las propiedades de tenacidad y ductilidad, lo cual ha traído la reducción de elementos comúnmente relacionados con la fragilización, tales como el carbono, nitrógeno, azufre, fósforo, silicio, etc. Por lo tanto, se han tenido que buscar otros elementos que reemplacen a los anteriormente mencionados para mantener la resistencia a la tensión sin afectar la tenacidad del acero [15].

### **2.3 Proceso de soldadura GMAW**

La soldadura por arco metálico con gas (GMAW, por sus siglas en inglés) es un proceso de soldadura de fusión con un arco eléctrico establecido entre un electrodo de alimentación continuo y los metales o piezas de trabajo, la Figura 2.3 muestra un esquema general del proceso. La protección del arco, de la pileta del material de aporte y la unión se hace mediante la utilización de un gas inerte [20, 21].



**Figura 2.3** Esquema general del proceso GMAW: a) proceso general y b) área de soldadura ampliada [20].

### 2.3.1 Variables del proceso

Las variables más importantes del proceso GMAW y las que más efecto tienen en la geometría de la soldadura, en la penetración de la soldadura y la calidad de la misma, son descritas a continuación [21].

#### 2.3.1.1 Corriente de la soldadura

El proceso GMAW es un proceso de soldadura de voltaje constante, haciendo que la corriente de este proceso esté en función de la separación entre la pieza de trabajo y el electrodo de alimentación. Si las demás variables permanecen constantes, un aumento en la corriente del proceso, produce un aumento en la profundidad y el ancho de la piletta de soldadura, también afecta a la tasa de depósito del material de aporte y el tamaño del cordón de soldadura.

#### 2.3.1.2 Polaridad

Es un término que se utiliza para describir la conexión eléctrica de la antorcha de soldadura en relación con las terminales de la fuente de alimentación de corriente continua (CC). Cuando la antorcha se encuentra conectada a la terminal positiva, la polaridad se designa como corriente continua con el electrodo en positivo (DCEP, por sus siglas en inglés), también conocida como polaridad inversa. Por otro lado, si la antorcha se encuentra conectada a la terminal negativa, la

polaridad se designa como corriente continua con el electrodo al negativo (DCEN, por sus siglas en inglés), también conocida como polaridad directa. Generalmente la mayoría de las aplicaciones del proceso GMAW utilizan la conexión DCEP, ya que da un arco estable, poco chisporroteo, un buen perfil del cordón de soldadura y buena penetración de la soldadura [20].

#### ***2.3.1.3 Voltaje del arco***

El voltaje del arco es un medio aproximado para indicar la longitud del arco físico en términos eléctricos, sin embargo, esto podría variar por el efecto de otras variables del proceso tales como el gas de protección, la corriente y la separación del electrodo. Cuando las demás variables se mantienen constantes, existe una relación marcada entre la longitud del arco y el voltaje del arco, que expresa que un aumento en el voltaje resultará en una mayor longitud de arco. Un aumento en el voltaje del arco tiende a aplanar el cordón de soldadura y aumentar el ancho de la zona de fusión. Por otro lado, un aumento en el voltaje puede provocar porosidad, chisporroteo y socavamiento.

#### ***2.3.1.4 Velocidad de avance***

La velocidad de avance de la soldadura se describe como la velocidad lineal en la cual el arco es desplazado a través de la junta soldada. Cuando las demás variables permanecen constantes, la penetración alcance un estado óptimo en una velocidad de avance intermedia. Cuando la velocidad de avance disminuye, el aporte de material por unidad de longitud incrementa. A velocidades muy bajas, el arco de soldadura choca contra el charco de soldadura fundida, en lugar del metal base, reduciendo así la penetración efectiva.

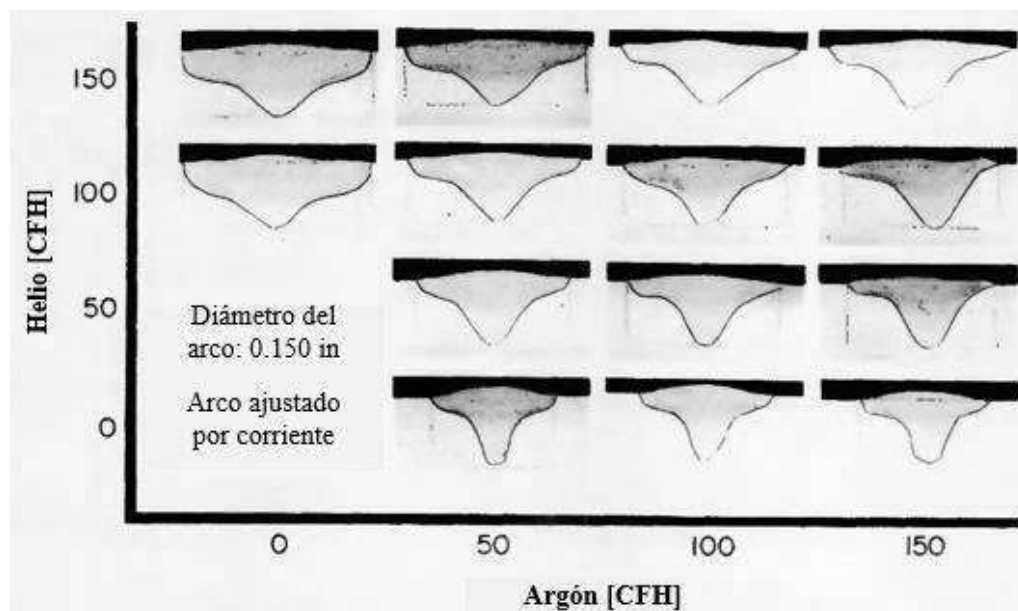
#### ***2.3.1.5 Separación del electrodo***

Se define como la distancia entre el material de aporte y el material base. Cuando se aumenta esta distancia, se produce un aumento en la resistencia eléctrica, que produce un aumento en el calor del electrodo, produciendo una mayor tasa de fusión del electrodo. La extensión óptima del electrodo generalmente varía de 6.4 a 13 mm para transferencias en corto-circuito y de 13 a 25 mm para “*spray*” y transferencias globulares.

### 2.3.1.6 Gas de protección del proceso

La principal función del gas de protección en este proceso de soldadura, es el de crear una atmósfera inerte que proteja la pileta de soldadura de la interacción con agentes externos a la misma soldadura. En este proceso además de proteger la soldadura de impurezas externas, tiene un papel importante en ciertas características del proceso como son: características del arco, el modo de transferencia del metal, la profundidad de la pileta o de la fusión (como lo muestra la Figura 2.4), el perfil del cordón de la soldadura, velocidad de avance y la limpieza de la soldadura [20-23].

Dentro de los gases más comúnmente usados se encuentran el helio, argón y sus combinaciones y en algunos casos se suele usar el  $\text{CO}_2$ . Un resumen de las variables y sus principales efectos en las características de la soldadura son resumidos en la Tabla 2.1.



**Figura 2.4** Efecto del gas de protección en la sección transversal de la soldadura (CFH, pies cúbicos por hora, por sus siglas en inglés) [22].



**Tabla 2.1** Efecto de las variables del proceso de soldadura GMAW en la penetración, tasa de depósito, ancho de piletta y ancho de charco [21].

Variable del proceso de soldadura	Cambio Deseado							
	Penetración		Tasa de deposito		Ancho de la piletta		Ancho del charco	
	incrementa	disminuye	incrementa	disminuye	incrementa	disminuye	incrementa	disminuye
Corriente y velocidad de alimentación	Incrementa	Disminuye	Incrementa	Disminuye	Incrementa	Disminuye	Poco efecto	Poco efecto
Voltaje del arco	No afecta	No afecta	Poco efecto	Poco efecto	Poco efecto	Poco efecto	Incrementa	Disminuye
Velocidad de avance	No afecta	No afecta	Poco efecto	Poco efecto	Disminuye	Incrementa	Disminuye	Incrementa
Separación del electrodo	Disminuye	Incrementa	Incrementa	Disminuye	Incrementa	Disminuye	Disminuye	Incrementa
Diámetro del electrodo	Disminuye	Incrementa	Disminuye	Incrementa	Poco efecto	Poco efecto	Poco efecto	Poco efecto
Gas de protección	Incrementa	Disminuye	Poco efecto	Poco efecto	Poco efecto	Poco efecto	Incrementa	Disminuye
Angulo de la antorcha	Arrastra	Empuja	Poco efecto	Poco efecto	Poco efecto	Poco efecto	Empuja	Arrastra

## 2.4 Fatiga

La fatiga es una causa potencial importante de falla mecánica, ya que la mayoría de los componentes o estructuras de ingeniería están o pueden estar sujetos a cargas variables durante su vida útil [24]. Este tipo de fallas se ve afectada severamente debido a ciertos factores como lo son: ambiente en el cual operan, concentradores de esfuerzos (impurezas, inclusiones, etc), microestructura, historial de carga, acabado superficial y propiedades mecánicas de los materiales. Un factor importante a considerar para los componentes que se encuentren sometidos a cargas cíclicas son los concentradores de esfuerzos, dentro de este campo, las uniones soldadas contienen fallas o discontinuidades en forma de defectos geométricos y/o defectos metalúrgicos, como grietas o puntos "duros". Estos defectos a menudo funcionan como regiones de máxima concentración de esfuerzos y, en consecuencia, las grietas por fatiga pueden iniciarse poco después de que la estructura se ponga en servicio si las condiciones de servicio imponen una carga periódica fluctuante. Es por esto que la fatiga de las soldaduras es una preocupación importante, porque la unión en sí, es una discontinuidad y un sitio potencial para el inicio de grietas por fatiga. El diseño de juntas es uno de los factores más críticos dentro del comportamiento a la fatiga [24, 25].

De acuerdo con la ASTM [26] la fatiga se define como: *“el proceso de un cambio estructural, permanente, localizado y progresivo que ocurre en un material bajo condiciones que producen deformaciones y esfuerzos fluctuantes en algún punto o puntos y que pueden culminar en grietas o en la falla completa después de un número suficiente de fluctuaciones”*.

La carga fluctuante que provoca la fatiga en los materiales puede presentarse de manera que se clasifican en cíclica, repetitiva o aleatoria, como se muestra en la Figura 2.5.

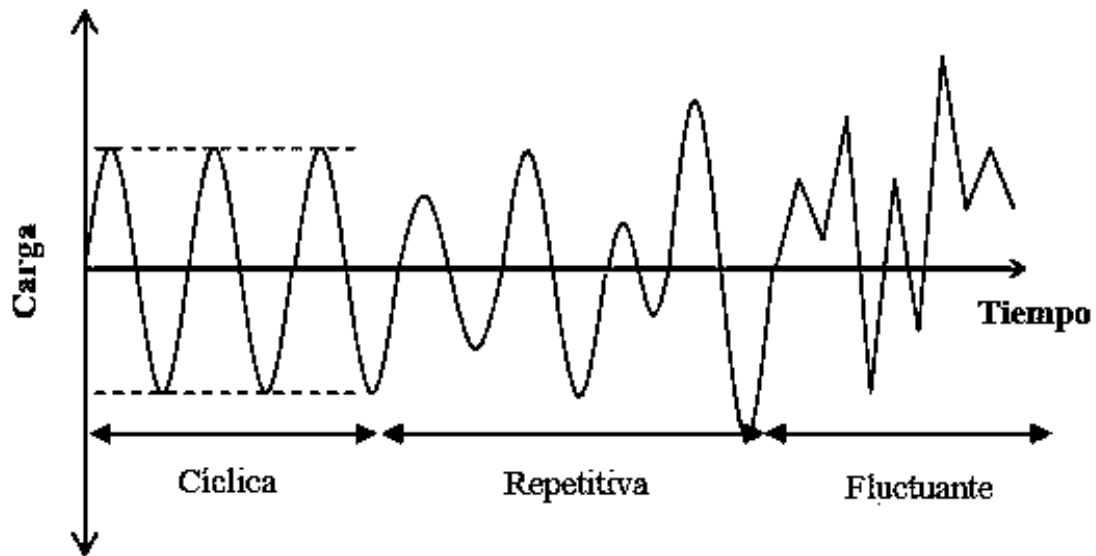


Figura 2.5 Esquema de patrones básicos de cargas para fatiga [27].

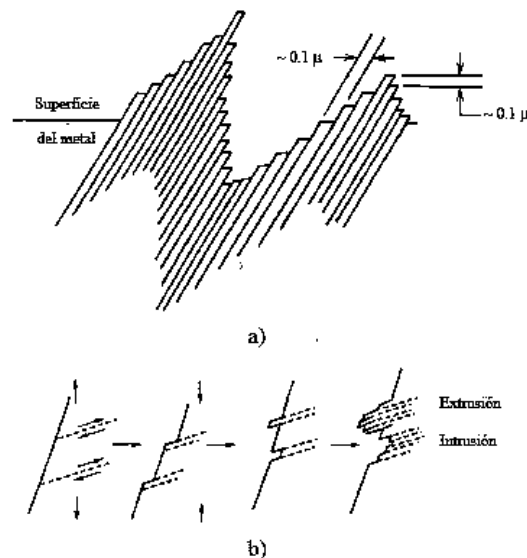
#### 2.4.1 Características microscópicas y mecanismos de la fatiga

Cuando a un material se le aplican cargas cíclicas, este sufre una deformación inelástica la cual, dependiendo del material puede provocar un endurecimiento o ablandamiento, este comportamiento está relacionado principalmente a la generación, arreglo y movimiento de dislocaciones en los granos del material a través de los planos cristalográficos de estos. Conforme la deformación inelástica comienza a ocurrir, el incremento en la densidad de dislocaciones empieza a incrementar rápidamente, este incremento en la densidad de dislocaciones conduce a una disminución en la movilidad de las mismas. Por lo tanto, si la movilidad de las dislocaciones se ve impedida, debido a precipitados o a una alta densidad de ellas mismas, el material comenzará a endurecer debido a la carga fluctuante aplicada [28]. La relación entre las dislocaciones y la deformación inelástica es típicamente definida como “deslizamiento”.

Debido a que los metales son cristalinos o policristalinos por naturaleza, cada uno se ve afectado de diferente manera, por la estructura cristalina del material y por las diferentes orientaciones de los planos en cada grano. Para los metales que muestran un comportamiento parcialmente dúctil, el movimiento de las dislocaciones está restringido a un número determinado de planos de deslizamiento, este número de planos de deslizamiento está definido por la estructura cristalina del

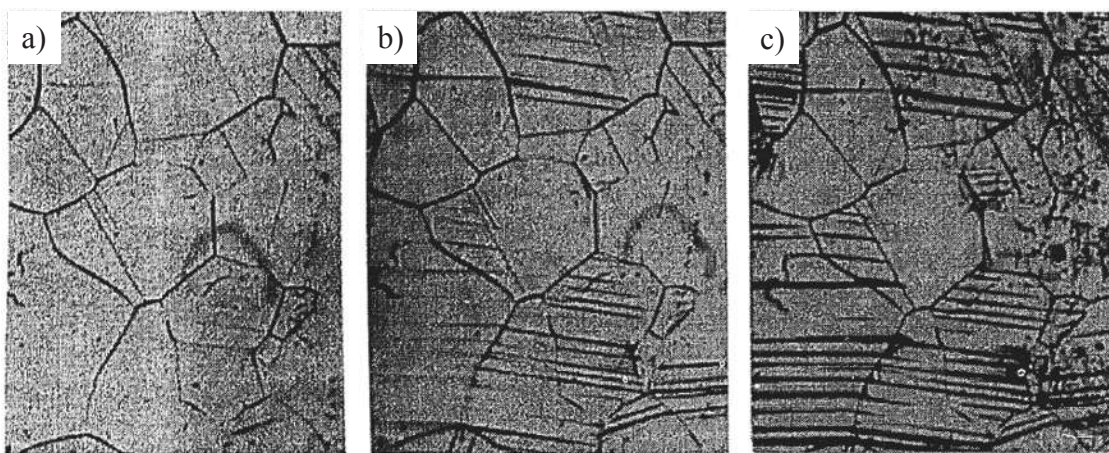
grano. En cambio, para los metales que muestran un comportamiento frágil, el movimiento de dislocaciones y los deslizamientos son muy limitados [28].

La falla por fatiga ocurre en tres etapas i) iniciación de grietas por fatiga, ii) crecimiento de grietas por fatiga y iii) fractura del componente. En el caso de las cargas cíclicas, la primera etapa de nucleación o formación de la grieta, ocurre debido a las cargas fluctuantes aplicadas al material. Este fenómeno es principalmente superficial, en la Figura 2.6 (a) se observa un esquema de como los deslizamientos ocurren de una manera fina, mientras que los deslizamientos gruesos, podrían considerarse como una gran cantidad de movimientos de bandas o planos que se deslizan unos con relación a otros. Estas líneas de deslizamiento que se observan en la Figura 2.6 son comúnmente observados como líneas o bandas paralelas en los granos cuando se mira de forma perpendicular los granos del material [28]. La Figura 2.6 (b) muestra el desarrollo progresivo de los pares de extrusión-intrusión provocados por el proceso de fatiga, en esta figura las flechas verticales indican la dirección de la carga (tensión o compresión) y las flechas horizontales indican la progresión de los deslizamientos debido a las cargas cíclicas. Estas intrusiones y extrusiones sirven como concentradores de esfuerzos donde las grietas pueden formarse y posteriormente propagarse para conducir a la falla del material.



**Figura 2.6** Esquema del deslizamiento debido a cargas fluctuantes (a) Esfuerzo cíclico y (b) progresión de la fatiga en la formación de un par extrusión-intrusión [28].

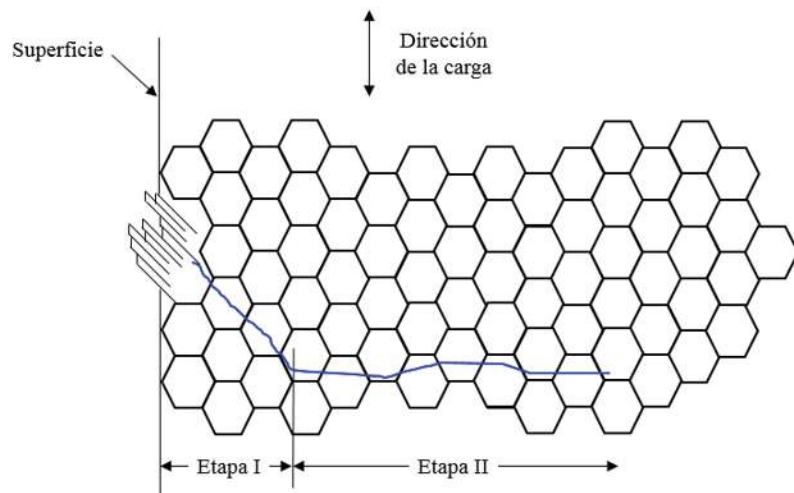
El número de líneas de deslizamiento incrementa de acuerdo con el número de ciclos de la carga aplicada, debido al fenómeno de generación de dislocaciones que se da por las cargas cíclicas, en la Figura 2.7 se muestra en forma esquemática los esquemas de deslizamiento debido a cargas fluctuantes, en ella se puede observar cómo estas líneas de deslizamiento incrementan su número de acuerdo con el número de ciclos aplicados al material, cada imagen fue tomada en la misma sección microscópica del material, la Figura 2.7 (a) corresponde a  $10^4$  ciclos, en esta imagen se observa que hay poca presencia de estas líneas de deslizamiento, en la Figura 2.7 (b) se puede observar que se da un incremento en estas bandas y en el espesor de las mismas cuando a la muestra se le han aplicado cargas cíclicas de  $50,000$  ciclos, conforme se siguen aplicando las cargas al material, las bandas y su espesor se sigue incrementando como se observa en la Figura 2.6 (c). Estas líneas de deslizamiento son la fuente de iniciación de las grietas en el fenómeno de fatiga, también se debe notar que los deslizamientos tienen ligeras diferencias en la orientación en comparación de un grano con otro, esto es debido a la orientación cristalográfica de cada grano [28]. En la Figura 2.7 se muestra imágenes microscópicas de níquel con la formación progresiva de estos deslizamientos, sin embargo, estas bandas son en tres dimensiones y son desde la superficie hasta el interior de los granos en diferentes profundidades y espesores. De esto se puede establecer que las etapas de formación de grietas en fatiga son primeramente un fenómeno superficial provocados por las cargas cíclicas. La formación preferencial de las grietas cerca de la superficie se puede explicar debido a que la deformación inelástica se da cerca de la superficie, al igual que las intrusiones y extrusiones provocadas por las cargas fluctuantes.



**Figura 2.7** Naturaleza progresiva de los deslizamientos en Níquel expuesto a cargas cíclicas (a) después de  $10^4$  ciclos, (b) después de  $5 \times 10^4$  ciclos y (c) posterior a la falla en  $27 \times 10^4$  ciclos [28].

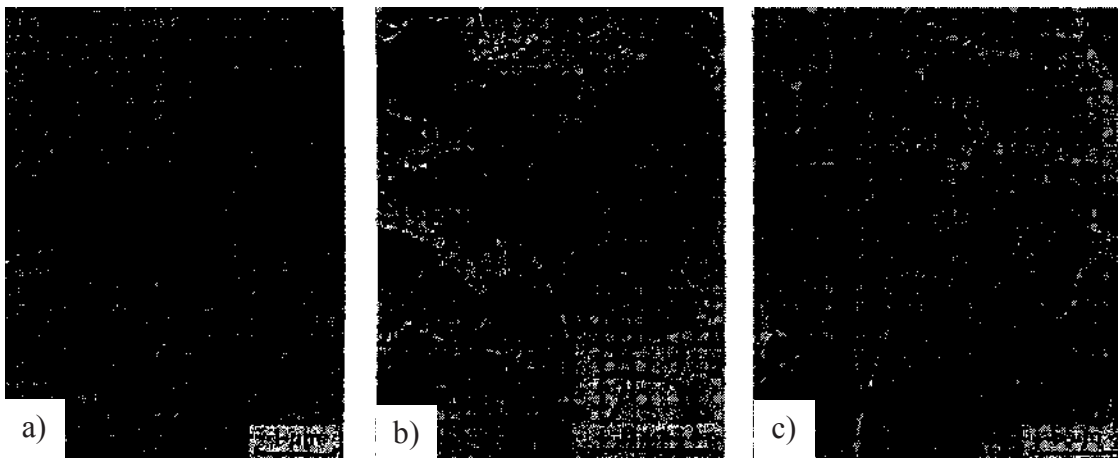
Las grietas provocadas por fatiga suelen crecer en el plano de máximo esfuerzo cortante [28], este crecimiento es muy pequeño, en el orden de algunos granos y se ve influenciado por las características del material como lo son el tamaño de grano y la estructura cristalina. A pesar de esto, no todas las grietas por fatiga crecen en la superficie, debido a que algunas grietas pueden crecer a partir de discontinuidades, fases secundarias, poros, picaduras por corrosión o cerca de la superficie [28-30]. Una vez que una microgrieta o microgrietas están presentes en el material y continúan con las cargas fluctuantes, las grietas generadas por fatiga tienden a coalescer y crecer a lo largo del plano del máximo rango de esfuerzos de tensión [28]. Las dos etapas del crecimiento de grieta por fatiga son llamadas “Etapa I” (modo de corte) y “Etapa II” (modo de tensión) [28, 31].

En la Figura 2.8 se observa un esquema del crecimiento de la grieta en estas dos etapas. En la primer etapa, una vez que la grieta ha nucleada en la superficie, esta comienza un crecimiento controlado por el esfuerzo y la deformación cortante, para posteriormente propagarse a través de los granos como se observa en la Figura 2.8, en la etapa II es cuando la grieta se propaga en forma de “zig-zag” debido a las diferentes orientaciones de los granos, en esta etapa el movimiento de la grieta es controlado por el rango de esfuerzo máximo [4, 28]. La mayoría de las grietas se propagan de forma transgranular, sin embargo, la propagación de la grieta también se puede dar de forma intergranular, esta variación en el modo de propagación de la grieta se debe principalmente a la microestructura del material, nivel de carga y condiciones del ambiente de prueba [28].



**Figura 2.8** Esquema microscópico de la etapa I (modo de corte) y etapa II (modo de tensión) transgranular del crecimiento de grieta por fatiga [28].

Los tres principales mecanismos de propagación de las grietas por fatiga son: a) formación de estrías, b) coalescencia de microhuecos y c) microclivaje [28]. La formación de estrías se suele observar en magnificaciones entre el rango de 1,000x - 50,000x, como se observa en la Figura 2.9 (a) y su visualización es difícil debido al contacto entre las superficies durante las cargas cíclicas. Estas estrías se deben principalmente al paso de la grieta a través de la superficie y al endurecimiento que es causado por la raíz de la grieta al ir avanzando en cada ciclo [27, 28]. La coalescencia de microhuecos es atribuida al agrietamiento interfacial entre partículas de precipitados o inclusiones y el material de la matriz, un ejemplo de este mecanismo se aprecia en la Figura 2.9 (b). Este mecanismo se forma a través de nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos durante la deformación plástica, este mecanismo es considerado un proceso de alta energía, en el cual suele presentarse en altas tasas de crecimiento de grieta [28]. Por otro lado, el microclivaje, es considerado un mecanismo de baja energía y por lo tanto un mecanismo indeseable en el crecimiento de grietas por fatiga, como se observa en la Figura 2.9 (c). El clivaje suele observarse como facetas planas y es más susceptible en materiales con estructura cristalina tipo hexagonal (HCP) y cubica centrada en el cuerpo (BCC). El mecanismo de clivaje o microclivaje es considerado el mecanismo de fractura más frágil en los materiales policristalinos y es asociado a que el flujo de deformación plástica es restringido debido a la poca movilidad de las dislocaciones en el material [28].



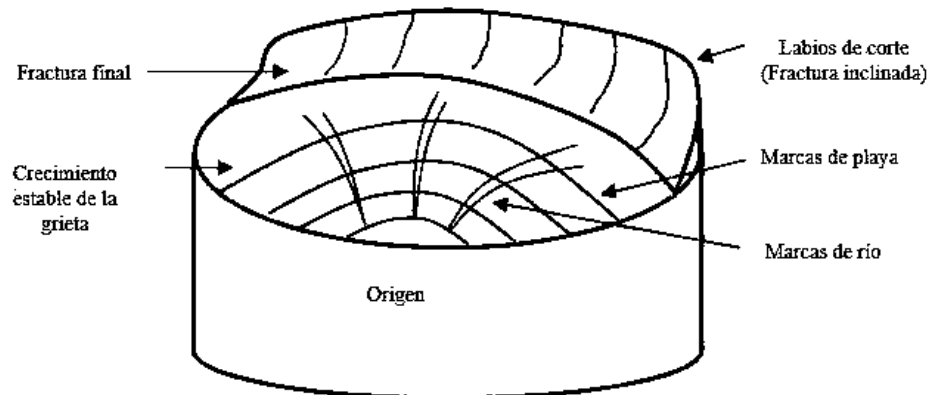
**Figura 2.9** Ejemplos de imágenes del crecimiento de grietas en un acero inoxidable 17-4 PH (a) formación de estrías, (b) coalescencia de microhuecos y (c) microclivaje.

De forma general, el proceso de agrietamiento por fractura puede describirse de la siguiente manera, el deslizamiento es el primer proceso que ocurre y es superficial, posteriormente se da la

nucleación y crecimiento de microgrietas que tienden a crecer en función del número de ciclos, las grietas que se forman tienden a crecer y combinarse para dar paso al crecimiento de una sola grieta, esta grieta alcanza un tamaño crítico y la fractura de forma repentina ocurre.

#### 2.4.2 Características de la superficie de fractura

El análisis de la superficie de la fractura en fenómenos de fatiga, se ha visto mejorada con la implementación de la microscopía electrónica de barrido, la cual ha permitido un análisis más detallado de estas superficies. A pesar de la mejora en las técnicas de estudio, el primer análisis que se realiza a una superficie fracturada se realiza a simple vista, donde generalmente se pueden reconocer tres etapas: etapa I, que es la etapa que comprende la nucleación de la grieta, etapa II que se identifica por la propagación de la grieta y la etapa III, que es la etapa de falla. Estas tres etapas generalmente se pueden distinguir a simple vista, en la Figura 2.10 se observa una imagen esquemática de una superficie de fractura. En esta figura se aprecian algunas características típicas de la superficie de fractura, también se observan las marcas de río de las cuales se puede deducir la dirección de propagación de la grieta, las marcas de playa, las cuales pueden contener estrías y la zona de la fractura final, la cual también es conocida como “tenacidad a la fractura”.



**Figura 2.10** Esquema de la superficie de fractura [27].

Las fracturas ocasionadas por grietas por fatiga tienen ciertas características en común, como son: a) distintos sitios de nucleación de grietas, b) “marcas de playa” distintivas del crecimiento de la grieta y c) una región distinta de la fractura final.

En la Figura 2.11 se observa la superficie de una fractura ocasionada por fatiga, donde se observan las denominadas “marcas de playa”, estas marcas son originadas debido a la formación de dos superficies cuando se crea la grieta, la cual se abre y cierra durante el ciclo de carga en el cuál la grieta o grietas inician y detienen su crecimiento a diferentes razones de crecimiento. La interacción de una o varias grietas con un medio ambiente corrosivo bajo diferentes niveles de cargas también producirá distintas marcas de playa [28, 30, 32]. De esta forma se puede apreciar que el fenómeno de fatiga es sensible no solo al acabado superficial como se menciona en la sección anterior, sino que también es sensible al ambiente al cual este sometido el componente en operación. Cabe destacar que las marcas de playa indican que la grieta se dirige en una dirección y que hubo un cambio en el ambiente al que está expuesto el componente y/o al nivel de esfuerzos al que está sometido el mismo, estas mismas no indican la propagación de la fractura ciclo por ciclo [28], las marcas que indican la propagación de la grieta ciclo por ciclo, son las estrías, estas, si pueden ser relacionadas con la tasa de propagación de la grieta debido a la separación entre ellas en una zona local y las cuales son particularmente verdaderas para materiales dúctiles y homogéneos. Estas estrías generadas por el avance de la grieta, generalmente suelen inclinarse en dirección de la grieta y tienden a ser perpendiculares a la dirección principal de crecimiento de la grieta. Sin embargo, hay que considerar que la grieta usualmente se suele propagar en diferentes planos, los cuales pueden contener diferentes espaciamientos en las estrías que forman [28, 33, 34].

En longitudes que se pueden denominar como cortas, el patrón del crecimiento de grieta suele ser un patrón plano y perpendicular a la carga aplicada. Conforme la grieta comienza a crecer, la zona plástica de la grieta comienza a crecer en tamaño y el plano por el cual se propaga la grieta puede girar a  $45^\circ$ , esto se puede tornar en uno o dos planos a  $45^\circ$ , esto debido a que la grieta crece preferencialmente en el plano de máximo esfuerzo de tensión. De esto se deduce, que en especímenes planos o en láminas, el modo de crecimiento de la grieta es controlado principalmente por el tamaño de la raíz de la grieta relativo al espesor. Mientras que, el esfuerzo de fluencia, la magnitud de las cargas aplicadas y la longitud de la grieta controlan el comportamiento de propagación de la grieta [28].

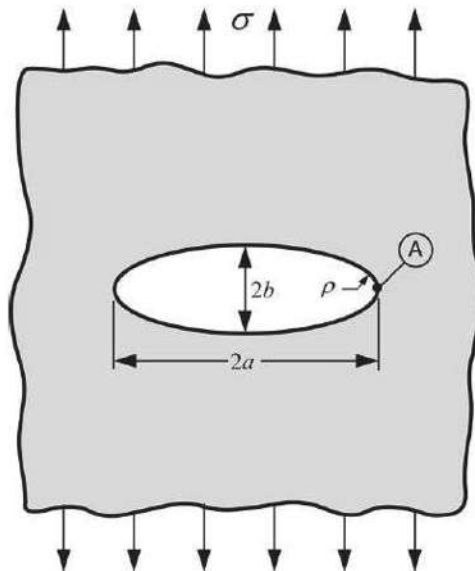




**Figura 2.11** Superficie de una fractura por fatiga mostrando líneas características de progresión [33].

#### **2.4.3 Efecto concentrador de esfuerzos de los defectos**

El efecto concentrador de esfuerzos fue investigado inicialmente por Inglis [35], quien analizó en una grieta a través del espesor con forma elíptica dentro de una placa delgada sometida a un esfuerzo remoto ( $\sigma$ ) perpendicular al eje mayor de la elipse como se muestra en la Figura 2.12.



**Figura 2.12** Hueco elíptico en una placa plana [4].

Para su estudio, Inglis consideró que los límites de la placa no influían (es decir que el ancho de la placa es mucho más grande que  $a$ ), además consideró  $2a$  para la longitud del defecto y  $2b$  para el alto. Los resultados de su análisis mostraron que este tipo de grieta produce una concentración de esfuerzos ( $\sigma_A$ ) en el vértice de la elipse denotado por  $A$  en la figura. La concentración de esfuerzos para la geometría descrita está dada por la ecuación [4]:

$$\sigma_A = \sigma \left( 1 + \frac{2a}{b} \right) \quad (5)$$

Si se modifica la ecuación se tiene la relación  $\sigma_A/\sigma$  que es conocida como el factor de concentración de esfuerzos ( $k_t$ ). Para el caso de que  $a = b$ , se tiene una geometría circular y por lo tanto  $k_t$  tiene un valor de 3.0, esto quiere decir que la concentración de esfuerzos en el punto  $A$ , será tres veces mayor al esfuerzo remoto  $\sigma$  aplicado.

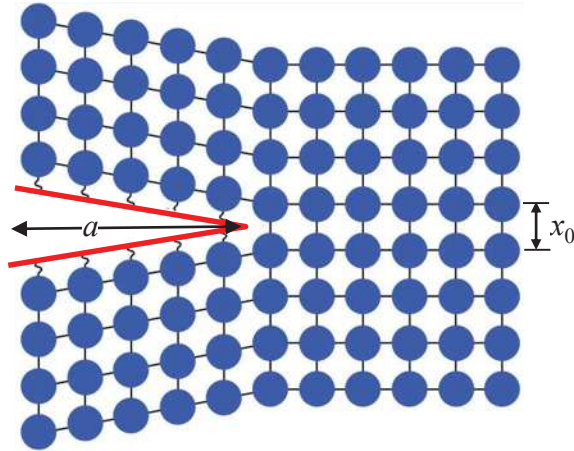
Conforme la longitud de la grieta ( $a$ ) incrementa su tamaño con respecto a la longitud ( $b$ ), la geometría del defecto toma la forma de una grieta aguda. Se ha reportado que las grietas que se forman en los cordones son agudas, para el análisis de este caso, Inglis [35] consideró al radio de la curvatura ( $\rho$ ) de la raíz de la grieta en su ecuación y expresar  $\sigma_A$  usando la ecuación [4]:

$$\sigma_A = \sigma \left( 1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (6)$$

Donde  $\rho = b^2/a$ , para el caso de que  $a \gg b$ ,  $\sigma_A$  es descrito por la ecuación:

$$\sigma_A = 2\sigma\sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (7)$$

Sin embargo, la ecuación anterior predice un esfuerzo infinito cuando  $\rho = 0$ , lo cual implica que que el material fallará inclusive al aplicársele un esfuerzo muy pequeño.



**Figura 2.13** Representación esquemática de una grieta propagándose a través de planos cristalográficos.

Debido a que en los materiales reales la distancia interatómica ( $x_0$ ) sería el menor valor de  $\rho$ , la ecuación anterior puede modificarse haciendo la sustitución  $\rho = x_0$ , obtenemos la ecuación:

$$\sigma_A = 2\sigma \sqrt{\frac{a}{x_0}} \quad (8)$$

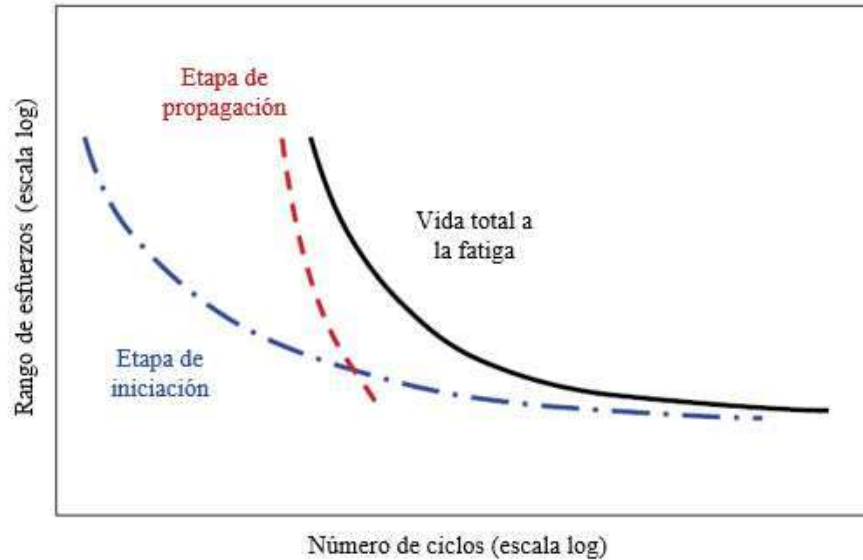
Las consecuencias de este análisis son muy importantes al momento de hacer estudio de fatiga en materiales ya que en la presencia de un defecto el fenómeno de crecimiento estable de grietas por fatiga puede ser afectado por el fenómeno de la concentración de esfuerzos.

#### 2.4.4 Características de las curvas vida a la fatiga (S-N)

Para que un material pueda ser “fatigado”, se requiere que exista al menos una de las siguientes tres condiciones: a) una parte de la carga cíclica debe ser un esfuerzo de tensión, b) una amplitud de esfuerzo superior a un valor mínimo llamado “límite de fatiga” y c) un número suficiente de ciclos.

Para describir el comportamiento o la resistencia a la fatiga de los materiales a menudo se utilizan gráficas del esfuerzo contra el número de ciclos, a esta curva o gráfica se le denomina *Curva S-N*. Esta curva representa la vida a la fatiga del material sometido a una carga variable durante un tiempo determinado o un número determinado de ciclos. La curva *S-N* refleja las dos etapas de la vida a la fatiga, la fase de iniciación o nucleación de la grieta y la fase de crecimiento o propagación de la grieta. Entonces, la vida total a la fatiga es la suma de estas dos etapas como lo muestra la

Figura 2.14. En las estructuras con discontinuidades o defectos (como lo son las uniones soldadas), no existe la etapa de iniciación de la grieta, toda la vida a la fatiga de la unión se consume en la etapa de propagación.

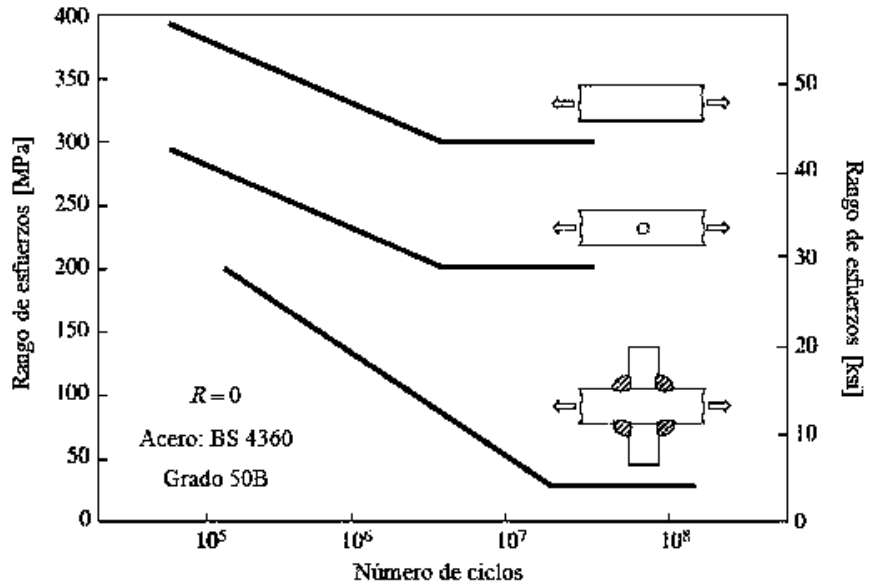


**Figura 2.14** Fases de iniciación y propagación de la vida total a la fatiga [25].

La curva  $S-N$  no es muy usada para predecir la vida a la fatiga de componentes que contienen discontinuidades, ya que los componentes que contienen discontinuidades, suelen generar puntos de concentración de esfuerzos donde se localizan estos desperfectos, generando una alteración que generalmente se presenta como una disminución en la vida a la fatiga que se ve reflejada en la curva  $S-N$ , como se puede observar esquemáticamente en la Figura 2.15. La presencia de una unión soldada en un componente puede ser un caso en el que la curva  $S-N$  no pueda predecir correctamente la vida a la fatiga del componente soldado, esto es debido a que las uniones soldadas tienden a concentrar esfuerzos en zonas localizadas, como en la ZAT, en el cordón de soldadura o por la geometría de la unión soldada y este efecto de concentración de esfuerzos disminuye el número de ciclos para el inicio del agrietamiento y reduce severamente la resistencia a la fatiga de la estructura.

Debido a que se puede esperar que ocurran fallas provocadas por defectos preexistentes o concentraciones de esfuerzos por el proceso térmico de la soldadura o a fases secundarias que pueden precipitar o a los mismos cambios de secciones en todas las soldaduras, la vida de servicio de muchas uniones soldadas sujetas a carga de fatiga es dictada por la tasa de propagación de

grietas. En otras palabras, la iniciación de la grieta puede ignorarse y solo la propagación de la grieta controla la vida de fatiga [25]. La vida a la fatiga es, entonces, una función de la magnitud relativa de la tensión fluctuante diferencial ( $\Delta\sigma$ ) y la tasa de extensión de grieta por ciclo de fatiga ( $da/dN$ ) [24, 25].



**Figura 2.15** Efecto de una unión soldada en el comportamiento de vida a la fatiga [25].

#### 2.4.5 Estado de deformación cíclica

Como se mencionó anteriormente, cualquier componente sometido a cargas cíclicas puede ser llevado a la fatiga, prácticamente en cualquier nivel. A continuación, se describen los estados de deformación cíclica que conducen a la fatiga y sus principales características [27].

##### 2.4.5.1 Fatiga de altos ciclos

Todo el componente o espécimen se ve sometido a cargas cíclicas de deformación elástica, y solo hay una pequeña zona plástica en la raíz de la grieta. Como el nivel de esfuerzos es relativamente bajo (inferior al esfuerzo de fluencia), es necesario un alto número de ciclos para alcanzar la fractura por fatiga (podrían ser varios millones de ciclos).

##### 2.4.5.2 Fatiga de bajos ciclos

Existe una carga cíclica de deformación plástica en una gran parte del componente o espécimen (sección transversal restante en el plano de la grieta), por lo que la propagación de la grieta se da a

través de una región deformada plásticamente. En este caso, la fractura se produce en miles o cientos de ciclos.

### 2.4.5.3 Fatiga de muy bajos ciclos.

Todo el componente o espécimen se encuentran bajo cargas cíclicas de deformación plástica, por lo que la fractura ocurre dentro de pocos ciclos, y se denomina “fatiga de muy bajos ciclos”.

### 2.4.6 Variables de la fatiga

El primer caso (tensión elástica) es el más importante e interesante en la investigación y la práctica, debido a que todos los componentes estructurales y mecánicos propenso a cargas cíclicas están diseñados para operar bajo un régimen de tensión elástica [27, 36]. Durante la prueba de fatiga, el espécimen de prueba está sujeto a cargas cíclicas hasta que se provoca la falla. Las cargas aplicadas, comúnmente se definen por el rango de esfuerzos ( $S_r$ ) o por la amplitud de esfuerzos ( $S_a$ ).

$S_r$  es definido por la diferencia algebraica entre el esfuerzo máximo ( $S_{\max}$ ) y el esfuerzo mínimo ( $S_{\min}$ ), como lo muestra la ecuación 9:

$$S_r = S_{\max} - S_{\min} \quad (9)$$

Y la amplitud de esfuerzos se define como la mitad del rango de esfuerzos, como se muestra en la ecuación 10:

$$S_a = \frac{S_{\max} - S_{\min}}{2} \quad (10)$$

Las variables que se especifican anteriormente, se muestran en la Figura 2.16.

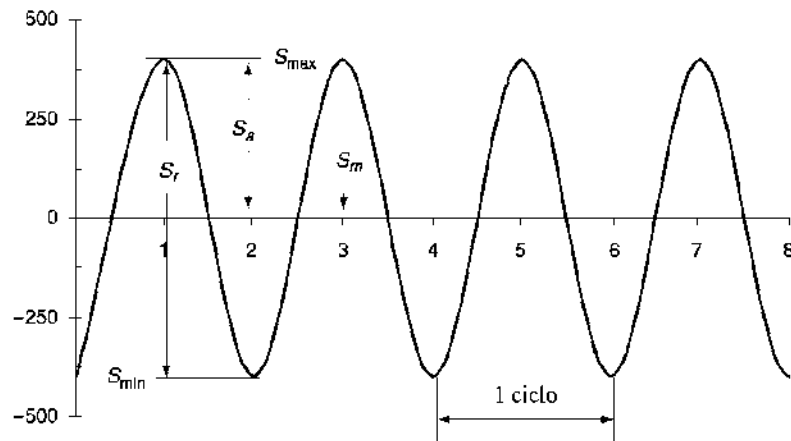
El ciclo de la carga es totalmente definido por la relación de carga,  $R$ , el cual es definido por la ecuación 11:

$$R = \frac{S_{\min}}{S_{\max}} \quad (11)$$

De acuerdo con el valor de  $R$ , se definen los diferentes tipos de cargas cíclicas. Cabe mencionar que el signo de  $R$  se define por el signo de las cargas cíclicas aplicadas y no por los valores de  $K$ , debido a que  $K$  no tiene valores negativos. La Tabla 2.2 resume el tipo de cargas cíclicas de acuerdo a los valores de  $R$  [30].

**Tabla 2.2** Tipos de cargas cíclicas de acuerdo al valor de  $R$  [30].

Tipo de Carga Cíclica	Valor de $R$
Tensión-Tensión	$0 < R < 1$
Tensión-compresión	$-\infty < R < 0$
Completamente invertido Tensión-Compresión	$R = -1$
Compresión-Compresión	$R > 1$



**Figura 2.16** Variables de esfuerzos utilizados en fatiga [30].

## 2.5 Revisión y discusión del estado del arte

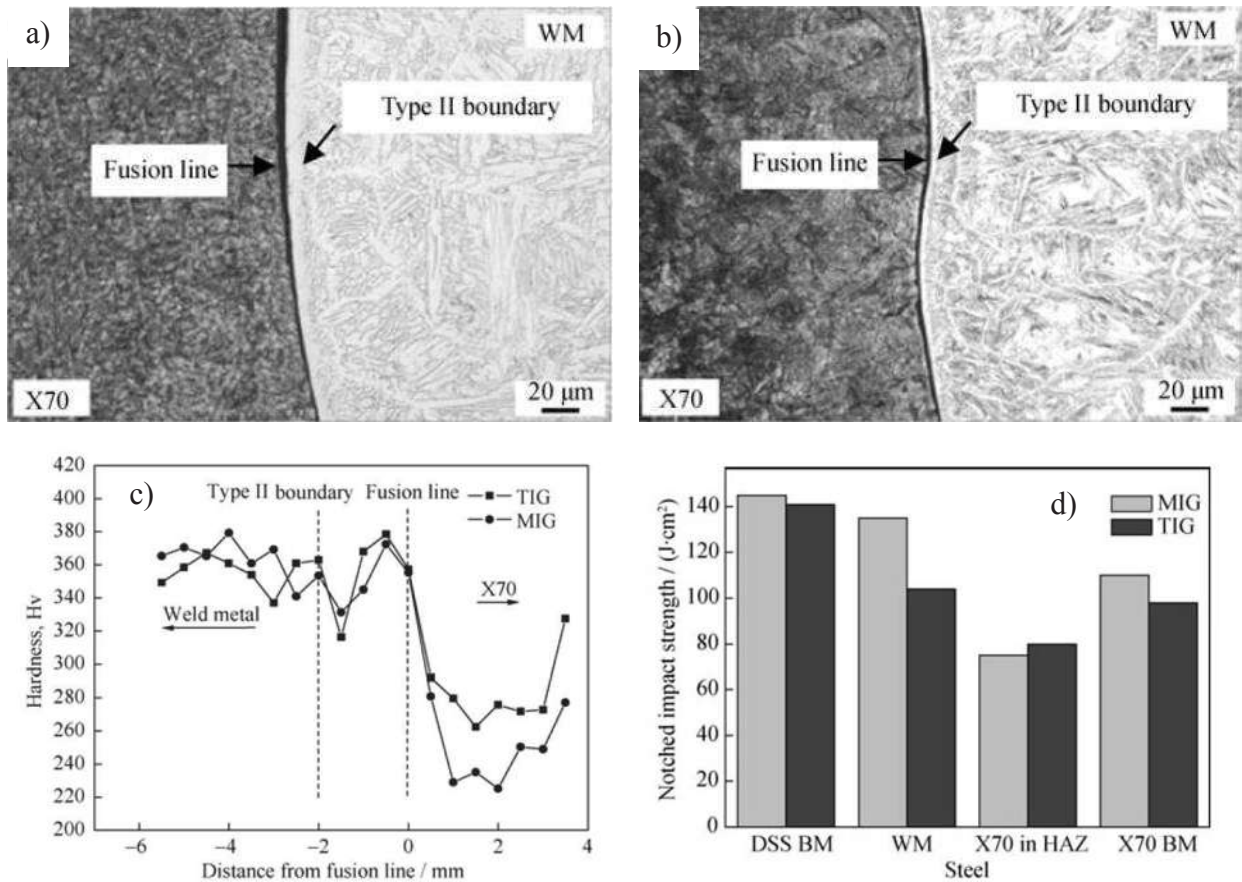
Las uniones soldadas disímiles han sido tema de estudio durante muchos años, debido a su importancia en diversos sectores de la industria y a sus fallas relacionadas con la soldadura de los materiales disímiles, en donde se presentan fenómenos como migración de carbono y concentración de esfuerzos en la zona de transición, como ha reportado Lundin [37]. Savage y col. [38] estudiaron la soldadura de un acero HY-80 con un E11018G y observaron la formación de una zona denominada de *no mezcla* y una *zona parcialmente mezclada*, donde la zona denominada “zona de no mezcla” que se ubica adyacente a la línea de fusión de la unión, presentan la misma composición química que el material base, en esta misma zona, ellos reportaron un gradiente de composición química, atribuyéndole este fenómeno a la segregación de soluto durante la solidificación en la soldadura, este fenómeno ha sido ampliamente reportado por diversos autores [39-42].

Wang y col. [43] investigaron el efecto de dos procesos de soldadura en la microestructura y propiedades mecánicas de dos uniones soldadas producidas entre un acero inoxidable dúplex UNS31803 y un acero API X-70. Las uniones se realizaron a través de los procesos de GTAW y

GMAW, en ambas soldaduras emplearon un electrodo ER2209. A través de los análisis que realizaron por medio de MEB, ellos reportaron la presencia de granos de austenita en los límites de grano de la fase ferrita y pequeñas cantidades de austenita en el interior de los granos de ferrita en la ZAT del AID, mientras que en el metal de soldadura reportan un incremento en la presencia de la fase ferrita en comparación a la ZAT y el material base del AID. Los autores atribuyen esto al mayor contenido de Ni en el material de aporte, además de que reportan una mayor presencia de la fase austenita en el metal de soldadura del proceso GMAW que en referencia al proceso GTAW. Esto lo atribuyen a la baja velocidad de enfriamiento de dicho proceso. Mientras que en la línea de fusión entre el API X-70 y el ER2209, ellos reportan la formación de límite de grano tipo II en ambas uniones soldadas, como se observa en la Figura 2.17 (a)-(b) la formación de este tipo de límite lo relacionaron a la diferencia en cuanto a estructura cristalina entre el API X-70 y el ER2209, como a la diferencia en la composición química y al cambio en la dilución del material base. Los autores relacionan estos fenómenos con gradientes de composición química entre el metal y el metal de aporte. Por otra parte, el estudio de las propiedades mecánicas de las uniones soldadas lo realizaron a través de ensayos de tensión, microdureza y ensayos de impacto a una temperatura de  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Los autores reportan un valor máximo de resistencia a la tensión de  $\sim 640\text{ MPa}$  en ambas uniones soldadas, la fractura en estas pruebas de tensión para ambas uniones soldadas se dio en el material base del API X-70. En la Figura 2.17 (c), reportaron que en ambas uniones soldadas hay una mayor dureza en una pequeña zona formada entre la línea de fusión y el límite de grano tipo II, esto lo relacionan con la precipitación de la fase martensita (aunque no proporcionan evidencia de esto) o de carburos debido a la migración del elemento carbono del API X-70 hacia el metal de soldadura.

De las pruebas de resistencia al impacto, Figura 2.17 (d), ellos concluyen que tanto el material base del AID como las dos secciones del metal de soldadura tuvieron los valores de resistencia al impacto más altos, pero, destacan que la sección del metal de soldadura de la muestra producida por el proceso GMAW tiene una mayor resistencia al impacto, esto debido a la disminución en la relación ferrita-austenita causada por un menor aporte térmico del proceso, el cual provoca una menor velocidad de enfriamiento, esto coincide con lo reportado por diversos autores [44-46].

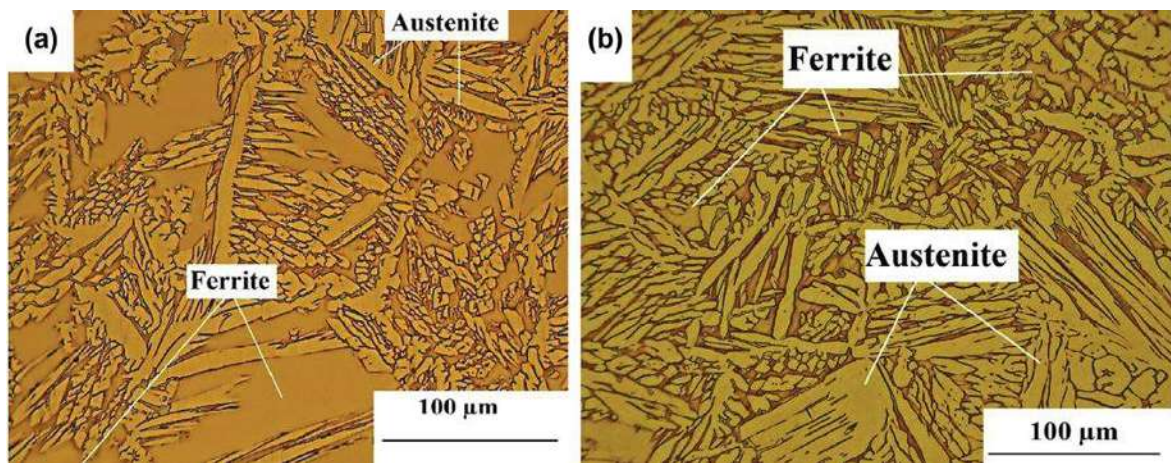




**Figura 2.17** Microestructuras obtenidas por SEM de las uniones soldadas (a) proceso MIG, (b) proceso TIG, (c) barridos de microdureza en ambas uniones y (d) comparación entre los resultados de las pruebas de impacto [43].

M. Sadeghian y col. [45] estudiaron el efecto del aporte térmico en la microestructura y las propiedades mecánicas en una unión disímil de un acero inoxidable súper dúplex y un acero API X-65 con forma de tubo y un espesor nominal de 4 mm con un electrodo Er25.10.4.L empleando el proceso GTAW. En su estudio utilizaron dos aportes térmicos distintos con valores de 0.5 y 0.86 kJ/mm respectivamente, los autores reportan que la fracción volumétrica de la fase ferrita en el cordón de soldadura fue de 44 % para la unión con 0.5 kJ/mm y 38 % para la unión con 0.86 kJ/mm, reportando que el contenido de la fase austenita incrementa de acuerdo con el incremento en el aporte térmico. En este estudio no se reportaron fases detrimentales en el cordón de la unión. En la zona afectada térmicamente del acero inoxidable súper dúplex, reportaron crecimiento de grano de la fase ferrita producido por el calor de aporte, el ciclo térmico en una extensión de la ZAT de aproximadamente  $\sim 200 \mu\text{m}$ , también mencionan que debido al ciclo térmico y a los bajos niveles de aporte térmico la formación de la fase austenita fue suprimida en la ZAT del AISD. Por otro

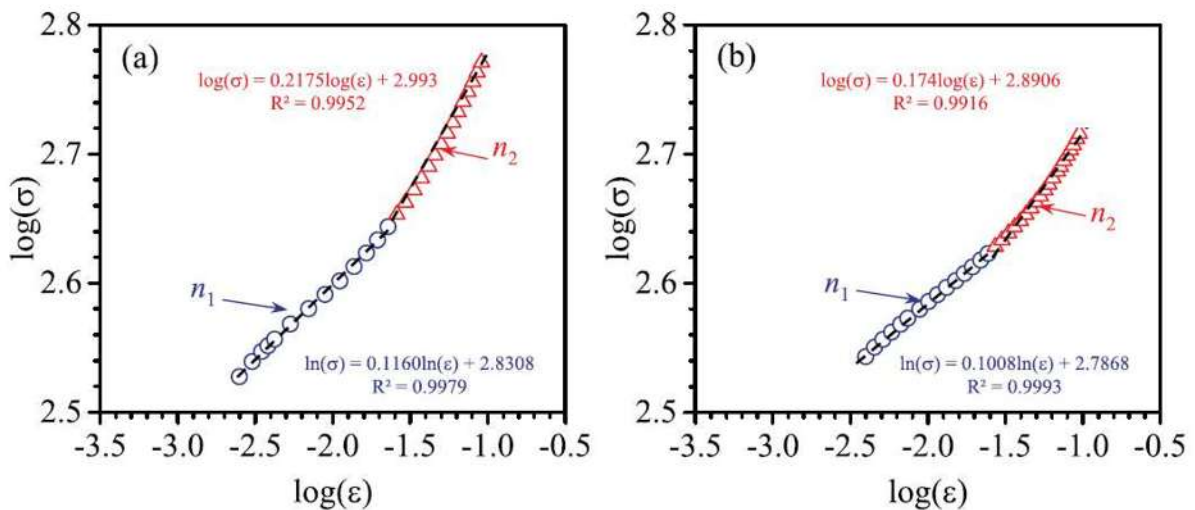
lado, en la zona de la línea de fusión entre el API X-65 y el ER25.10.4.L se encontró la formación del límite de grano tipo II, debido a la diferencia en composición química entre el electrodo y el material base. También analizaron las propiedades mecánicas de las uniones soldadas mediante pruebas de impacto, ellos informan que la unión con un aporte térmico de 0.86 kJ/mm, tiene un mayor valor de resistencia al impacto de 42 J en comparación con la muestra con aporte térmico de 0.5 kJ/mm con un valor de 32 J, esta diferencia es atribuida principalmente al efecto del aporte térmico en la microestructura, debido a que conforme incrementa el aporte térmico, la relación ferrita-austenita en el cordón de soldadura disminuye, generando una mayor cantidad de austenita lo cual se puede observar en la Figura 2.18.



**Figura 2.18** Microestructura del metal de soldadura (a) muestra 0.5 kJ/mm y (b) muestra con 0.86 kJ/mm [45].

Frei y col. [47] analizaron los efectos de un aporte térmico bajo usando el proceso GMAW por la variante de bajo aporte térmico de Transferencia de Metal en Frío (Cold Metal Transfer, CMT, por sus siglas en inglés), esto por medio de depósitos de metal de soldadura de una aleación IN 625 en un acero grado 11 y un acero 22, ellos reportaron que realizaron los depósitos con un aporte térmico de 0.2 kJ/mm, provocando una disminución en la ZAT a comparación del proceso GMAW convencional. La evidencia encontrada en ambas soldaduras (acero grado 11 y grado 22), demuestra que en la zona cercana al límite de fusión de la ZAT para aceros de baja aleación, los registros térmicos provocan la formación de fase austenita inhomogénea, el refinamiento de grano en comparación con el material base y en algunas ocasiones transformaciones parciales a austenita; estos fenómenos fueron asociados a la incompleta disolución y la limitada difusión del carbono y de los elementos de aleación a causa del corto tiempo de permanencia a altas temperaturas.

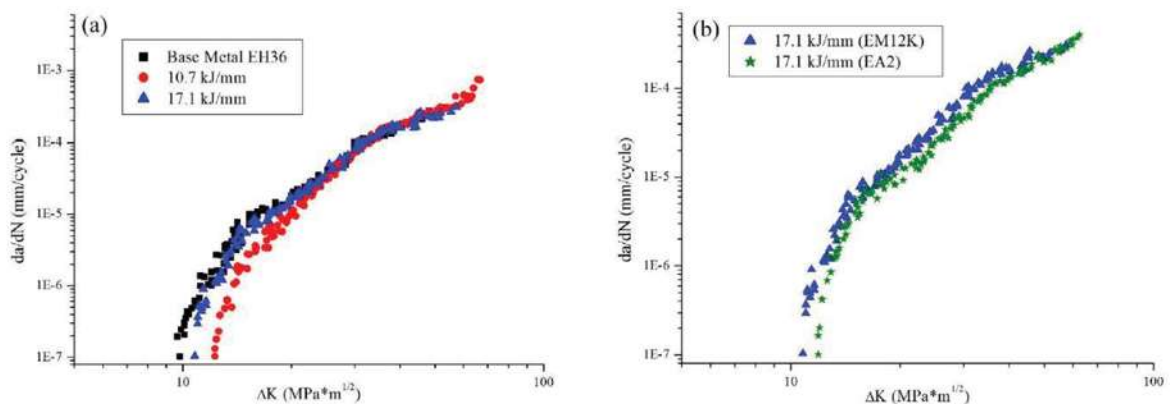
Herrera-Chávez y col. [48] investigaron una unión multi-pasada de dos placas de IN600 a través del proceso GMAW utilizando un electrodo ERNiCrMo-3 para estudiar la unión en términos de microestructura, propiedades mecánicas y comportamiento mecánico. Ellos han reportado que a través del modelo de Ramberg-Osgood se puede modelar el comportamiento mecánico durante la etapa de deformación plástica del material y de la unión soldada, también realizaron un ajuste a los datos experimentales por medio de dos etapas, con el propósito de analizar el comportamiento del endurecimiento por deformación del material base y la unión soldada. El ajuste usando dos pendientes se observa en la Figura 2.19. Los autores también reportaron que los exponentes de endurecimiento de la unión soldada es mayor que los del material base, por otro lado, ellos reportan que durante la etapa I del endurecimiento por deformación, la tasa de endurecimiento por deformación decrece rápidamente, mientras que en la etapa II, la tasa de endurecimiento disminuye en comparación con la etapa I. Este efecto en ambas etapas de endurecimiento se lo atribuyen a la capacidad de almacenamiento y aniquilación de dislocaciones del material en condición de recibido y de la unión soldada.



**Figura 2.19** Gráficas esfuerzo-deformación experimentales y modeladas de (a) material en condición de recibido y (b) unión soldada [48].

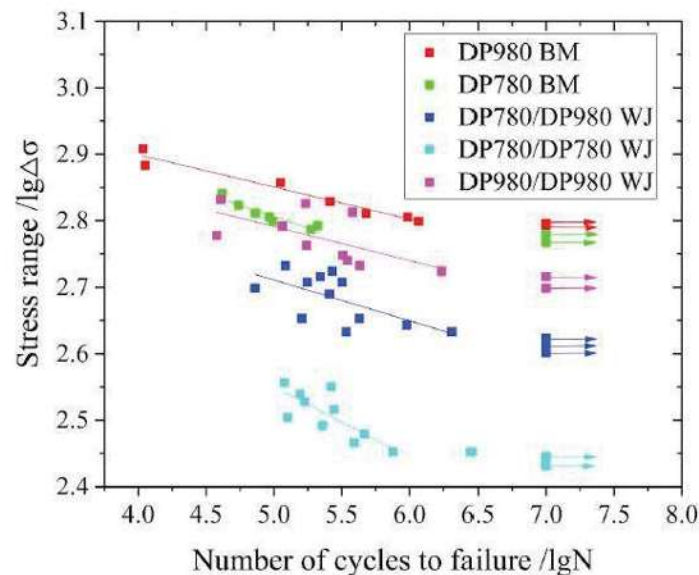
L. H. Soares-Barbosa y col. [49] estudiaron una unión soldada de un acero EH36 realizada por medio del proceso de soldadura por arco sumergido (SAW) y por el proceso de soldadura por arco sumergido con electrodo frío integrado (SAW-ICE). Como materiales de aporte utilizaron un

electrodo AWS EM12K y un electrodo AWS EA2 respectivamente y produciendo uniones soldadas con dos diferentes aportes térmicos (10.7 y 17.1 kJ/mm) con el objetivo de evaluar el efecto del aporte térmico en el comportamiento mecánico y la tasa de crecimiento de grieta por fatiga. De los resultados del ensayo de tensión, reportaron que la unión soldada usando 10.7 kJ/mm y el proceso SAW (10.7-SAW) y usando 17.1 kJ/mm y el proceso SAW-ICE (17.1-EA2) con el electrodo EA2 presentaron los más altos valores de tensión. En la unión de 10.7-SAW lo atribuyeron al hecho de que cuentan con un menor aporte térmico, lo cual, le permitió mantener una microestructura más refinada con una mayor cantidad de ferrita acicular en comparación con las otras dos uniones producidas. Con respecto a la unión de 17.1-EA2 los resultados de tensión son relacionados al contenido de Mo, el cual, promueve el incremento de la fase ferrita acicular en la zona de la soldadura. De los resultados de las pruebas de crecimiento de grieta por fatiga, ellos informan que las uniones con mayor aporte térmico presentan un mayor límite a la fatiga en comparación del material base y de la unión 10.7-SAW, como se observa en la Figura 2.20 (a), esto fué atribuido al mayor contenido de ferrita acicular en la zona del metal de soldadura. Por otro lado, en la Figura 2.20 (b) se aprecia la comparación de las uniones de 17.1-EM12K y 17.1-EA2, de donde concluyen que la muestra 17.1-EA2 tiene un incremento en la resistencia a la fatiga del 11% en comparación con la muestra 17.1-EM12K. De estos resultados, concluyen que las mejores condiciones de resistencia a la fatiga para una unión soldada por este proceso, son las que aseguren un mayor contenido de ferrita acicular en la sección del metal de soldadura.



**Figura 2.20** Resultados de las pruebas de crecimiento de grieta (a) efecto del aporte térmico y (b) efecto de la composición química [49].

Yang y col. [50] evaluaron el efecto de la microestructura en la resistencia a la fatiga de tres uniones producidas entre un acero DP 780 y un acero DP 980 unidos por medio del proceso de soldadura por láser en diferente configuración entre los materiales base (DP780/DP780, DP780/DP980 Y DP980/DP980). Los autores reportan que la resistencia a la fatiga de la unión DP780/DP980 se encuentra en un valor intermedio entre las uniones DP780/DP780 y DP980/DP980, como se observa en la Figura 2.21, mientras que la unión DP980/DP980 fue la que presentó una mayor resistencia a la fatiga, sin embargo, las tres uniones mostraron valores de resistencia a la fatiga por debajo de los valores de los materiales base. En este estudio se reporto que las fallas ocurrieron en la zona suave (ZS) de estas uniones que es el área del cordón de la soldadura donde se reporta una menor proporción de la fase ferrita, la cual tiene menores propiedades mecánicas y una mayor cantidad de la fase martensita, la cual debido a su poca capacidad para deformarse, junto con la disminución en el área en el cordón de la soldadura, provoco una concentración de esfuerzos que llevó a la falla. Por otro lado, ellos reportan que las grietas por fatiga se dieron principalmente en la interfaz martensita-ferrita y de modo intragranular en los granos de ferrita, esto principalmente se lo atribuyeron a que la ferrita tiene una mayor capacidad para deformarse plásticamente que la fase martensita.



**Figura 2.21** Graficas de las curva  $S - N$  de los materiales base y de las uniones soldadas [50].

## CAPITULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

### 3.1 Materiales base

Ambos materiales fueron recibidos en condición de placas, el API X-70 con un espesor nominal de 10 mm, mientras que el AID 2205 con un espesor de 7 mm. Ambos materiales fueron analizados a través de espectrometría de emisión óptica (EEO) para conocer su composición química en condición de recibido, las cuales se muestran en la Tabla 3.1. Por otro lado, también se examinaron sus propiedades mecánicas a través de pruebas de tensión y mediciones de microdureza, las cuales se muestran en la Tabla 3.2.

**Tabla 3.1** Composición química de los materiales base (% en peso).

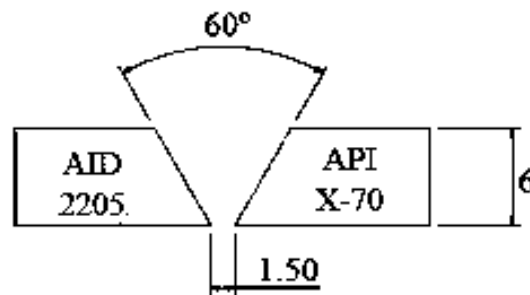
Material	Elemento								
	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	P	S	Fe
API X-70	0.074	1.330	0.036	0.070	<0.01	0.203	<0.0005	<0.150	Bal.
AID 2205	0.023	1.173	21.915	5.113	3.171	0.508	0.197	<0.150	Bal.

**Tabla 3.2** Propiedades mecánicas de los materiales base.

Material	Esfuerzo de fluencia [MPa]	Esfuerzo último [MPa]	Módulo de Elasticidad [GPa]	Dureza Vickers [HV]
API X70	840	934	200	213
AID 2205	600	773	196	267

### 3.2 Diseño de la unión soldada disímil (UDS).

Se soldaron placas de AID 2205 y de acero API X70 a través del proceso de soldadura GMAW conforme a la norma API 1104 [51] usando un bisel simple en V, con un ángulo de ranura de 60° y una separación de raíz de 1.50 mm como se muestra en la Figura 3.1.



**Figura 3.1** Unión tipo V (cotas en mm).

Para determinar el aporte térmico que se utilizó en cada unión soldada, se empleó una ecuación conforme a la corrección hecha al código ASME IX QW 409 por Melfi [52]:

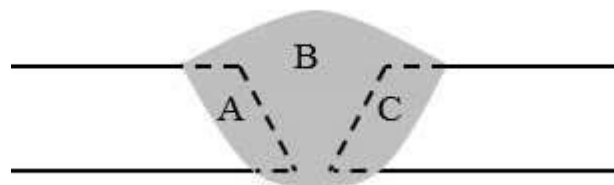
$$Q = \frac{60\eta VI}{v} \quad (13)$$

Donde  $Q$  es el calor neto aportado en kJ/mm,  $V$  es el voltaje (V),  $I$  es la corriente eléctrica (A),  $\eta$  es la eficiencia del proceso de soldadura y  $v$  la velocidad de soldadura en mm/s. La eficiencia del proceso de soldadura GMAW ha sido reportada por diversos autores [20, 53] y está en un rango del 75 al 85 %. Para propósitos de cálculos de ésta tesis, se ha seleccionado un valor de 75 % como eficiencia del proceso. Se calcularon los aportes térmicos para clasificar tres niveles de aporte térmico (bajo, medio y alto), los parámetros utilizados en este estudio se observan en la Tabla 3.3. La nomenclatura que se utilizó para referirse a cada USD, fueron BAT, MAT y AAT. Las soldaduras fueron realizadas con una mezcla de gases de protección con composición: 2% oxígeno, 3% nitrógeno y 95% de argón. Cabe señalar que la separación entre el electrodo y la superficie de los materiales base fue de 10 mm en las muestras MAT y AAT, mientras que en la muestra de BAT fue de 8 mm.

**Tabla 3.3** Variables del proceso de soldadura GMAW utilizadas y valores de aporte térmico producidos con una eficiencia de 75%.

Muestra	Voltaje [V]	Corriente [A]	Vel. de avance [mm/s]	Flujo de gas [L/min]	Vel. de alimentación [mm/s]	Aporte térmico [kJ/mm]
BAT	18	263	3.6	16.52	110	0.986
MAT	22.5	240	3.6	16.52	110	1.125
AAT	27	255	3.6	16.52	110	1.434

El porcentaje de dilución, se define como la cantidad de material de aporte que se diluye en el metal base fundido durante el proceso de soldadura como se muestra en la Figura 3.2.



**Figura 3.2** Representación esquemática de la dilución en una soldadura [25].

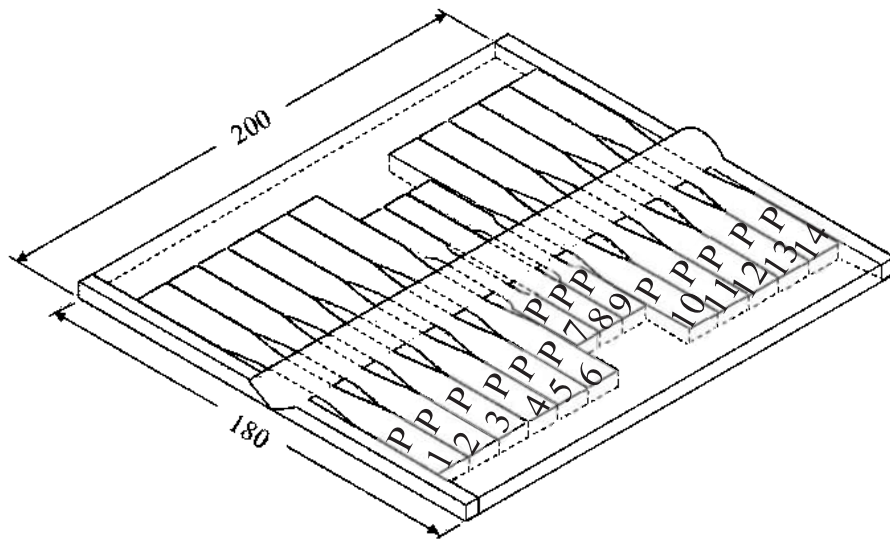
El % de dilución [20, 54] está dado por la ecuación:

$$\% \text{ dilución} = \frac{A_A + A_C}{A_A + A_B + A_C} \times 100 \quad (14)$$

Siendo  $A_A$  y  $A_C$  las áreas del metal base sólido dentro de la soldadura y  $A_B$  el área total del cordón de soldadura.

### 3.2.1 Seccionamiento de las placas soldadas

Una vez que se realizaron las uniones soldadas, las placas fueron seccionadas mediante corte por sierra cinta con la finalidad de obtener probetas para ensayos de tensión, fatiga y para la caracterización microestructural. El corte se realizó en la secuencia que se muestra en la Figura 3.3, debido a que existe una mayor probabilidad de que se encuentren defectos en las zonas del principio y final de las placas soldadas, estas zonas fueron descartadas.



**Figura 3.3** Representación esquemática de los cortes en las placas soldadas para obtener las probetas para los ensayos de tensión y fatiga (cotas en mm).

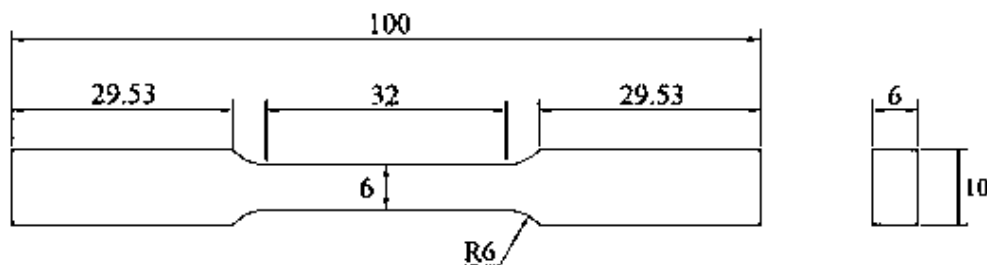
La pieza P8 se seleccionó para realizar la caracterización microestructural y las pruebas de microdureza, las piezas P7 y P9 se utilizaron para realizar las pruebas de tensión uniaxial, mientras que las piezas P1-P6 y P10-P14 fueron utilizadas para la fabricación de las probetas de fatiga.



### 3.3 Caracterización mecánica de las USD

#### 3.3.1 Ensayos de tensión uniaxial

Para conocer el efecto del aporte térmico en las propiedades mecánicas de las juntas soldadas se fabricaron probetas de tensión de acuerdo con la norma ASTM E8M-04 [55], con las dimensiones mostradas en la Figura 3.4. Esto con la finalidad de determinar el esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ) y el esfuerzo último de tensión ( $\sigma_{UTS}$ ) de las diferentes USD.



**Figura 3.4** Probeta para ensayo de tensión de acuerdo con la norma E8M-04 (cotas en mm).

Las pruebas de tensión se realizaron con una velocidad de prueba de 0.005 mm/s y con una frecuencia de adquisición de datos de 1 Hz usando una máquina servo-hidráulica marca MTS modelo Lankmark con capacidad de 100 kN, la deformación de las probetas se determinó mediante un extensómetro marca MTS, modelo 634.31F-24 con una longitud calibrada de 20 mm.

#### 3.3.2 Ensayos de microdureza.

Para los ensayos de Microdureza Vickers se utilizó un microdurómetro Vickers marca Mitutoyo, modelo HM-220B y se realizaron perfiles de microdureza con distancia entre improntas de 200  $\mu\text{m}$ . Cada perfil inició en el acero API, pasó por las distintas zonas de la unión soldada y llegó al acero ID. Cabe señalar que las pruebas de microdureza se realizaron de acuerdo a lo establecido por la norma ASTM B384-99 con una carga de 500 gf y un tiempo de indentación de 10 segundos.

### 3.4 Tratamientos térmicos API X-70

Para investigar si el acero API X-70 pudiera haber sufrido un proceso de deformación para hacer una placa a partir de un tubo, se cortaron 7 piezas con geometría de cubo y un volumen aproximado de 1  $\text{cm}^3$ , Las muestras se sometieron a tratamientos térmicos cada una a distinta temperatura en un rango que va de 500 a 800  $^{\circ}\text{C}$  con separación entre tratamientos de 50  $^{\circ}\text{C}$  y con un tiempo de permanencia de 2.5 horas. Después de cada tratamiento, las muestras fueron enfriadas en aire.

Posteriormente se realizaron 10 mediciones de microdureza Vickers en cada muestra usando una carga de 500 gf.

### **3.5 Caracterización microestructural.**

#### ***3.5.1 Microscopía óptica***

Mediante microscopía óptica se analizó la microestructura de cada uno de los diferentes niveles de aporte térmico en las USD. Para realizar este análisis, las muestras se debastaron con técnica metalográfica usando papel abrasivo de SiC con diferentes granulometría que va desde 80 (188  $\mu\text{m}$ ) hasta llegar al 2000 (5.3  $\mu\text{m}$ ). Después de esto, las muestras fueran pulidas a espejo con tres pasta de diamante (7, 3 y 1  $\mu\text{m}$ ). Finalmente, y dado que se trata de una unión disímil, la microestructura de las diferentes regiones de la junta soldada se reveló usando dos ataques químicos diferentes, el primero para el acero API y el segundo para la del metal depositado y el AID. Una vez realizados, se tomaron imágenes en un microscopio metalográfico del tipo invertido, marca Carl Zeiss y modelo *Axio Observer 7*.

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

Se caracterizaron las uniones soldadas a través de MEB para estudiar los efectos de los distintos aportes térmicos en los materiales base y en las zonas adyacentes de la unión soldada. Se estudiaron los efectos de la difusión de los elementos de aleación a través de Espectrometría de Dispersión de energía de rayos-X (EDS), así como la distribución de los principales elementos aleantes de los materiales base y del electrodo utilizado (Cr, Ni y Fe) a través de análisis lineales. La preparación de las muestras a analizar se realizó conforme a lo establecido por la norma ASTM E3-01 y la técnica se llevó a cabo haciendo uso de un microscopio electrónico de barrido modelo JEOL JSM-6400.

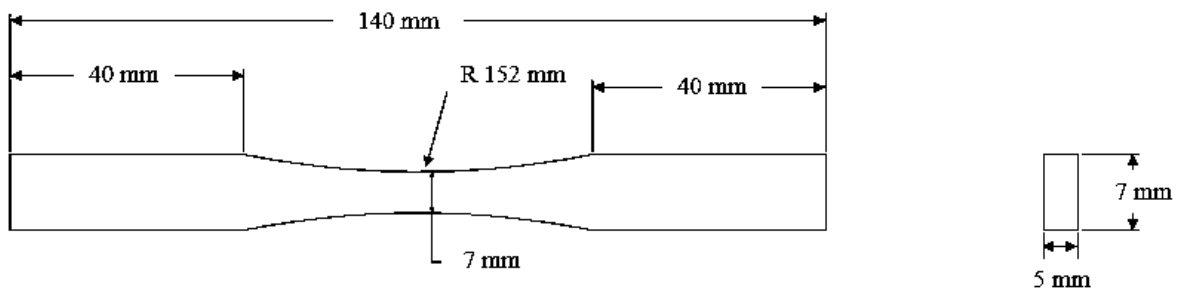
### **3.6 Pruebas de cargas cíclicas**

#### ***3.6.1 Ensayo de fatiga.***

Se realizaron pruebas para determinar la curva de Wohler, o curva de vida a la fatiga ( $S-N$ ) en donde una probeta es sometida a una amplitud de esfuerzos determinada, contabilizando el número de ciclos que son necesarios para alcanzar su falla, diferentes amplitudes de esfuerzos son necesarias para determinar la vida a la fatiga de una probeta y construir la curva  $S-N$ , y con esto

determinar el esfuerzo mínimo en el cual la probeta no falla al llegar o superar el número de  $10^6$  ciclos, en este caso se puede decir que la probeta alcanza la “vida infinita” [30].

La prueba de fatiga de altos ciclos requiere de un control del esfuerzo aplicado y que la prueba se realice en un nivel de esfuerzos dentro de la zona de comportamiento elástico del material, es decir, por debajo del esfuerzo de fluencia, por lo que es necesario determinar el esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ) a partir de la curva esfuerzo-deformación de la USD. Para conocer  $\sigma_y$  se realizaron pruebas de tensión con la configuración de las probetas a utilizar en fatiga. Una vez que se conoció el valor de  $\sigma_y$ , se procedió a aplicar cargas cíclicas a un nivel determinado de esfuerzo y la prueba se llevó hasta la falla del espécimen con el objetivo de determinar su vida a la fatiga. Las dimensiones de las probetas se muestran en la Figura 3.5, estas dimensiones se obtuvieron de acuerdo a la norma ASTM 466-96 [56].



**Figura 3.5** Representación esquemática de la probeta de fatiga de acuerdo con la norma ASTM E466-96 [56] (cotas en mm).

Para la prueba de fatiga, se analizó cada probeta en un rango de amplitudes de esfuerzo ( $S_a$ ) determinada por:

$$S_a = \frac{S_{\max} - S_{\min}}{2} \quad (15)$$

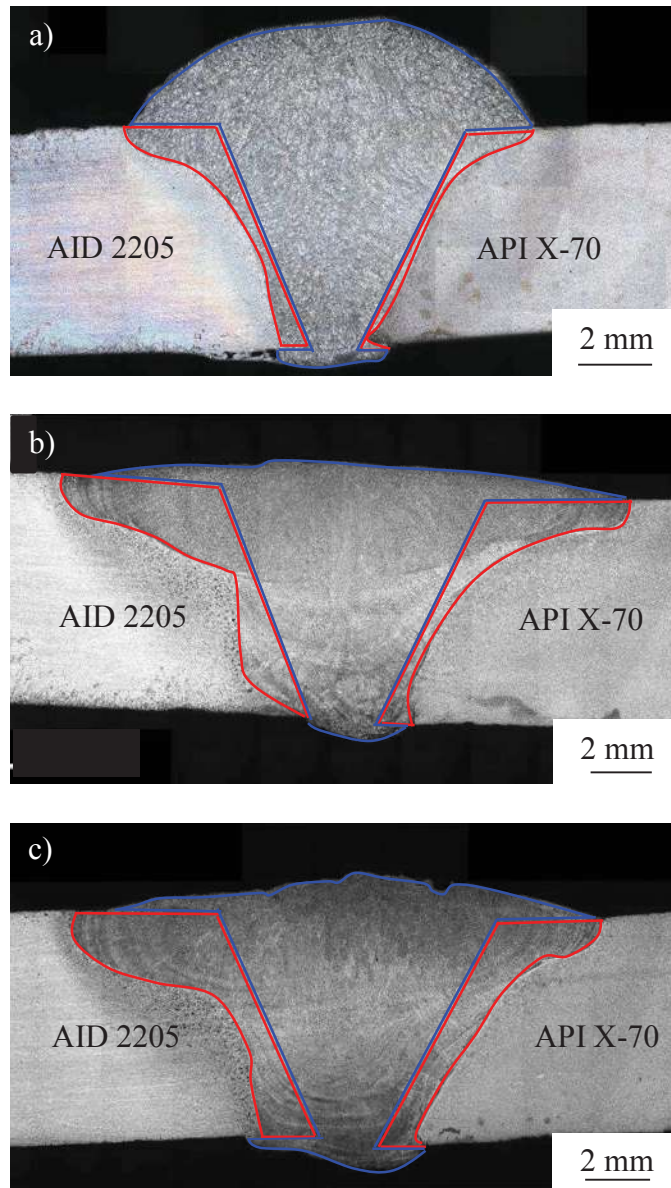
Para ello, el esfuerzo máximo ( $S_{\max}$ ) se calculó a partir de diferentes porcentajes del esfuerzo de fluencia y se adoptó una relación de esfuerzos  $R = 0.1$  para determinar el esfuerzo mínimo ( $S_{\min}$ )

Para la secuencia de carga y descarga se utilizó una función sinusoidal con una frecuencia de 10 Hz.

## CAPITULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 4.1 Proceso de soldadura

Al producirse tres juntas soldadas con diferentes niveles de aporte térmico, la dilución en cada una de ellas fue algo que varió, las diluciones obtenidas en cada unión se muestran en la Figura 4.1, en esta figura, el área delimitada por líneas rojas representa el material base que se mezcló con el metal de soldadura y el área delimitada por líneas azules representa el material de soldadura que no se diluyó con el material base.



**Figura 4.1** Macrografías de las USD (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.

Las áreas que son delimitadas se utilizaron para determinar el porcentaje de dilución obtenido en cada junta soldada, en la Tabla 4.1 se listan dichos valores de acuerdo a cada material utilizado y la dilución total, de donde observamos que la dilución incrementa de acuerdo con el nivel de aporte térmico.

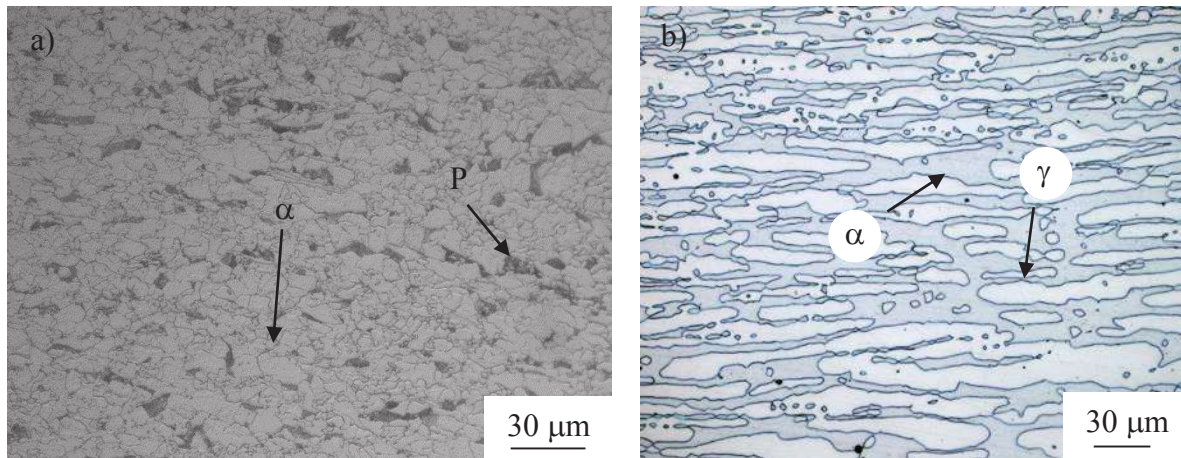
**Tabla 4.1** Valores de % de dilución en cada material base.

Muestra	Aporte térmico [kJ/mm]	Dilución en el API X70 [%]	Dilución en el AID 2205 [%]	Dilución total [%]
BAT	0.986	5.48	7.08	7.81
MAT	1.125	9.51	13.90	24.17
AAT	1.434	18.25	20.98	25.37

## 4.2 Caracterización microestructural

### 4.2.1 Caracterización de los materiales base

El acero API X-70 tiene una microestructura principalmente compuesta por dos fases, la fase ferrita ( $\alpha$ ) la cual constituye el mayor porcentaje de la microestructura y la segunda, la fase perlita (P), con el menor porcentaje en la microestructura [18], como se muestra en la Figura 4.2 (a), la distribución de fases se debe a su composición química, debido a que el porcentaje de carbono es muy bajo, lo cual no permite que se formen grandes cantidades de colonias de perlita.



**Figura 4.2** Metalografías de (a) API X-70 a 500x y (b) AID 2205 a 200x.

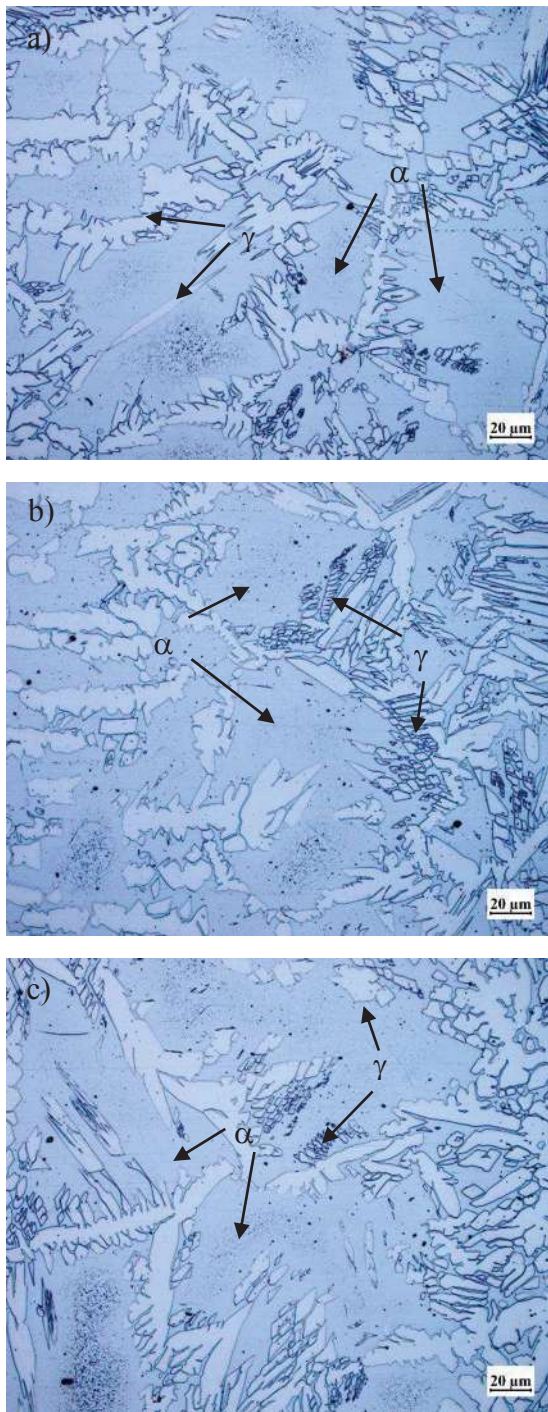
El segundo material base que se empleó para las uniones soldadas, es el AID 2205, el cual tiene una microestructura con un balance de fase ferrita ( $\alpha$ ) y de fase austenita ( $\gamma$ ) cercano al 50/50 en porcentaje. La Figura 4.2 (b), muestra la típica microestructura de un AID, el balance de fases se debe a su composición química la cual provoca que, durante el enfriamiento, por debajo de la línea

*solvus* comienza la formación de la fase austenita a partir del primer sólido en formarse durante la solidificación que es la fase  $\alpha$  [2].

#### ***4.2.2 Caracterización de la ZAT en la zona del AID 2205 y la interfase con el electrodo-material base (ER-2209 / AID 2205)***

En este estudio se utilizó como material de aporte un electrodo ER-2209, este electrodo tiene una composición química muy similar a la del AID, por lo tanto, un resultado importante en estas uniones es que no se genera una zona de no mezcla (ZNM), eso es un efecto positivo debido a que permite el crecimiento epitaxial del metal de soldadura con respecto al AID [2, 25].

En la Figura 4.3 se observan metalografías obtenidas por medio de MO (Figura 4.3 (a)-(c)) donde se observa que en las ZATs se altera el balance inicial en las microestructuras del material base del AID 2205 debido al ciclo térmico ocasionado por el proceso de soldadura, causando una zona de ferritización que varía de acuerdo con el ciclo térmico y el pico de temperatura que experimentan las uniones con base en los aportes térmicos a los que son sometidos [45, 46, 57, 58]. Esta ferritización difícilmente logra suprimir la precipitación de la fase austenita, ya sea de forma intragranular o intergranular. Esto por efecto de las velocidades de enfriamiento que otorgan el tiempo suficiente para que los elementos de aleación que favorecen el crecimiento de la fase austenita, tales como Ni, C y N difundan hacia los límites de grano de la fase ferrita, permitiendo que esta fase nucleee y crezca. El crecimiento de esta fase generalmente se da con una morfología Widmanstätten y algunas formas alotriomórficas, que se presentan debido al mayor contenido de elementos estabilizadores de la fase, como lo son el N, Ni y C. Por otro lado, en la Figura 4.4 (a)-(b) se pueden observar a través de micrografías obtenidas por medio de MEB las ZATs de las uniones de BAT y MAT, respectivamente, donde se observa que no existe la presencia de fases secundarias o precipitados, este hecho es atribuido al aporte térmico el cual no es suficiente para que estas fases puedan nuclear y crecer, mientras que en la unión de AAT se puede observar la presencia de nitruros de cromo del tipo  $\text{Cr}_2\text{N}$ , este hecho es atribuido a que es la unión de mayor aporte térmico, este fenómeno ha sido reportado por diversos autores [59, 60], que conforme se incrementa el aporte térmico de los procesos de soldadura utilizados para realizar uniones con AID, es mayor la probabilidad de precipitación de este tipo de nitruros.



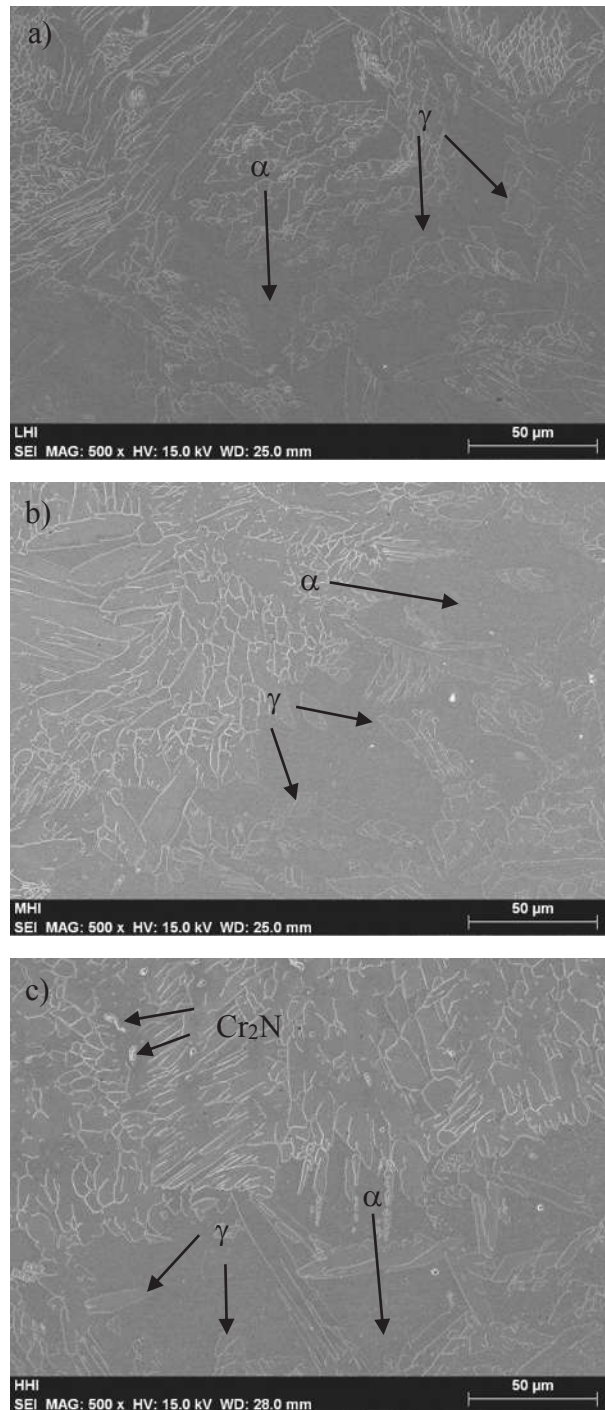
**Figura 4.3** Metalografías obtenidas por medio de MO de la ZAT entre el AID 2205 – ER-2209 para (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.

La morfología de este precipitado coincide con lo reportado por otros autores [9, 61] que señalan esta morfología similar a un rodillo, también señalan que se puede presentar de forma intra- e intergranular. En la Tabla 4.2 se listan los resultados obtenidos por medio de EDS en MEB, que se realizaron para determinar la composición química de las fases presentes en las ZATs de las diferentes uniones producidas, también se listan los EDS del material en condición de recibido de las dos fases que componen al material. En esta tabla se observa como estas partículas que son señaladas en la Figura 4.4 (c) contienen un porcentaje mayor (~25.71 % en peso) de Cr a comparación del que se observa en la fase  $\alpha$  tanto del material base como de la fase  $\alpha$  en la ZAT del AID, cabe mencionar que dicha fase es la de mayor contenido de cromo en su composición y es la fase en la que menor velocidad de difusión tiene el nitrógeno, provocando que se aumente la probabilidad de este tipo de precipitados, de esto, que se concluya que estas partículas sean nitruros de cromo.

**Tabla 4.2** Composición química obtenida por EDS (% en peso).

Muestra	Cr	Fe	Ni	Mo	Si	C
MB						
$\alpha$	23.8	65.45	4.16	3.59	0.48	2.52
$\gamma$	21.17	67.11	6.33	2.44	0.42	2.53
BAT						
$\alpha$	23.03	66.92	6.05	2.18	0.2	1.62
$\gamma$	21.96	66.45	6.23	2.81	0.37	2.18
MAT						
$\alpha$	22.66	65.84	5.49	3.36	0.54	2.11
$\gamma$	21.37	67.07	6.76	2.47	0.4	1.92
AAT						
$\alpha$	23.22	66.88	5.58	2.18	0.19	1.95
$\gamma$	21.57	67.70	7.38	1.66	0.06	1.61
Cr <sub>2</sub> N	25.71	63.39	7.82	3.00	0.07	-





**Figura 4.4** Metalografías obtenidas por medio de MEB de la ZAT entre el AID 2205/ ER– 2209 para (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.

#### **4.2.3 Caracterización de la ZAT en la zona del API X-70**

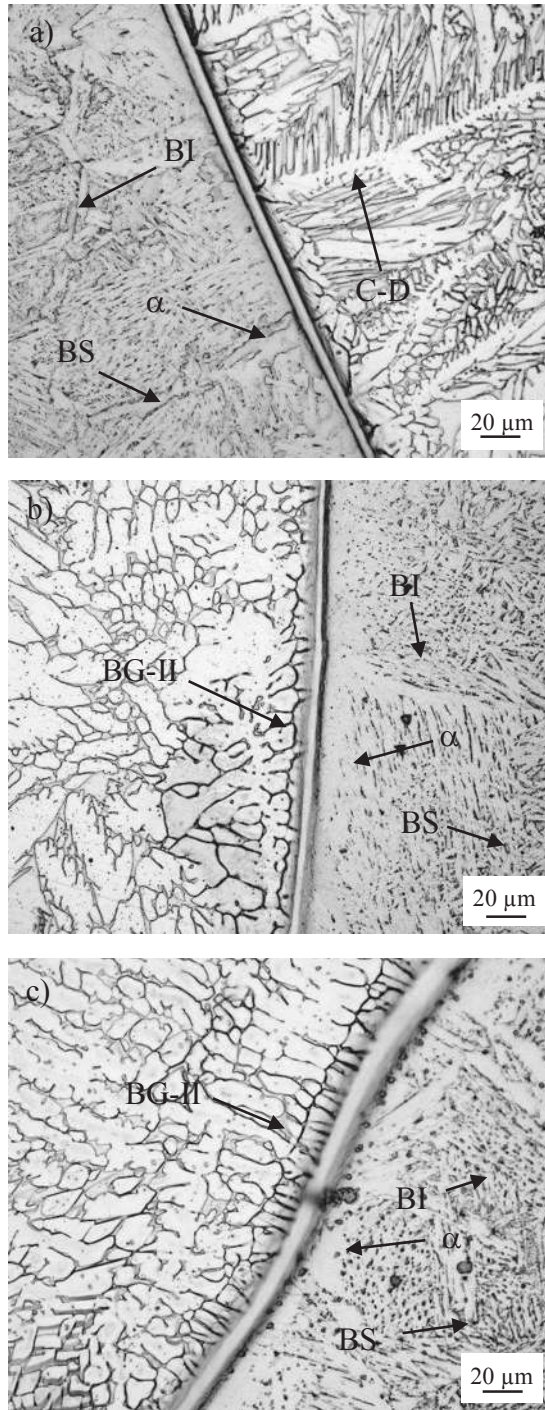
Ya que el material de aporte (ER-2209) tiene una composición química diferente a la del acero API X-70, tanto en propiedades físicas como en estructura cristalina, se producen características

distintas en la zona de fusión de los dos materiales (dilución producida) que es afectada por el aporte térmico.

En las metalografías mostradas en la Figura 4.5 (a)-(c) se analizaron las distintas morfologías de la microestructura de la zona de transición de la unión soldada. Se aprecia que hay diferentes modos de crecimiento en la transición de las diferentes las uniones (BAT, MAT y AAT). En la Figura 4.5 (a) se observa la interfaz de la unión con bajo aporte térmico, la cual presenta una morfología compuesta por bainita superior (BS), bainita inferior (BI) y ferrita de alta temperatura ( $\alpha$ ) en la ZAT, las diferentes morfologías de la bainita son producto de una transformación por enfriamiento continuo, producido por el proceso de soldadura, mientras que la ferrita de alta temperatura, que se encuentra de manera retenida en esta zona es provocada por la difusión del carbono causada por el proceso de soldadura [62].

Sin embargo, la morfología presente en la zona de transición entre el metal de soldadura y el material base, es una del tipo columnar-dendrítica (C-D), este tipo de crecimiento es caracterizado por una gran cantidad de líquido sub-enfriado producido por el gradiente térmico causado por la poca dilución del material base, este efecto genera que la zona parcialmente fundida generada en el API X-70 sea menor y por lo tanto, solidifique primero y cause una rápida extracción de calor en el API X-70 que es mayor que la del líquido del material de soldadura, provocando que el líquido se sub-enfríe lo suficiente para generar las condiciones para un crecimiento columnar-dendrítico [63, 64].

Por otro lado, en la Figura 4.5 (b)-(c) se observa la formación del límite de grano tipo II (BG-II), el cual se puede distinguir porque crece de forma paralela a la línea de fusión (LF) [44, 65], diversos autores [65-69] han asociado este modo de crecimiento a un conjunto de condiciones que se presentan en este tipo de uniones, entre las cuales están, la diferencia en composición química entre ambos materiales, la diferencia de estructuras cristalinas, la evolución de las microestructuras en ambos materiales y a los efectos producidos por la dilución en el modo de crecimiento que presentan las USD de este estudio, para muy bajas diluciones como lo muestra la USD de BAT el modo de crecimiento se presenta de una forma diferente, el cual no crece a partir del material base, mientras que si se aumenta la dilución, el modo de crecimiento que aparece es un BG-II.



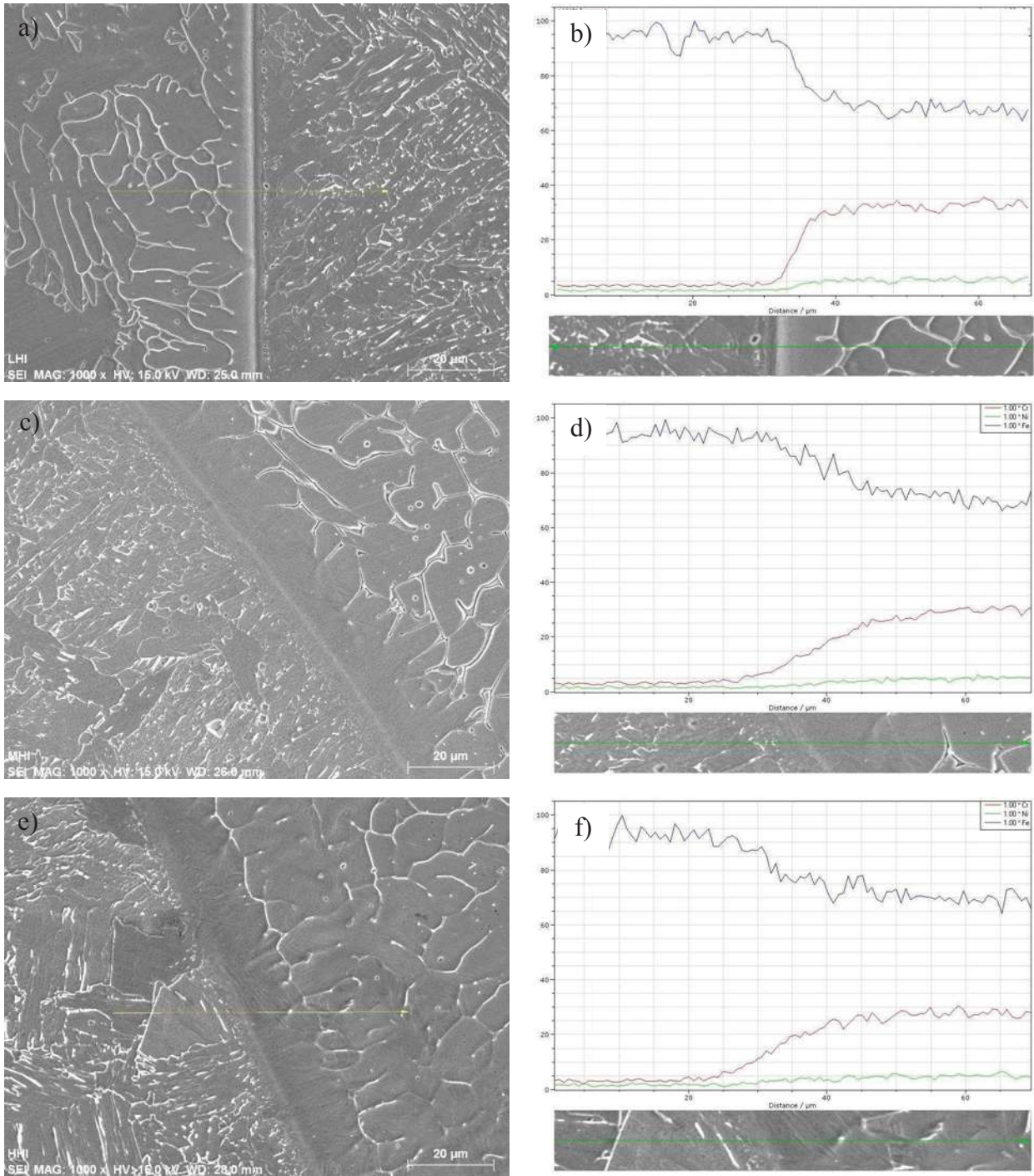
**Figura 4.5** Metalografía de la zona de transición (ZT) entre el API X70 – ER 2209 de la muestra de (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.

A través de análisis por MEB, se caracterizó esta zona de transición, donde se presenta un gradiente de composición química, coincidiendo con lo reportado por diversos autores [40, 45, 58], en la Figura 4.6 se observan las zonas donde se realizaron los análisis por escaneo líneal de las USD con

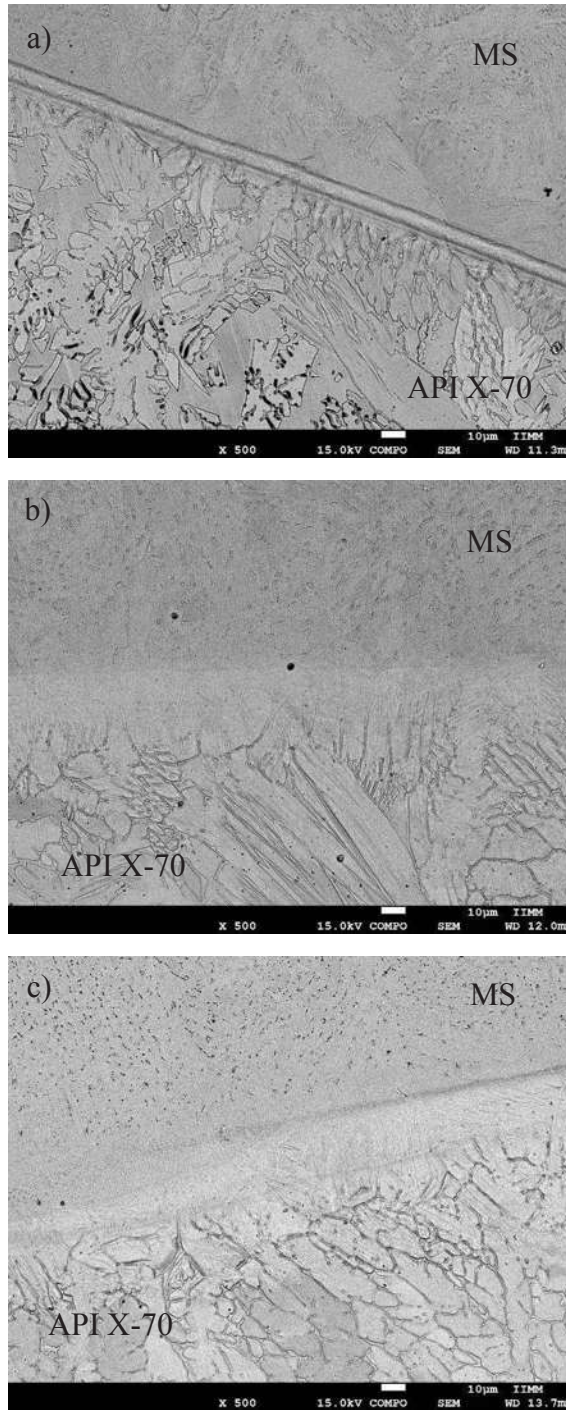
diferentes aportes térmicos. En la Figura 4.6 se observa una diferencia en cuanto al comportamiento de los gradientes de composición química de los elementos en el escaneo lineal (Fe, Cr y Ni), esta diferencia se presenta entre la unión de BAT (Figura 4.6 (a)) y MAT y AAT (Figura 4.6 (b) y (c), respectivamente), esta diferencia en cuanto al comportamiento de dichos gradientes es atribuida a los efectos de los diferentes niveles de dilución alcanzados en cada una de las USD.

Este tipo de morfología se atribuye a la interacción entre el metal de soldadura líquido y el material base que funciona como sustrato para que se forme la interfaz S-L y que se forme el primer sólido a partir de este [65, 68]. Diversos autores [64, 65, 70] han reportado la influencia que tiene el sustrato en el modo de crecimiento, mientras que otros autores [65, 66] proponen que la evolución del BG-II se da como resultado de una transformación alotrópica en el material base la cual se transforma y cambia la naturaleza de la línea de fusión, esto es producido durante el proceso de solidificación y es causado por la movilidad de los límites de las fases  $\alpha/\gamma$  y  $\gamma/\alpha$ , los cuales se mueven a través de la ZAT durante el enfriamiento.

En la Figura 4.7 (a)-(c) se observan imágenes obtenidas por MEB por medio de electrones retrodispersados (BE) de las tres uniones de BAT, MAT y AAT se observa que la interfaz en la Figura 4.7 (a) no presenta una continuidad entre el material base y el metal de soldadura, sin embargo, la forma columnar-dendrítica tiene una dirección de crecimiento  $\langle 100 \rangle$ , similar a la que presenta el material base al presentar ferrita retenida en la línea de fusión, pero como se observa en la Figura 4.7 (a), este tipo de crecimiento no se debe a un crecimiento epitaxial producido en esta unión, debido a que no existe una continuidad entre el material base y el material de aporte. En las otras dos uniones, MAT y AAT se puede observar en la Figura 4.7 (b)-(c) que estas uniones si presentan continuidad entre el MB-MS, este hecho influye en el modo de crecimiento, el cual presenta el BG-II.



**Figura 4.6** Líneas donde se realizó el análisis de line-scan (izquierda), gráfica de variación de elementos a lo largo de estas líneas (derecha). (a-b) Muestra BAT, (c-d) MAT y (e-f) AAT.



**Figura 4.7** Metalografías obtenidas por medio de electrones retro-dispersado en MEB de las uniones soldadas (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.

La fase en la que solidifica primero es ferrita, esto se atribuye a que en esta zona de transición el contenido de elementos estabilizadores de la fase ferrita son mayores a los elementos estabilizadores de la fase austenita lo cual provocaría que solidifique primeramente como ferrita

[65, 68], la diferencia en contraste es atribuida a la composición química de ambas fases adyacentes al límite de fusión en las uniones. Que solidifique como ferrita en la zona adyacente a la línea de fusión es posible y es mayormente probable, debido a que es la fase que mayor estabilidad presenta en ambos casos y es la primera que se presenta al pasar del estado líquido al sólido en la composición química del electrodo, esto junto a que hay mayor cantidad de elementos estabilizadores (Cr, Mo) de la fase  $\alpha$  en la zona de transición [66].

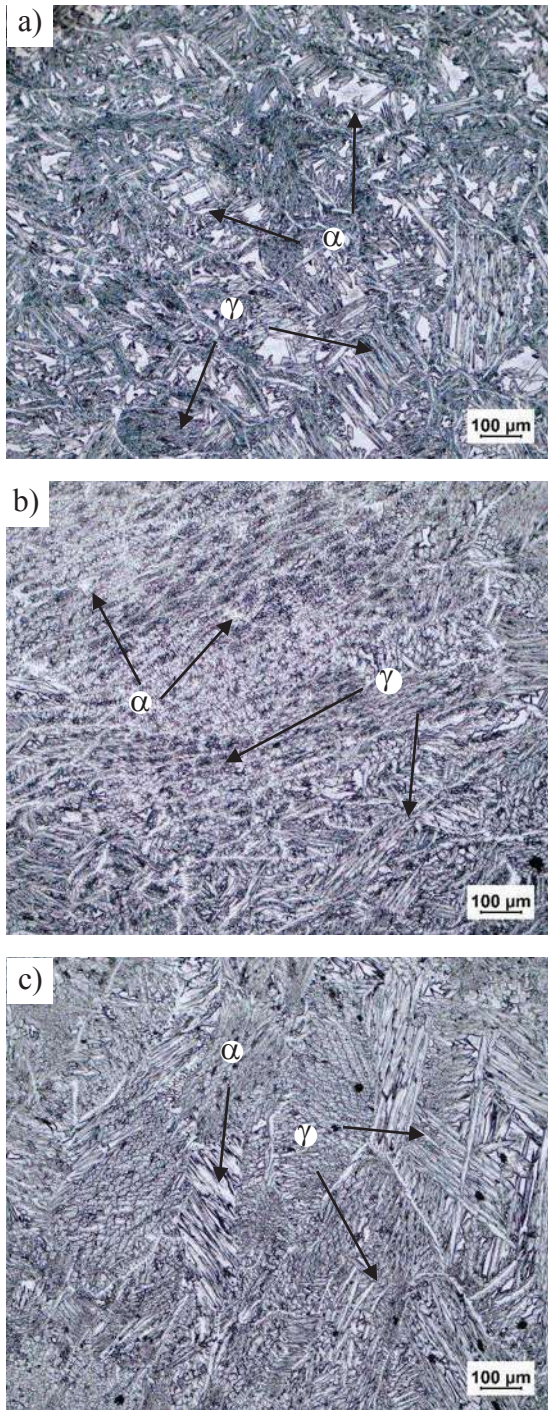
#### ***4.2.4 Caracterización del cordón de soldadura***

En la Figura 4.8 (a)-(c) se observan las metalografías obtenidas por MO del cordón de soldadura del electrodo ER-2209, el metal de soldadura al ser un electrodo tipo dúplex, influyen distintos elementos los cuales estabilizan las dos fases ( $\alpha$  y  $\gamma$ ), pero por otro lado también contribuyen las características del proceso las cuales influyen en las velocidades de enfriamiento y estas a su vez, repercuten en el modo de crecimiento de las fases que se presentan en el cordón. De igual manera, el nitrógeno que se utilizó en la mezcla del gas de protección en el proceso de soldadura influye fuertemente en la formación de la fase  $\gamma$ , esto ha sido reportado por diversos autores [45, 58], debido a que la adición de nitrógeno en el gas de protección ayuda al aumento en la fracción volumétrica de la fase austenita.

En la Figura 4.8 (a) se observa la morfología del cordón de soldadura de la muestra BAT, en la cual observa una distribución más clara de ambas fases, se observan granos de  $\alpha$  y distintas morfologías de  $\gamma$ , esta morfología es atribuida principalmente a la velocidad de enfriamiento, la cual al ser la soldadura de más bajo aporte térmico es la que mayor velocidad de enfriamiento tiene, por lo tanto, se evita que la evolución de la fase austenita sea completa y austenice todo el cordón de soldadura [71].

En la Figura 4.8 (b)-(c) se observan distribuciones similares en ambas metalografías con similares morfologías de la fase  $\gamma$ , esto es atribuido principalmente al efecto del aporte térmico que provoca velocidades de enfriamiento más lentas que la velocidad de enfriamiento de la unión de BAT, en el metal de soldadura como se menciona anteriormente.

Otro factor importante que contribuye a la formación de estas morfologías es la composición química y los elementos estabilizadores de la fase  $\alpha$  y  $\gamma$ , los cuales influyen fuertemente en el balance de fases durante la solidificación [72].



**Figura 4.8** Metalografía del cordón de soldadura en las juntas (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.



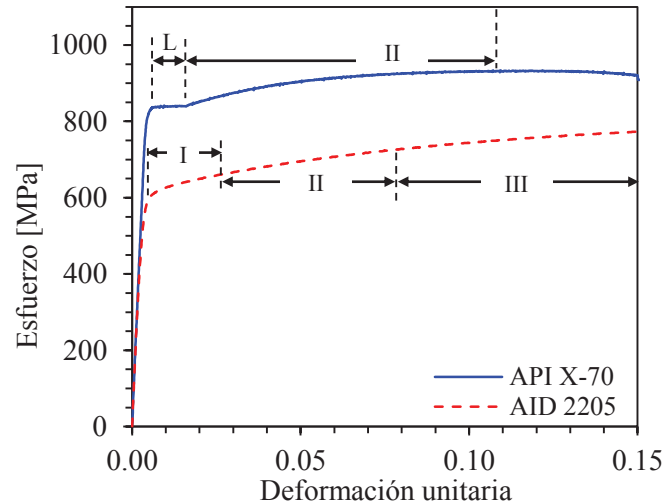
### 4.3 Caracterización mecánica

#### 4.3.1 Pruebas de tensión uniaxiales

##### 4.3.1.1 Pruebas material base

Se realizaron ensayos de tensión a una velocidad de deformación de  $0.005 \text{ s}^{-1}$  y una frecuencia de adquisición de datos de 1 Hz, los resultados experimentales se muestran en la Figura 4.9, donde se observa la gráfica esfuerzo-deformación unitaria ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) de los materiales base en condición de recepción y utilizados en este proyecto de investigación. Se observa, que el material que muestra una mayor resistencia mecánica es el API X-70, con un esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ) de 840 MPa y esfuerzo último ( $\sigma_{UTS}$ ) de 934 MPa, por su parte el AID 2205 presenta un valor de  $\sigma_y$  de 600 MPa, y  $\sigma_{UTS} = 773 \text{ MPa}$ , ambos materiales presentan un módulo elástico ( $E$ ) similar de aproximadamente 200 GPa. Otra característica importante es que el AID 2205 muestra una transición elasto-plástica que cambia gradualmente, como se observa en la Figura 4.9, esto es común en el comportamiento mecánico de los aceros inoxidable y ha sido reportado por distintos autores [73, 74], mientras que el acero API X-70, al pasar el límite elástico no presenta una transición elasto-plástica gradual, sino que experimenta un fenómeno denominado “bandas de Lüders” en el cual al salir de la zona elástica se presenta una gran deformación sin que el esfuerzo aumente considerablemente (es decir el esfuerzo permanece casi constante mostrando solamente ligeras fluctuaciones), este fenómeno es producido principalmente en aceros al carbono y es atribuido al efecto de los átomos intersticiales durante el deslizamiento de los planos de deformación durante la deformación ocasionada por la tensión, la longitud de este fenómeno puede variar dependiendo de los procesos de fabricación del material [75, 76], en este proyecto, esta zona se denomina “Región L”, conforme el ensayo de tensión continua, se entra en la zona de deformación plástica, la cual, se da por deslizamiento de planos de átomos adyacentes este proceso es conocido como de “endurecimiento por deformación”, es decir, el endurecimiento por deformación se da por un incremento del nivel de esfuerzo para continuar con el proceso de deformación plástica. La deformación plástica aumenta la densidad de dislocaciones, hasta que la cantidad de dislocaciones es tal que el movimiento de dislocaciones se dificulta, de esta manera se produce un endurecimiento del material a medida que la deformación o el trabajado en frío incrementa. En el diagrama, el esfuerzo último de tensión representa máxima deformación plástica (antes de la formación del cuello) que se alcanza en esta zona, esta región para el API X-70 se denominará “Región II”. La región L que se muestra en el acero API X-70 se presenta cuando el esfuerzo alcanza un valor de  $\sim 840 \text{ MPa}$ , el cual permanece

aproximadamente constante en el rango de deformación unitaria de  $0.005 < \varepsilon < 0.016$ , después de esto, inicia la etapa de endurecimiento por deformación del material hasta llegar al punto del esfuerzo máximo en aproximadamente 0.1 de deformación.

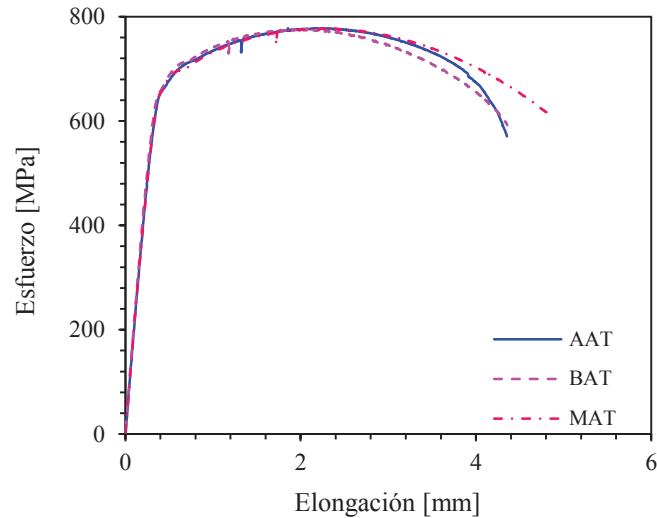


**Figura 4.9** Curvas  $\sigma$ - $\varepsilon$  de los materiales base.

#### 4.3.1.2 Pruebas uniones soldadas

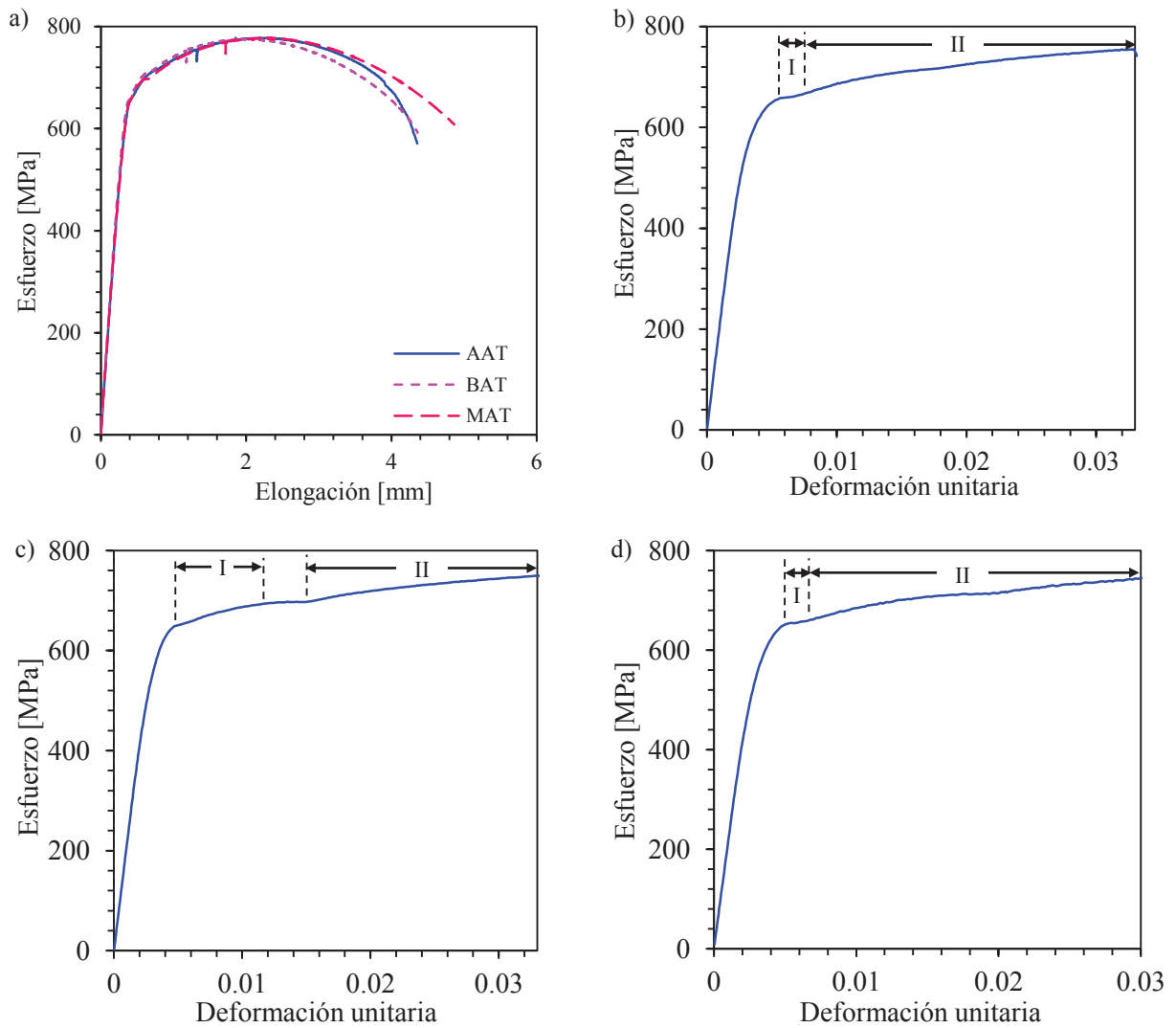
Las pruebas de tensión en las uniones soldadas se realizaron bajo las mismas condiciones de velocidad de deformación y frecuencia de adquisición usadas anteriormente.

En la Figura 4.10 se observa la gráfica de esfuerzo-elongación de las juntas soldadas, donde se observa que las tres uniones soldadas presentan comportamientos similares en la región de deformación elástica y la región de deformación plástica, esto indica que el aporte térmico no afecta significativamente al comportamiento mecánico de estas uniones, por otro lado, los resultados de las pruebas mecánicas son mostrados en la Tabla 4.3, los valores de  $\sigma_{UTS}$  muestran un ligero incremento, esto ha sido reportado por algunos autores [45, 77], quienes han reportado que el incremento en los valores de esfuerzos de USD por el proceso GMAW, no es mayor a un 10% entre muestras cuando los valores del aporte térmico no exceden los 2.0 kJ/mm, por otra parte, los valores de  $\sigma_y$  muestran un comportamiento similar, no mayor al 10%. Finalmente, el módulo de elasticidad es aproximadamente igual ( $E \approx 210$  MPa).



**Figura 4.10** Grafica esfuerzo-elongación de las uniones soldadas.

El comportamiento es aun así marcado por dos regiones definidas en la zona plástica. Esto es visto en las Figura 4.11 (a) de las tres uniones soldadas, mientras que en la Figura 4.11 (b-d) se aprecia en detalle cada una de las uniones, se observa que las USD ahora muestran una transición gradual de la región elástico a la plástica, este tipo de comportamiento es conocido como elastoplástico. A diferencia del efecto de Lüders mostrado por el acero API X-70, las uniones soldadas, no presentan una zona bien definida y muestran variaciones en el comportamiento del endurecimiento por deformación. Las probetas de AAT y BAT muestran comportamientos muy parecidos al efecto de Lüders en una pequeña región mientras que la probeta MAT exhibe un comportamiento diferente con una transición elastoplástica gradual y un efecto similar a las bndas de Lüders es observado al final de la región I, para después mostrar un nuevo efecto de endurecimiento por deformación en la región II.



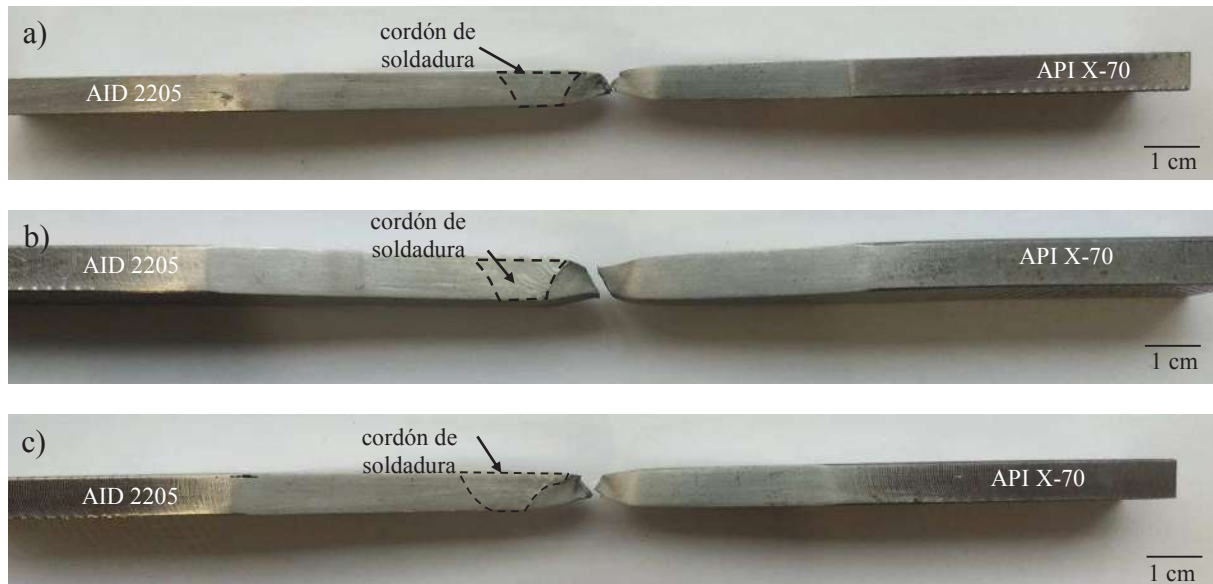
**Figura 4.11** (a) Gráfica  $\sigma$ - $\varepsilon$  de las uniones disimiles; detalle de las gráficas  $\sigma$ - $\varepsilon$  en (b) AAT, (c) MAT y (d) BAT.

**Tabla 4.3** Valores obtenidos a través de las pruebas de tensión uniaxial.

Muestra	Esfuerzo de fluencia [MPa]	Esfuerzo último [MPa]	Zona de fractura
BAT	650	777	ZAT API X70
MAT	640	779	ZAT API X70
AAT	645	778	ZAT API X70

Las uniones soldadas presentaron valores de  $\sigma_y$  y  $\sigma_{UTS}$  inferiores a los del acero API X-70, esto puede ser atribuido al hecho de que este acero inicialmente presentó esfuerzos superiores a los de

la norma y esto puede deberse a algún proceso de deformación previo. Las muestras de tensión y la zona de fractura se observan en la Figura 4.13.



**Figura 4.12** Localización de la falla en las pruebas de tensión de las uniones soldadas (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.

#### 4.3.2 Análisis elasto-plástico de los materiales base y de las uniones soldadas

A pesar de que en especificaciones de diseño, los componentes fabricados de distintos materiales son diseñados para resistir esfuerzos en el rango elástico, esto no significa que conocer su comportamiento plástico no sea importante. La respuesta elasto-plástico de un material es de gran importancia para comprender los mecanismos que interactúan en esta región. Con la finalidad de estudiar el efecto del aporte térmico en el comportamiento mecánico tanto de los materiales base como de las uniones soldadas en la región elástica (representada por la ley de Hooke) y plástica, se empleó el modelo de Ramberg-Osgood (R-O) [78] dado por la ecuación:

$$\varepsilon_{total} = \varepsilon_{elas} + \varepsilon_{plas} = \frac{\sigma}{E} + \left( \frac{\sigma}{K} \right)^{n_{RO}} \quad (16)$$

Donde  $\varepsilon_{elas}$  y  $\varepsilon_{plas}$  son las deformaciones verdaderas en la región elástica y plástica respectivamente,  $n_{RO}$  es el exponente de Ramberg-Osgood que está relacionado al exponente de Hollomon mediante  $n = 1/n_{RO}$  y  $K$  es el módulo de plasticidad (con unidades de esfuerzo), ambas constantes varían de un material a otro, así como son influenciados por los procesos de fabricación del material.

Para emplear el modelo es necesario convertir el esfuerzo y la deformación obtenida a través del ensayo de tensión uniaxial, que son conocidos como esfuerzo ingenieril ( $\sigma_e$ ) y deformación ingenieril ( $\varepsilon_e$ ) a esfuerzo verdadero ( $\sigma_t$ ) y deformación verdadera ( $\varepsilon_t$ ), a través de las ecuaciones:

$$\sigma_t = \sigma_e(1 + \varepsilon_e) \quad (17)$$

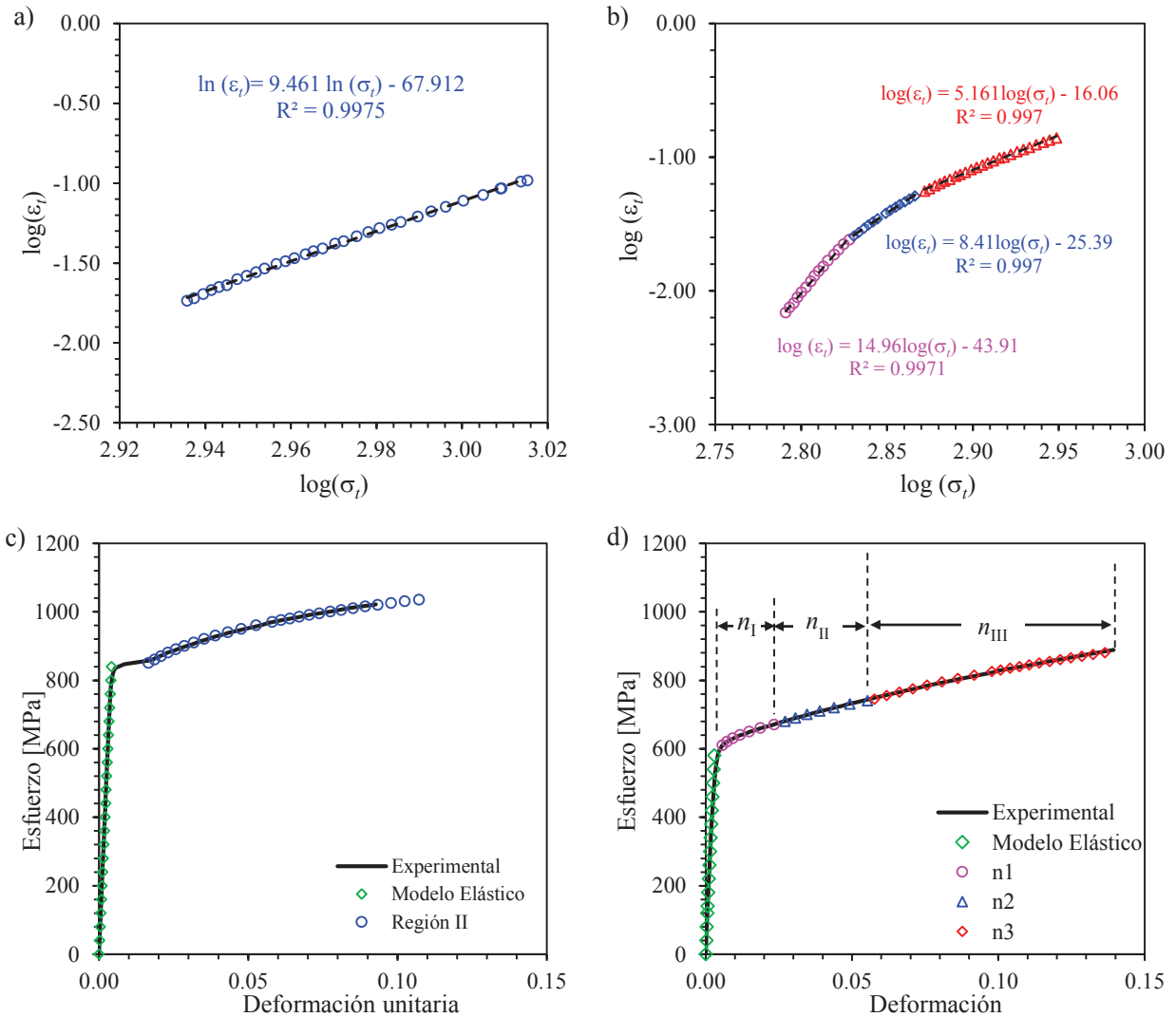
$$\varepsilon_t = \ln(1 + \varepsilon_e) \quad (18)$$

Para obtener tanto el exponente de R-O ( $n_{RO}$ ) y el módulo de plasticidad ( $K$ ), los datos experimentales deben ser linealizados a partir de la parte no lineal de la ecuación 16, mediante  $\log(\varepsilon_p) = n_{RO} \log(\sigma) - \log(K)$ .

Como el acero API X-70 presenta dos regiones en la zona de deformación plástica, la región de región de Lüders no puede ser modelada a través del modelo de R-O, sin embargo, la región II si puede ser modelada.

Los resultados del análisis a través de este modelo para los materiales base se muestran en la Figura 4.13 (a)-(d), en ella se observa que los datos del acero API X-70 ajustan a una línea recta. Por otra parte, los datos del AID 2205 forma una curva que puede ajustarse por tres líneas rectas, este comportamiento ha sido reportado por diversos autores en aceros inoxidable, dúplex y aleaciones inconel [79, 80]. La primer etapa ( $n_I$ ) de endurecimiento por deformación en el AID 2205 se presenta en un rango de esfuerzos aproximado de  $610 < \sigma_t < 670$  MPa, mientras que la segunda etapa ( $n_{II}$ ) se presenta en un rango de esfuerzos aproximado de  $670 < \sigma_t < 740$  MPa, finalmente la tercera etapa ( $n_{III}$ ) se presenta en un rango de esfuerzos aproximado de  $740 < \sigma_t < 890$  MPa.

En la Figura 4.14 se observan las gráficas del comportamiento elasto-plástico de las uniones soldadas, como las tres uniones soldadas muestran el mismo comportamiento mecánico, en esta parte se presenta solamente los resultados del modelo para una condición de aporte térmico (MAT), como se ha mencionado anteriormente, las uniones muestran dos etapas de endurecimiento, una de menor magnitud en comparación con la segunda etapa, en la Tabla 4.4 se muestran los valores de las constantes  $n$  y  $K$  obtenidas con el modelo de R-O, las cuales muestran los valores de los exponentes de endurecimiento de los materiales base y de la unión soldada. De acuerdo con diversos autores [4, 31] el valor en la magnitud de  $n$  representa la capacidad del material para resistir deformación, siendo que un valor de  $n = 0$  representa un comportamiento idealmente elástico, mientras que un valor de  $n = 1$  representa un material idealmente plástico sin endurecimiento por deformación.



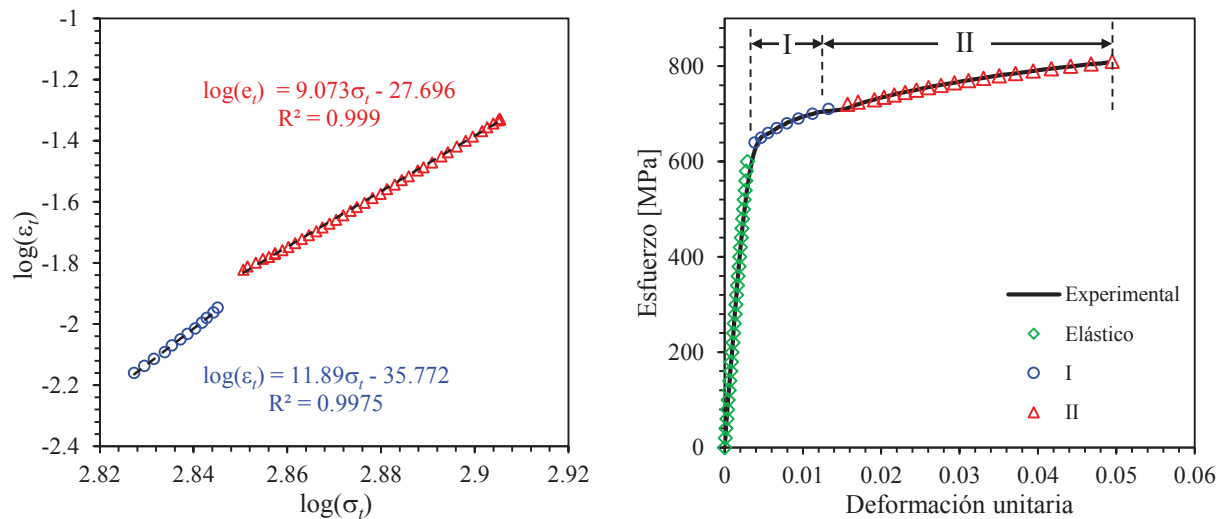
**Figura 4.13** (a) Linealización y (c) datos experimentales y del modelo de R-O de acero API X70 y (b) linealización y (d) datos experimentales y del modelo R-O de acero AID 2205.

De acuerdo con Hockauf y col. [81] la primer etapa de endurecimiento es relacionada a múltiples deslizamientos y al almacenamiento-aniquilación de las dislocaciones, este efecto es mayor en el API X-70 debido a su microestructura ferrita (BCC) la cual tiene 48 planos de deslizamiento, permitiendo que los deslizamientos cruzados se dan con mayor facilidad en este tipo de estructura cristalina, mientras que a comparación con el AID que tiene un balance en su estructura entre las fases ferrita (BCC) y austenita (FCC), este material tiene un menor valor en el exponente de endurecimiento debido a la influencia de la fase austenita la cual tiene 12 planos de deslizamiento, lo cual disminuye el número de planos por los cuales se pueden dar los deslizamientos.

Por otro lado, esta etapa ( $n_I$ ) es caracterizada por el fenómeno de aniquilación de dislocaciones en el AID debido a que en una estructura BCC el número de interacciones posibles que tiene una dislocación es menor a comparación con una estructura FCC, debido a que el número de coordinación (número de posibles direcciones de interacción de las dislocaciones) de una estructura BCC es 8 mientras que una estructura FCC es 12, lo cual permite que las dislocaciones se puedan re-arreglar o aniquilar con mayor facilidad en una estructura FCC que en una estructura BCC [82]. Por otro lado, la segunda etapa de endurecimiento del material,  $n_{II}$ , ha sido relacionada por diversos autores [80, 81, 83] a un incremento en la tasa de aniquilación de dislocaciones por deslizamientos cruzados de las mismas, estos deslizamientos cruzados se dan ante el incremento en la densidad de dislocaciones en los granos y límites de granos, permitiendo que las dislocaciones se muevan hacia planos donde se encuentra un mayor esfuerzo cortante resuelto, permitiendo una mayor deformación macroscópica, lo cual provoca una disminución en el endurecimiento por deformación.

**Tabla 4.4** Valores de los exponentes de endurecimiento ( $n_i$ ) y  $K$  obtenidos de las USD.

Muestra	$n_I$	$K_I$ [MPa]	$n_{II}$	$K_{II}$ [MPa]	$n_{III}$	$K_{III}$ [MPa]
API X70	0.106	1310.4	-	-	-	-
AID 2205	0.0668	861.00	0.1857	1044.1	0.194	1294.6
MAT	0.0841	1021.14	0.1094	1125.44		



**Figura 4.14** Linealización con modelo de RO (a) API X70, (b) grafica esfuerzo-deformación experimentales y modelo de R-O unión soldada de MAT.



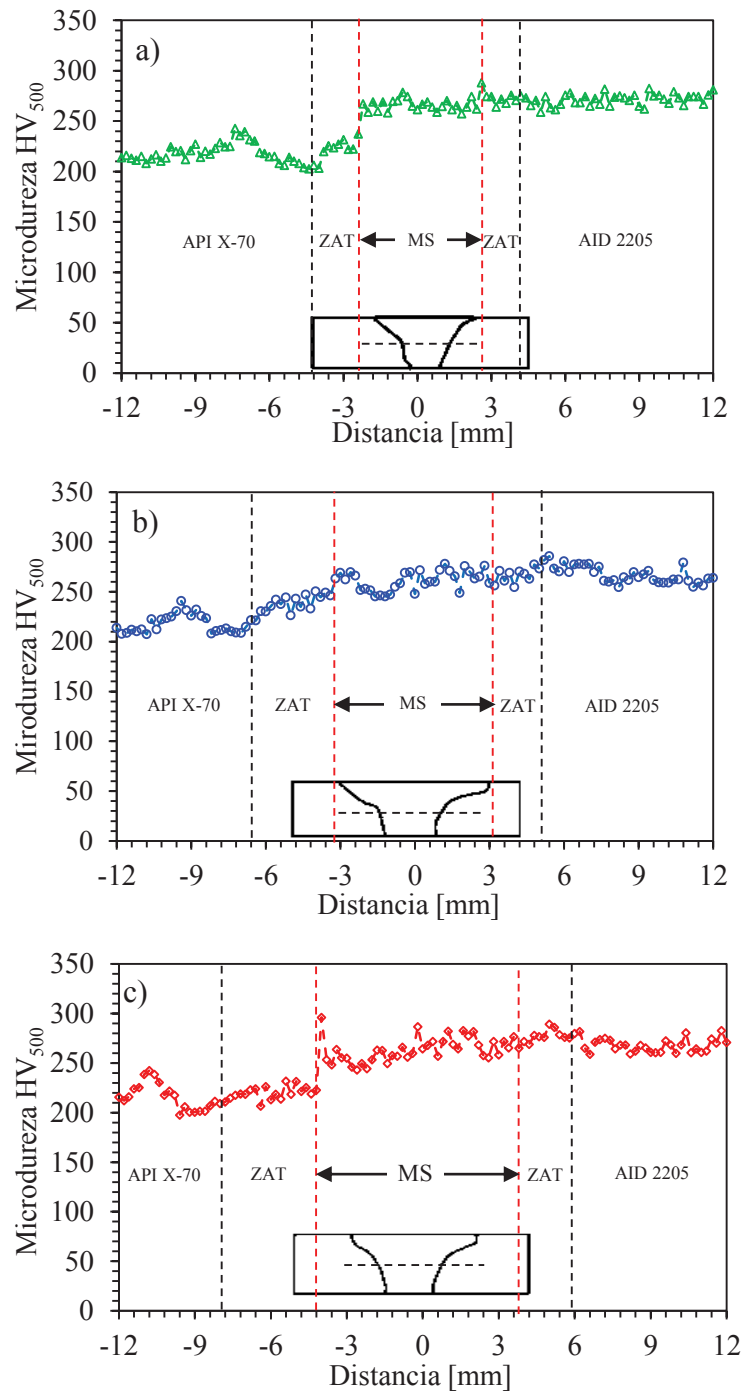
#### **4.3.4 Pruebas de microdureza**

En la Figura 4.15 (a)-(c) se muestran los perfiles de microdureza de las uniones soldadas medidos a lo largo de una línea recta de 2.4 cm de longitud con una separación de 200  $\mu\text{m}$ . En la unión BAT, el AID 2205 presentó valores de dureza que oscilaron entre 260 y 280 HV y este rango de durezas también fue medido en el cordón de soldadura, se observa que la dureza comienza a disminuir en la línea de fusión del API X-70 ( $\sim 2.5$  mm medidos a partir del centro del cordón) alcanzando valores de dureza que oscilan en 258 HV. También se observa que a una distancia de 7 mm la dureza comienza a aumentar hasta un máximo de 242.6 HV en 7.4 mm a partir del centro del cordón, comienza a disminuir alcanzando valores que oscilan entre 210-225 HV en 8 mm medidos a partir del centro del cordón. En la unión de MAT la dureza del AID 2205 presentó un comportamiento con un valor aproximado de 264.85 HV, se observa que la dureza aumentó en la línea de fusión hasta 276.2 HV, en el metal de soldadura la dureza osciló en valores de 245 y 278 HV. En la línea de fusión alcanzó un valor de 269.1 HV y se observa que en la ZAT del API X-70 la dureza disminuye gradualmente hasta 221.1 HV y a partir de ahí, la dureza osciló en un rango de 210 HV - 230 HV en el API X-70, hasta alcanzar un máximo en una distancia de 9.4 mm a partir del centro del cordón de 240.6 HV. Finalmente, en la unión de AAT la dureza del AID 2205 presentó oscilaciones en los valores de dureza (260 a 280 HV) tendiendo a aumentar en dirección de la ZAT donde la dureza permaneció prácticamente sin cambios (280 HV), en el metal de soldadura la dureza osciló en valores de 240 y 280 HV para comenzar a disminuir (222.9 HV) en la línea de fusión y en la ZAT del API X-70 presentó valores de 200 a 220 HV, finalmente en el metal API X-70 la dureza presentó variaciones en un rango de 190 a 205 HV, mientras que en una distancia de 10.8 mm a partir del centro del cordón, en el API X-70 se alcanzó una microdureza de 242.6 HV. Por otro lado, se observa que los picos de microdureza de las uniones BAT y MAT (Fig. 4.15 (b)-(c)) son aproximadamente cercanos siendo de un valor de 267.3 HV y 269.1 HV, respectivamente; mientras que para la unión de AAT (Figura 4.15 (a)) el pico en el valor de microdureza es de 296.1 HV, esto se atribuye principalmente al modo de crecimiento que se presenta entre estas uniones y al ciclo térmico del proceso de soldadura, debido a que las uniones de alto y medio aporte térmico presentan un modo de crecimiento de límite de grano tipo II, mientras que la unión de bajo aporte térmico presenta un modo de crecimiento columnar-dendrítico. También se observa que en los tres casos el material base y la ZAT del material base

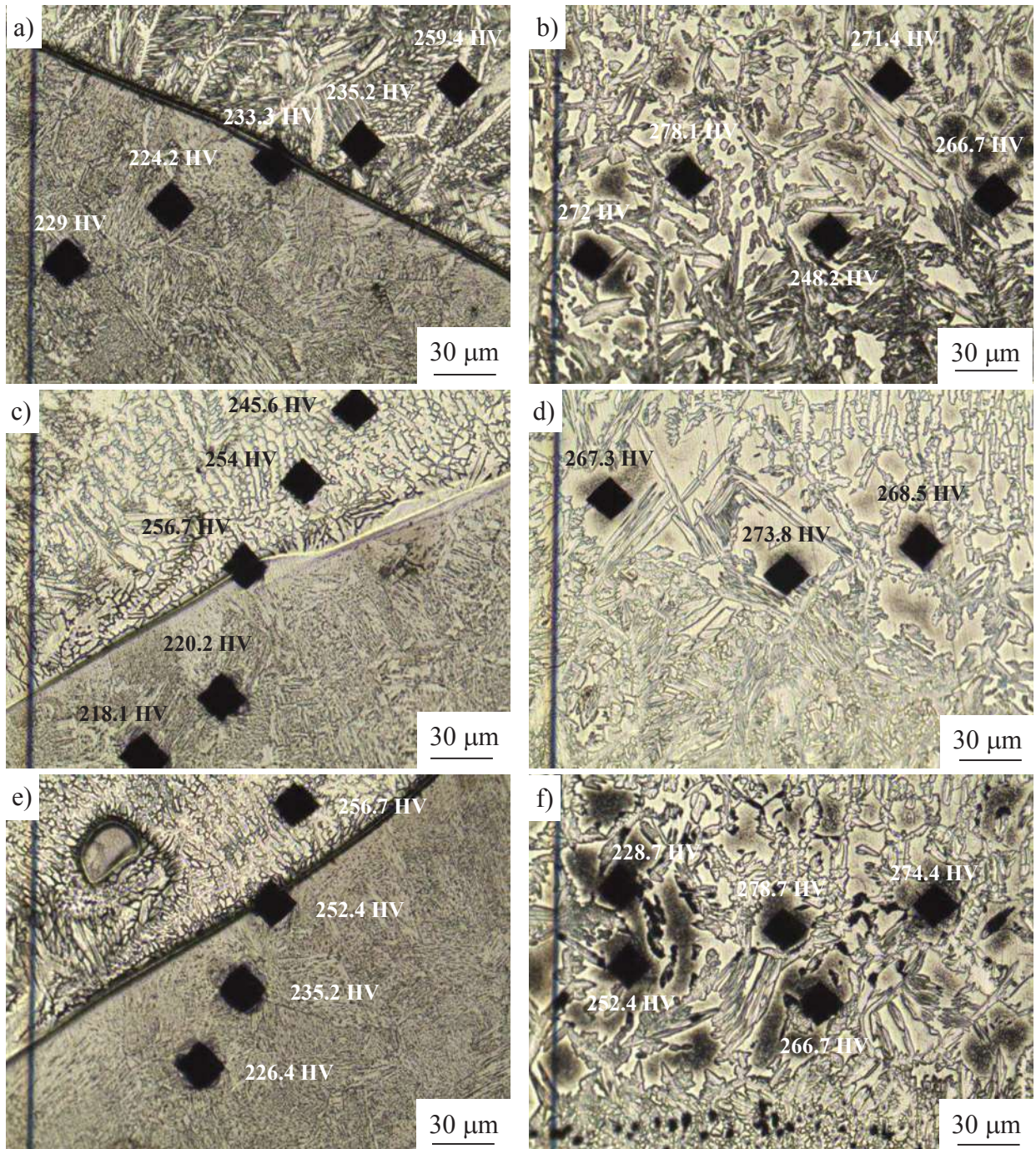
tienen valores menores a los del material de soldadura y al material base AID 2205, lo cual es lógico debido a las diferencias en cuanto a su composición química y estructuras cristalinas.

En la Figura 4.16 se observa mediciones de microdureza en la microestructura de la línea de fusión (LF) entre el API X-70 y el metal de soldadura y la ZAT del AID 2205 en cada una de las uniones disímiles. En la Figura 4.16 (a), (c) y (e) se observa como la variación en los valores de microdureza de las ZAT del API X-70 son mayores que a los del material base, esto se atribuye a la presencia de la fase bainita superior e inferior, las cuales tienen una mayor dureza que la fase ferrita en este tipo de materiales [45, 46, 58]. Mientras que en las líneas de fusión entre el API X-70 y el electrodo ER-2209 se aprecia como estas si presentan una variación en los valores de microdureza, siendo aproximadamente iguales para las uniones de AAT y MAT, 252.4 HV y 256.7 HV, mientras que para la unión de BAT el valor es menor, 233.3 HV, esto es atribuido tanto al modo de crecimiento como al comportamiento de los gradientes de los elementos químicos, el cual en la Figura 4.6 se observa una diferencia en este comportamiento, lo cual coincide con lo reportado por diversos autores [43, 45, 46, 58, 84].

También se debe señalar que en el material de soldadura adyacente a la línea de fusión los valores no presentan una gran variación. Por otro lado, en la Figura 4.16 (b), (d) y (f) se observan las microdurezas de la fase ferrita de la ZAT del AID; se aprecia como los valores de microdureza presentan variaciones entre ellos. Esto es atribuido a que en los aceros dúplex, la fase ferrita tiene un valor mayor de microdureza que la fase austenita [2, 9].



**Figura 4.15** Perfiles de microdureza de las uniones soldadas para (a) BAT, (b) MAT y (c) AAT.



**Figura 4.16** (a), (c) y (e) Variación de microdureza a través de la LF entre el API X-70 y el metal de soldadura; y (b), (d) y (f) variación de microdureza en la ZAT del AID.

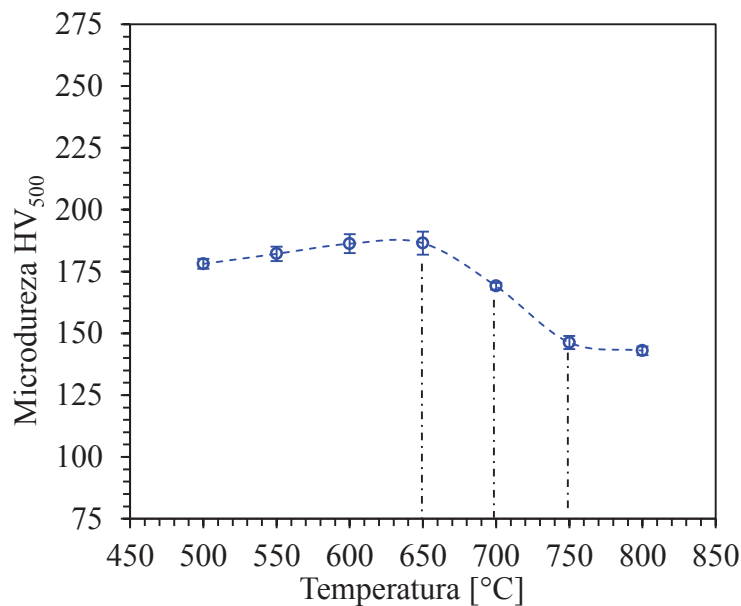
#### 4.3.5 Tratamientos térmicos API X-70

En las pruebas de tensión se encontró que los valores de resistencia del API X-70 en condición de recibido son mayores a los establecidos por la norma API 5L [85], esta diferencia pudiera deberse a que inicialmente el material API X-70 tenía forma de tubo, el cual posteriormente fue laminado

para darle forma de placa y esto produjo un endurecimiento por deformación el cual incrementó su resistencia. Como se observa en los resultados anteriores, existe una diferencia entre los valores de esfuerzos del API X-70 en condición de recepción y las probetas de las uniones soldadas, las cuales presentaron valores de esfuerzo muy por debajo del API X-70 y ligeramente inferiores al AID 2205. Esta disminución puede deberse al efecto de los ciclos térmicos que liberaron el efecto del endurecimiento por deformación cambiando la respuesta mecánica del API X-70.

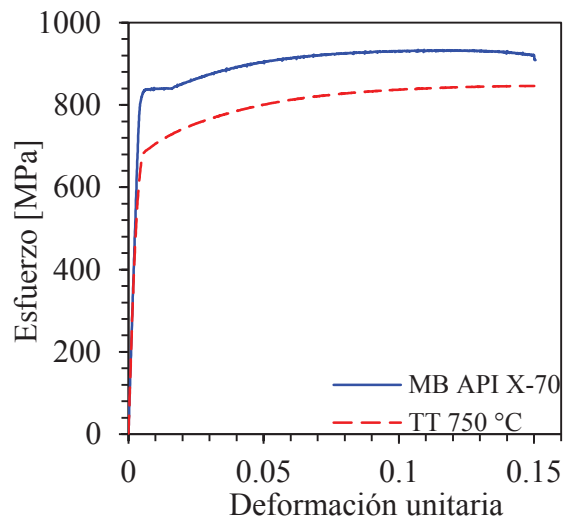
Los resultados de los valores promedio y desviación estándar se muestran en la Figura 4.18, como se observa la curva de dureza en el rango de temperatura de 500 a 800 °C, inicialmente, la microdureza permanece en un rango de ~180 HV hasta una temperatura de 650 °C y pasando esta temperatura la dureza comienza a disminuir gradualmente hasta alcanzar un valor mínimo en 750 °C para permanecer sin cambio hasta una temperatura de 800 °C. Es posible que esta disminución en microdureza estén relacionados con un proceso de relajación de trabajo en frío por efecto del tratamiento térmico.

Para corroborar el efecto del tratamiento térmico en las propiedades de resistencia a la tensión en el API X-70 se realizó un tratamiento térmico a una probeta de tensión con el diseño de la Figura 3.4 a una temperatura de 750 °C por un tiempo de permanencia de 2.5 horas, esta temperatura fue seleccionada, debido a que como se muestra en la Figura 4.17, en esta temperatura la disminución en la microdureza se detiene.



**Figura 4.17** Microdureza de los tratamientos térmicos realizados al API X70.

Una vez realizado el tratamiento térmico, la probeta se ensayó en tensión usando los mismos parámetros que para los ensayos anteriores, los resultados se muestran en la Figura 4.18, se observa que mientras el acero API X-70 en condición de recibido presenta un  $\sigma_{UTS}$  de 934 MPa, el API X-70 con el tratamiento térmico muestra una disminución de aproximadamente 90 MPa en el  $\sigma_{UTS}$  (847 MPa), lo cual representa una disminución de  $\sim 10\%$  en el  $\sigma_{UTS}$  respecto al material en condición de recibido. Por otra parte, en el esfuerzo de fluencia ( $\sigma_y$ ) el material en condición de recibido presenta un valor de 840 MPa, mientras que el material con el tratamiento térmico exhibe un valor de 680 MPa, esto representa una disminución de aproximadamente el  $19\%$  en el  $\sigma_y$ . Estos resultados permiten concluir que el material en condición de recibido pudiera haber sido deformado en frío para darle forma de placa al material. Otra observación importante estriba en que después del TT el acero API X-70 deja de mostrar el efecto de las bandas de Lüders y muestra una transición gradual elásto-plástica.



**Figura 4.18** Grafica esfuerzo-deformación unitaria del API X-70 en condición de recibido y con tratamiento térmico.

#### 4.4 Pruebas de fatiga

Para las pruebas de fatiga se tomaron en cuenta los resultados de las pruebas de tensión de las uniones soldadas para poder determinar los niveles de esfuerzos que se utilizaron en las pruebas de vida a la fatiga de cada muestra, los resultados de las pruebas de fatiga se listan en la Tabla 4.5 donde se muestran los parámetros de las pruebas y los resultados de los números de ciclos a la falla

de cada prueba realizada, cabe mencionar que las pruebas 1, 2 y 4 de las muestras de AAT y la prueba 4 de la muestra de MAT no fallaron y se decidió detener las pruebas en el número de ciclos que se indica en la Tabla 4.5, estas pruebas que son correspondientes a amplitudes de esfuerzos de 196.43 MPa (67.67 %  $\sigma_y$ ), 218.25 MPa (75.19 %  $\sigma_y$ ) y 261.23 MPa (90 %  $\sigma_y$ ) respectivamente para la muestra de AAT y 259.2 MPa (90 %  $\sigma_y$ ) para la muestra de MAT. Se concluye que con un porcentaje menor al 90 %  $\sigma_y$  para la muestra MAT se alcanza un número infinito de ciclos, sin embargo, no se puede concluir que este sea el porcentaje mínimo en el cual las muestras de AAT alcancen un número infinito de ciclos, debido a que las pruebas que se realizaron en los porcentajes de  $\sigma_y$  no arrojaron datos concluyentes para determinar esto, debido a que en la superficie de fractura de las probetas que fallaron mostraron defectos como iniciadores de grieta. Los resultados de las pruebas de vida a la fatiga o curva  $S - N$  se observan en la Figura 4.19 (a)-(c), de estas graficas se observa como las muestras AAT y BAT no pueden considerarse para analizar la vida a la fatiga de estas muestras, debido a que presentaron defectos de soldadura en las uniones, y estos defectos sirvieron como concentradores de esfuerzos por lo que el proceso de falla es por crecimiento de grieta por fatiga y no por efectos del fenómeno de fatiga.

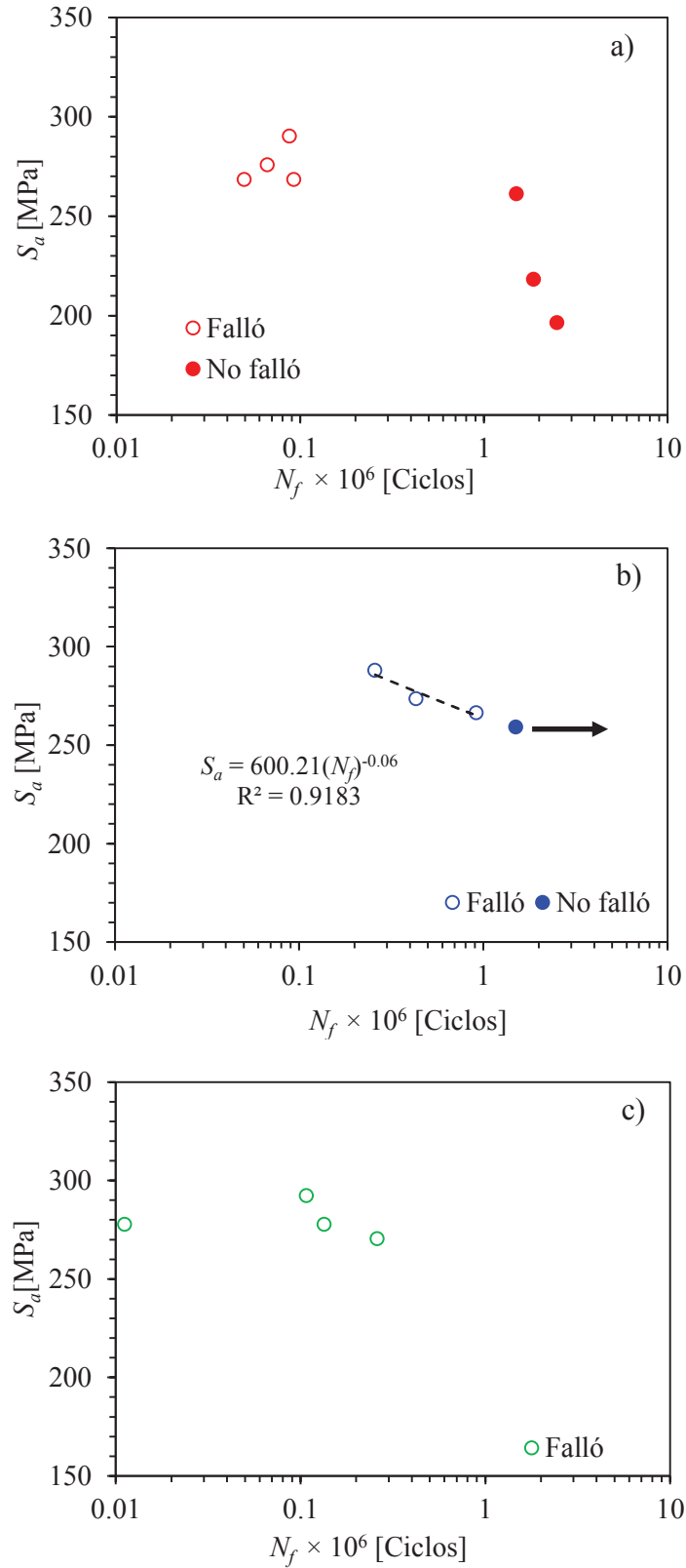
Como se ha mencionado en secciones anteriores (sección 2.4.2), el fenómeno de fatiga se caracteriza a través de tres etapas: a) nucleación de la grieta, b) crecimiento de la grieta y c) falla. Cuando un material o en este caso, una junta soldada presenta un defecto (visible) como porosidad, falta de fusión o escoria atrapada, estos actúan tanto como grietas como concentradores de esfuerzos, por lo que la etapa de nucleación de la grieta por fatiga se ve suprimida, es por esto que los ensayos fatiga en componentes con defectos no pueden considerarse como información para determinar la vida a la fatiga, ni para determinarse la curva  $S - N$  debido a que la vida a la fatiga del componente se presenta únicamente en las etapas de crecimiento de la grieta y la falla. Especímenes con estas características presentan un comportamiento similar a los ensayos de crecimiento de grieta por fatiga. El efecto concentrador de esfuerzos y como se ha explicado en la sección 2.4.3, la geometría del defecto influye en el campo de esfuerzos, principalmente en la raíz del defecto donde el esfuerzo puede ser muy alto, provocando una disminución considerable en el número de ciclos para que la grieta crezca durante la etapa de crecimiento de la grieta y conduciendo a una falla rápida [25].

**Tabla 4.5** Resultados experimentales de las pruebas de fatiga para las uniones soldadas.

Prueba	$\sigma$ [MPa]	% $\sigma$	A [mm <sup>2</sup> ]	$P_{\max}$ [N]	$P_{\min}$ [N]	$S_{\max}$ [MPa]	$S_{\min}$ [MPa]	$S_a$ [MPa]	Ciclos
AAT									
1	436.5	67.67	33.5202	14,631.5	1,463.15	436.5	43.65	196.43	2,500,938
2	485	75.19	34.6579	16,809	1,680.9	485	48.5	218.25	1,865,431
3	645	100	34.4682	22,232	2,223.2	645	64.5	290.25	87,268
4	580.5	90	33.8952	19,676	1,967.6	580.5	58.05	261.23	1,500,407
5	612.75	95	34.8	21,324	2,132.4	612.75	61.275	275.74	66,147
6	596.63	92.5	34.472	20,567	2,056.7	596.63	59.663	268.48	92,235
7	596.63	92.5	34.9098	20,828	2,082.8	596.63	59.663	268.48	49,631
MAT									
1	640	100	34.6208	22,157	2,216	640	64	288	49,710
2	608	95	34.594	21,033	2,103	608	60.8	273.6	431,567
3	640	100	34.194	21,884	2,188	640	64	288	258,364
4	576	90	34.3427	19,782	1,978	576	57.6	259.2	1,500,083
5	592	92.5	34.1245	20,202	2,020	592	59.2	266.4	917,854
BAT									
1	650	100	34.194	22,226	2,223	650	65	292.5	107,237
2	617.5	95	34.72	21,440	2,144	617.5	61.75	277.88	1,825
3	617.5	95	34.1848	21,109	2,111	617.5	61.75	277.88	11,140
4	617.5	95	34.6086	21,371	2,137	617.5	61.75	277.88	133,575
5	601.25	92.5	34.5876	20,796	2,080	601.25	60.13	270.56	259,410

En el caso de las uniones soldadas MAT, solo una de ellas presentó un defecto de soldadura visible, las muestras de MAT restantes ensayadas no presentaron defectos visibles en la superficie de fractura, por lo cual se considera que los resultados de vida a la fatiga son relacionados al fenómeno de fatiga. En la Figura 4.19 (b) se muestra la gráfica de la curva  $S - N$  usando un  $R = 0.1$ , de las pruebas de fatiga para la unión disímil MAT, donde, se observa que para un esfuerzo máximo de  $\sigma_y$ , el valor de amplitud de esfuerzo ( $S_a$ ) correspondiente es de 288 MPa, en este nivel de esfuerzo se alcanzaron un total de 258,364 ciclos, mientras que cuando se utilizó un valor de esfuerzo máximo del  $0.95\sigma_y$  ( $S_a = 273.6$  MPa) la prueba alcanzó los 431,567 ciclos, finalmente para un esfuerzo de  $0.925\sigma_y$  ( $S_a = 266.4$  MPa) la prueba alcanzó 917,854 ciclos. Interesantemente, cuando se empleó un esfuerzo máximo de  $0.9\sigma_y$  ( $S_a = 259.2$  MPa) sobrepasó el millón de ciclos sin fracturar alcanzando 1,500,083 ciclos, en este punto, se decidió detener la prueba y determinar que en esta amplitud de esfuerzo, la muestra de MAT alcanza un “número infinito de ciclos”.





**Figura 4.19** Gráficas de vida a la fatiga para (a) AAT, (b) MAT y (c) BAT.

En la Figura 4.19 (c) se presenta la gráfica con los resultados de vida a la fatiga de la unión disímil BAT, los resultados para un valor de esfuerzo máximo igual al esfuerzo de fluencia ( $S_a = 288$  MPa) de tres probetas que fallaron en un número bajos ciclos, en ellas se observó una gran dispersión en el número de ciclos a la falla, esto se debe a que en los tres especímenes ensayados, se observaron defectos en la superficie de fractura, estos defectos detectados en las muestras ensayadas fueron identificados como poros, los cuales son atribuidos a gases que no pudieron salir durante la solidificación, provocando huecos dentro del metal de aporte. En la sección siguiente, se presenta el análisis de las superficies de fractura de las pruebas de fatiga.

Las curvas de Wöhler o curvas  $S - N$ , son de gran utilidad en el diseño de componentes, una de las ecuaciones más utilizadas para generar datos útiles en las gráficas  $S - N$ , es el uso de la ecuación de Basquin:

$$S_a = S'_f (N_f)^b \quad (19)$$

Donde  $S_a$  es la amplitud de esfuerzos,  $S'_f$  es el coeficiente de resistencia a la fatiga, el cual tiene unidades de esfuerzo (MPa),  $b$  es el exponente de resistencia a la fatiga y  $N_f$  es el número de ciclos para la falla. Tanto el coeficiente como el exponente de resistencia a la fatiga están relacionados con las propiedades del material. Para utilizar la ecuación de Basquin es necesario graficar las pruebas de vida a la fatiga en una escala log-log o semi-log para los ejes, en este estudio se graficó de forma semi-log, de donde se toma la parte con la pendiente negativa de la gráfica, conocida como “región de vida finita” y se realiza la determinación de la línea de tendencia de los datos graficados y se ajusta en forma de potencia para determinar los valores correspondientes al coeficiente y exponente de resistencia a la fatiga [28, 30]. Como la muestra de MAT es la única en la que se puede realizar este ajuste, los valores obtenidos para el coeficiente de resistencia a la fatiga ( $S'_f$ ) es 600.21 MPa, mientras que el valor del exponente de resistencia a la fatiga ( $b$ ) es -0.06.

En la Figura 4.20 (a)-(d) que corresponde a las muestras de AAT, en la Figura 4.21 (a) de MAT y en la Figura 4.22 (a)-(e) de BAT se observan las macrografías de las superficies de fractura en las cuales se muestran defectos como iniciadores de grieta, estos defectos producen concentradores de esfuerzos que terminan por acortar la vida a la fatiga de las probetas, debido a que concentran esfuerzos, a causa de esto sus velocidades de crecimiento de grieta se incrementan. De las macrografías se observan dos zonas que se distinguen en los fenómenos de fatiga, la “zona de propagación de la grieta”, que también contiene el punto donde nuclea la grieta y que es la zona

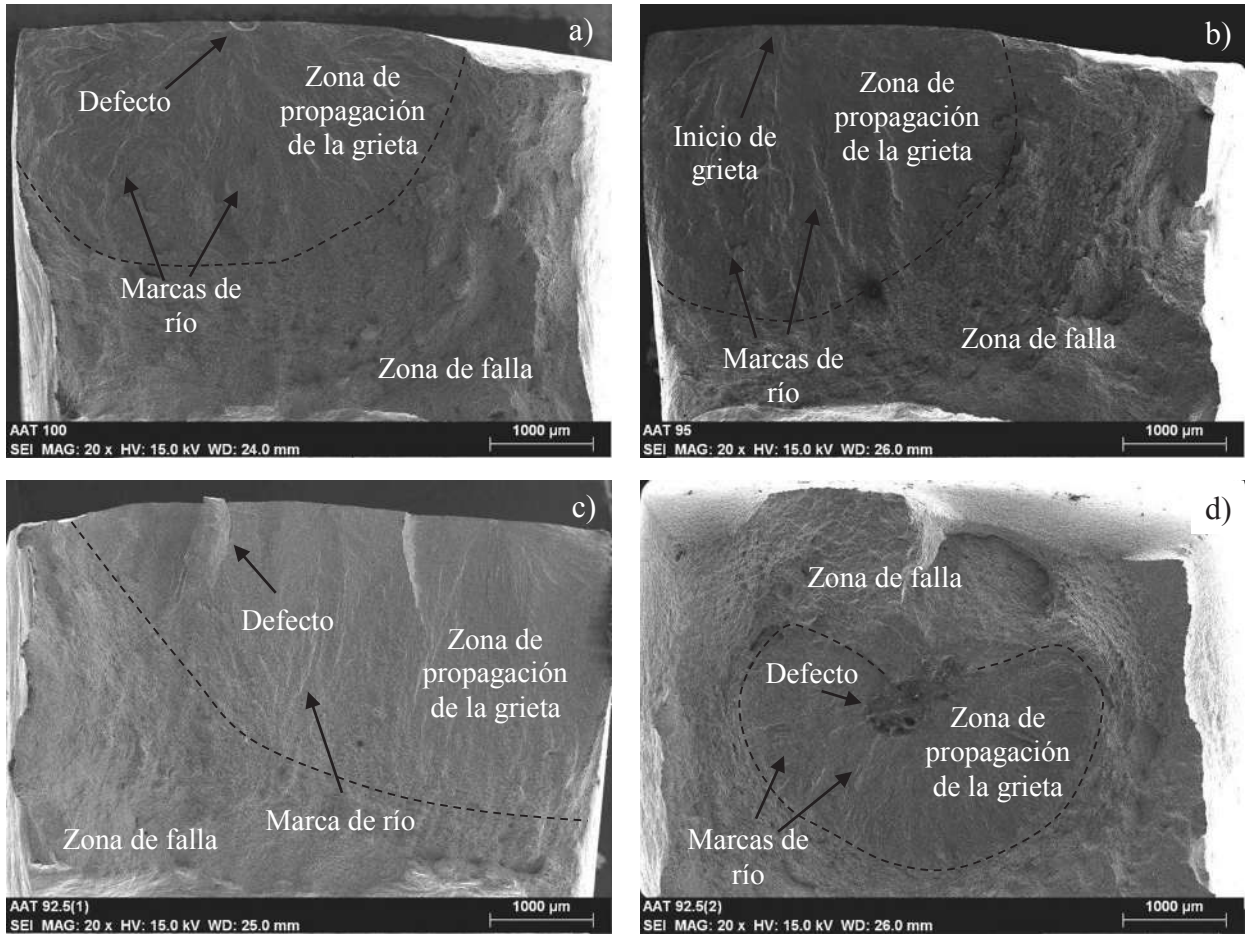
donde la grieta tiene un crecimiento estable, y la “zona de falla” que es donde el crecimiento de la grieta se da de forma inestable, provocando la fractura del componente o probeta. También es importante mencionar como todas las muestras de AAT y BAT presentaron defectos, lo cual como se ha mencionado anteriormente sirvieron como sitios de concentración de esfuerzos. Mientras que las muestras de MAT solo la Figura 4.21 (a) fue la única que presentó un defecto. Por otra parte, de las macrografías se puede distinguir como la zona de crecimiento de la grieta se ve influenciada por la forma del defecto en las muestras que fallaron por la presencia de estas (Figura 4.20 (a)-(d), Figura 4.21 (a) y Figura 4.22 (a)-(e)), los cuales como se mencionó anteriormente, funcionan como concentradores de esfuerzos. En la Figura 4.23 (a)-(d), Figura 4.24 (a)-(d) y Figura 4.25 (a)-(e) se observa la presencia del mecanismo de crecimiento de grieta por clivaje, el cual es característico de las fracturas por fatiga y se genera cuando el esfuerzo es suficiente para propagar la grieta de forma rápida a través de planos específicos. En estas figuras mencionadas se aprecia la presencia de las marcas de río de las cuales indican la dirección del crecimiento de la grieta a través de la zona de propagación [27].

En fatiga es común la fractura por clivaje, este tipo de fractura comúnmente es definido como una fractura frágil, sin embargo, puede ser precedido por un gran flujo de deformación plástica. Este tipo de modo de fractura se da principalmente a través de los planos menos compactos, provocando un modo transgranular de propagación, el cual cambia de dirección cada que vez que pasa por un límite de grano [4, 27, 30].

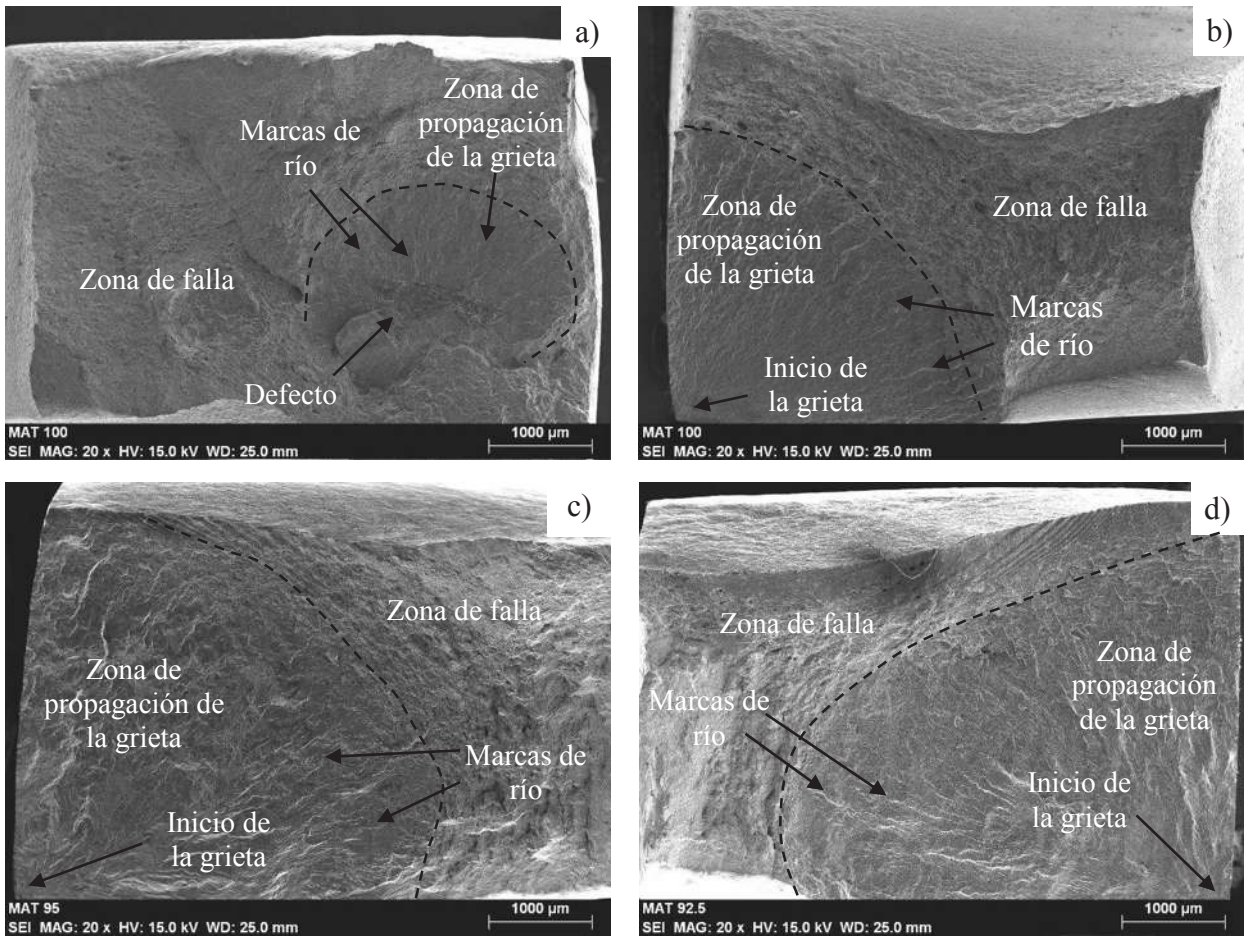
Por otro lado, en la Tabla 4.6 se listan los valores de las separaciones entre marcas de playa de las muestras que fracturaron, los cuales son relacionados a la tasa de propagación de la grieta [27, 34], como se observa, las muestras que no presentaron defectos, son las muestras de MAT, presentan valores de 0.105  $\mu\text{m}$  para un 100 %  $\sigma_y$  (Figura 4.27 (b)), 0.0968  $\mu\text{m}$  para 95 %  $\sigma_y$  (Figura 4.27 (c)) y 0.0935  $\mu\text{m}$  para 92.5 %  $\sigma_y$  (Figura 4.27 (d)), como se ha mencionado anteriormente, la relación entre la separación de las estrías provocadas por las cargas cíclicas y la tasa de propagación de la grieta en la zona de crecimiento estable, se ve reflejada en el número de ciclos a la falla para cada porcentaje de  $\sigma_y$  debido a que si la grieta genera una mayor separación entre las estrías, necesitaría un número menor de ciclos para alcanzar la falla, como se puede observar en el caso de las muestras de MAT, donde la carga de 100%  $\sigma_y$  alcanzó 258,364 ciclos cuando fracturo, siendo esta muestra la de mayor espaciamiento entre las estrías con 0.105  $\mu\text{m}$ , mientras que la muestra con 95%  $\sigma_y$

alcanzó 431,854 ciclos cuando fracturó presentando un valor de 0.0968  $\mu\text{m}$  entre estrías, por último la muestra con 92.5%  $\sigma_y$  alcanzó 917,854 ciclos cuando fracturó y presentó un valor de 0.0935  $\mu\text{m}$  entre estrías.

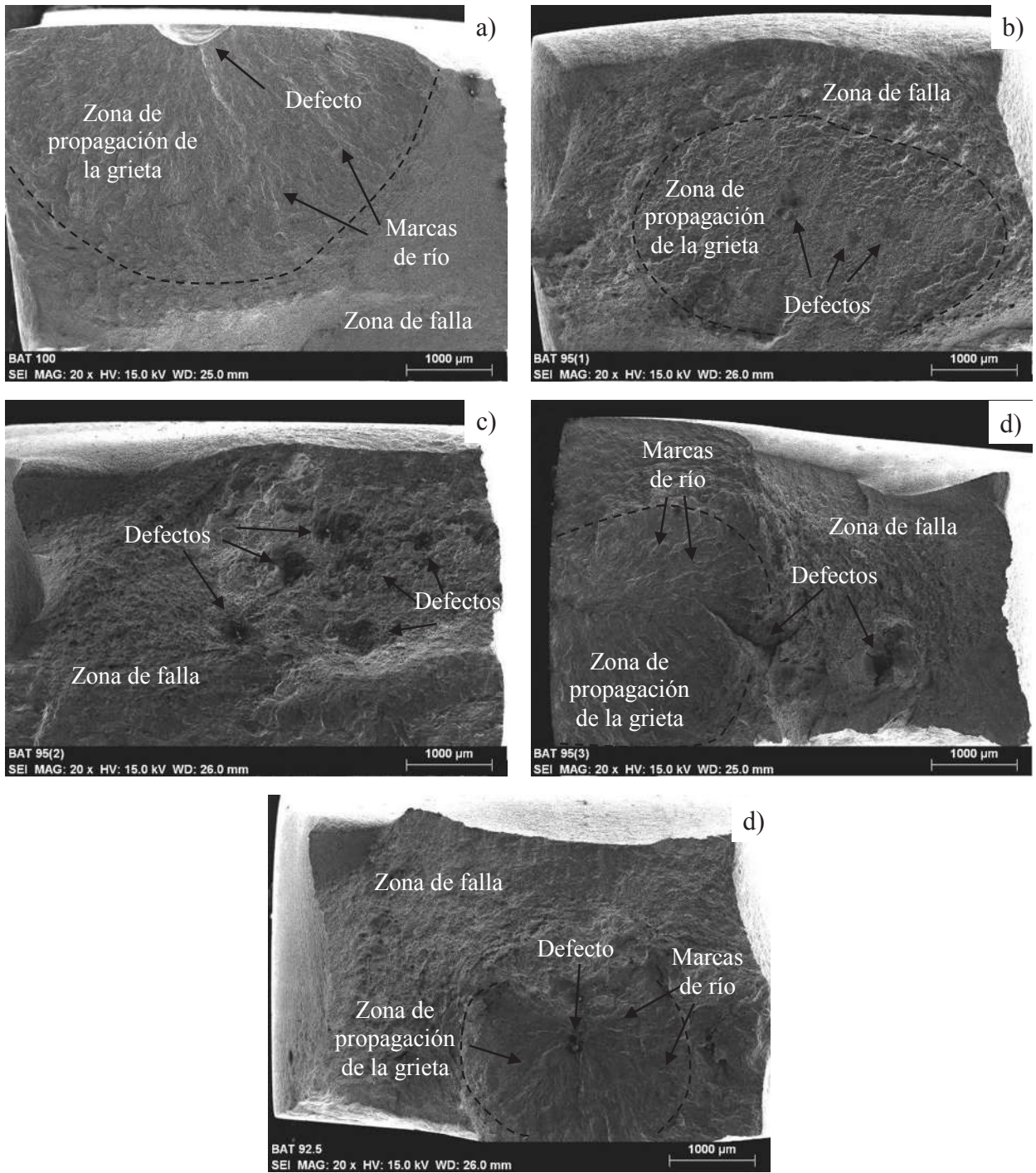
Como se ha explicado anteriormente, la forma de los defectos tiene un papel importante en el factor de concentración de esfuerzos,  $k_t$ , dicho de otra manera, de acuerdo a la forma del defecto el  $k_t$  varía su valor. Este efecto también se aprecia en la separación de las estrías generadas por el crecimiento de la grieta, las cuales, como se observa en la Tabla 4.6, las muestras que presentaron defectos (Figura 4.26 (a)-(d), Figura 4.27 (a) y Figura 4.28 (a)-(d)), presentan separaciones mayores a comparación con las muestras que no presentaron defectos. Esto también es observable en el número de ciclos que resistieron estas muestras, que son considerablemente menos ciclos comparadas con las muestras sanas. La muestra de AAT que mayor separación mostró entre estrías fue la muestra con el 100 %  $\sigma_y$  (Figura 4.26 (a)), la cual tuvo una separación de 0.2505  $\mu\text{m}$ , mientras que la de menor separación mostro fue la muestra de 92.5 (1) %  $\sigma_y$  (Figura 4.26 (c)), la cual tuvo una separación de 0.1539  $\mu\text{m}$ . Mientras que la muestra de BAT que mayor separación mostró fue la muestra con un 92.5%  $\sigma_y$  (Figura 4.28 (d)) en la cual se encontró una separación de 0.4730  $\mu\text{m}$ , mientras que la de menor separación mostró fue la muestra de 95% (3)  $\sigma_y$  (Figura 4.28 (b)) que presentó una separación de 0.2834  $\mu\text{m}$ .



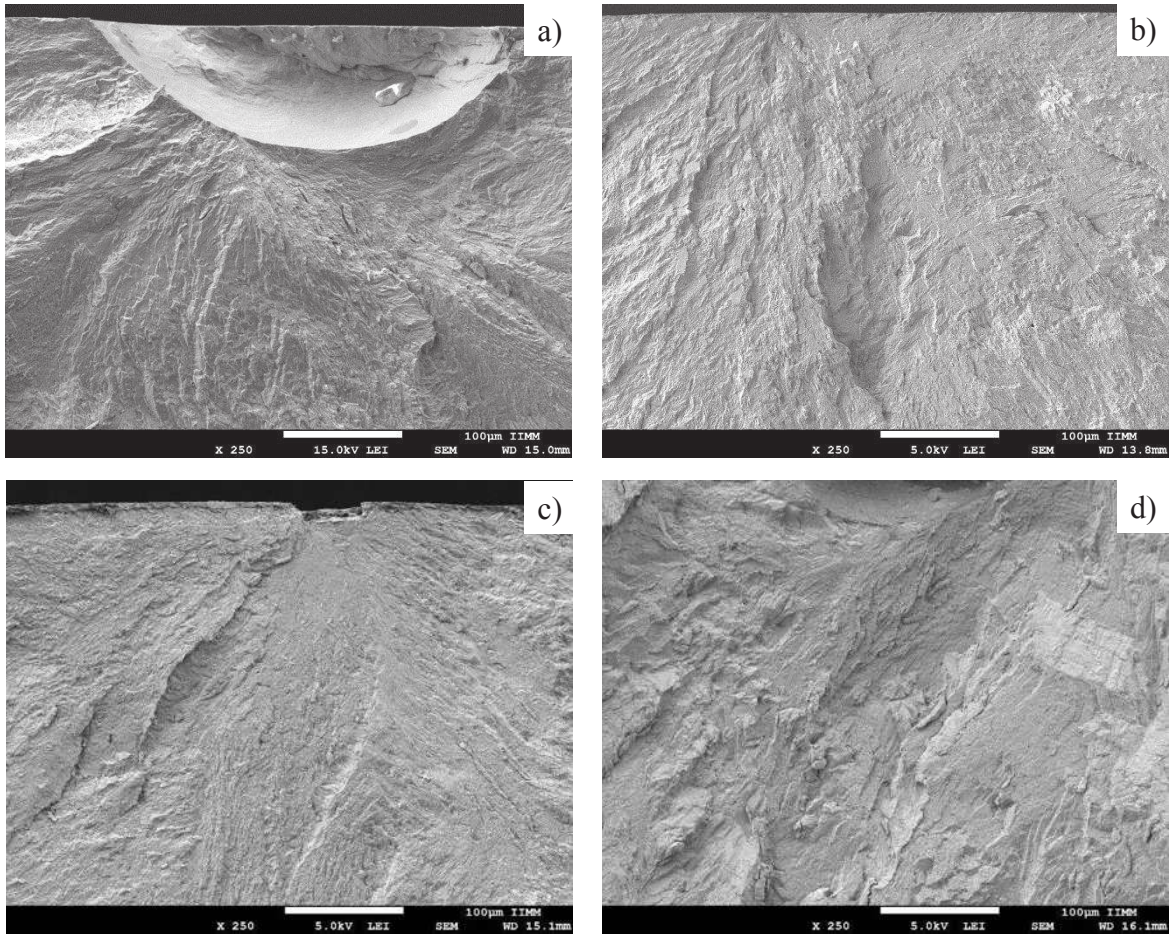
**Figura 4.20** Macrografías de las muestras de AAT para (a) 100 %  $\sigma_y$ , (b) 95 %  $\sigma_y$ , (c) 92.5 %  $\sigma_y$ , y (d) 92.5 %  $\sigma_y$ .



**Figura 4.21** Macrografías de las muestras de MAT para (a) 100 %  $\sigma_y$ , (b) 100 %  $\sigma_y$ , (c) 95 %  $\sigma_y$  y (d) 92.5 %  $\sigma_y$ .

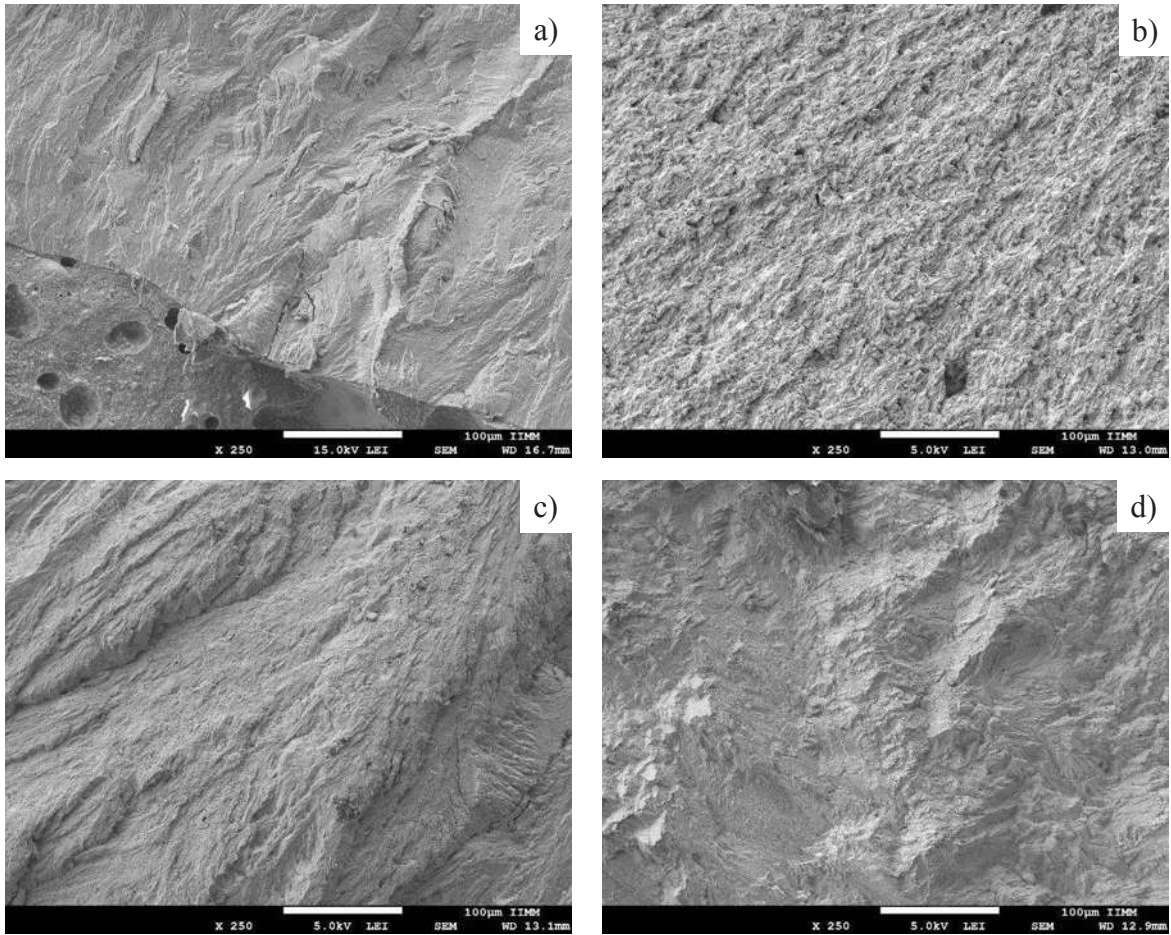


**Figura 4.22** Macrografías de las muestras de BAT para (a) 100 %  $\sigma_y$ , (b) 95 (1) %  $\sigma_y$ , (c) 95 (2)%  $\sigma_y$ , (d) 95 (3)%  $\sigma_y$  y (e) 92.5 %  $\sigma_y$ .

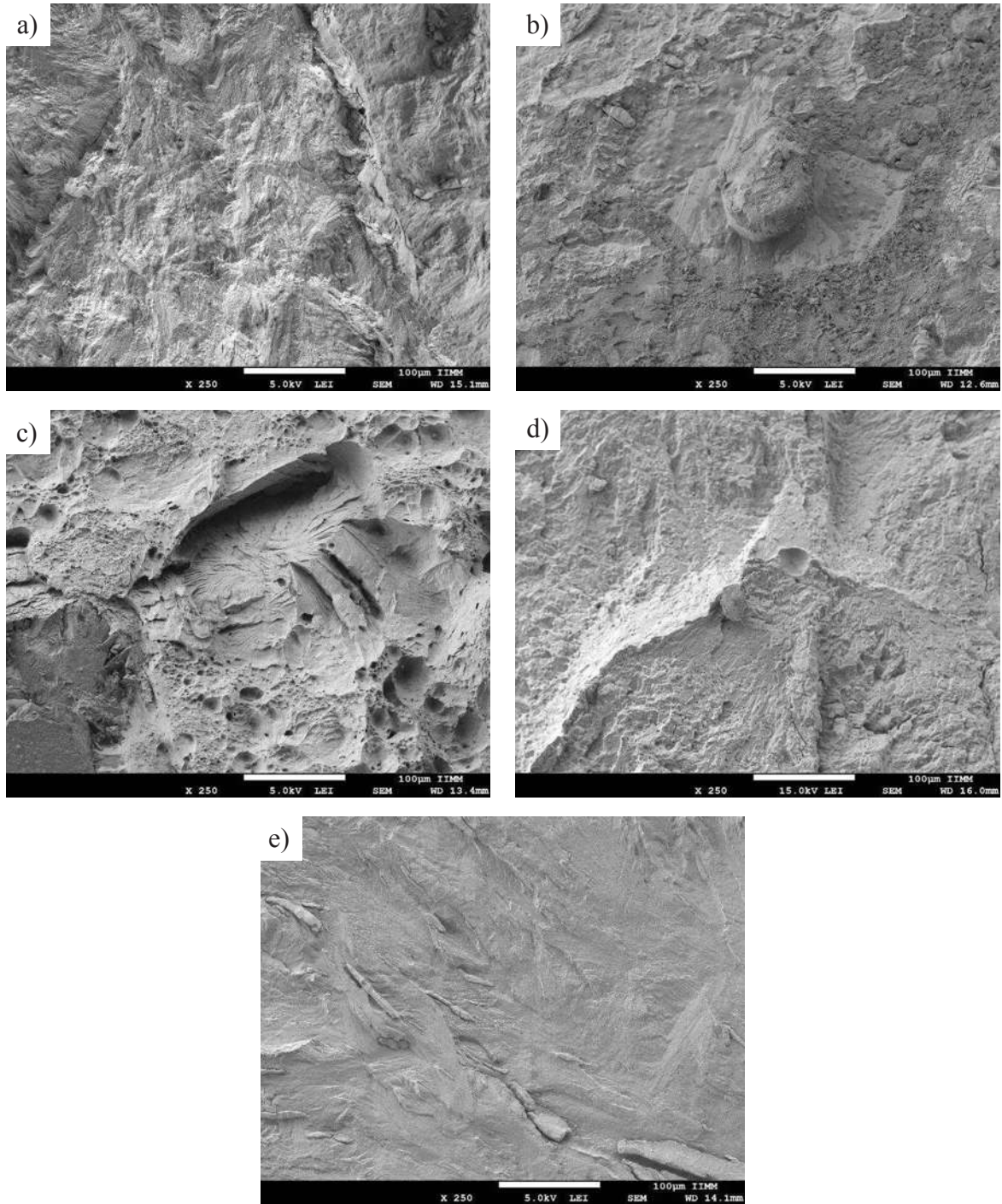


**Figura 4.23** Superficie de la fractura en la zona de propagación de la grieta en la muestra de AAT para (a) 100 %  $\sigma_y$ , (b) 95 %  $\sigma_y$ , (c) 92.5 %  $\sigma_y$  y (d) 92.5 %  $\sigma_y$ .

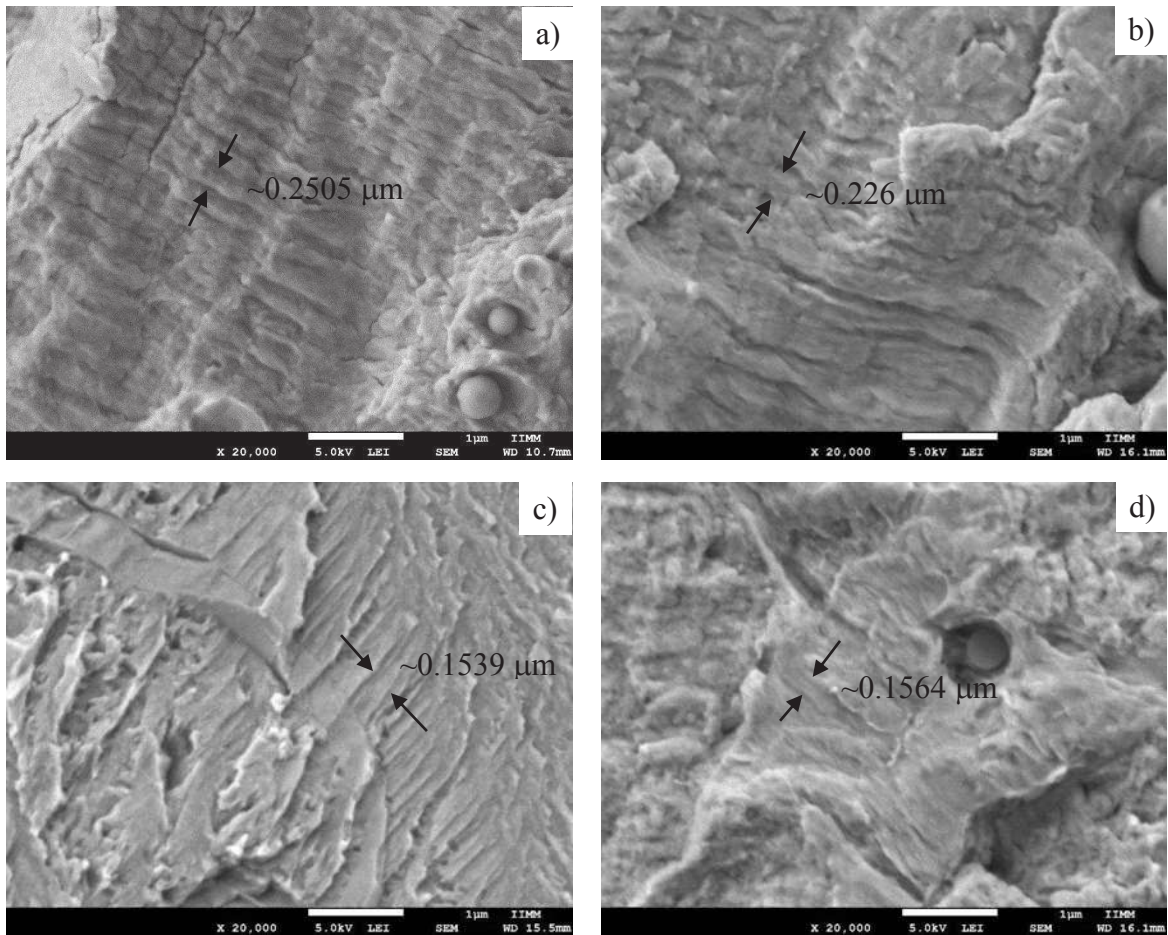




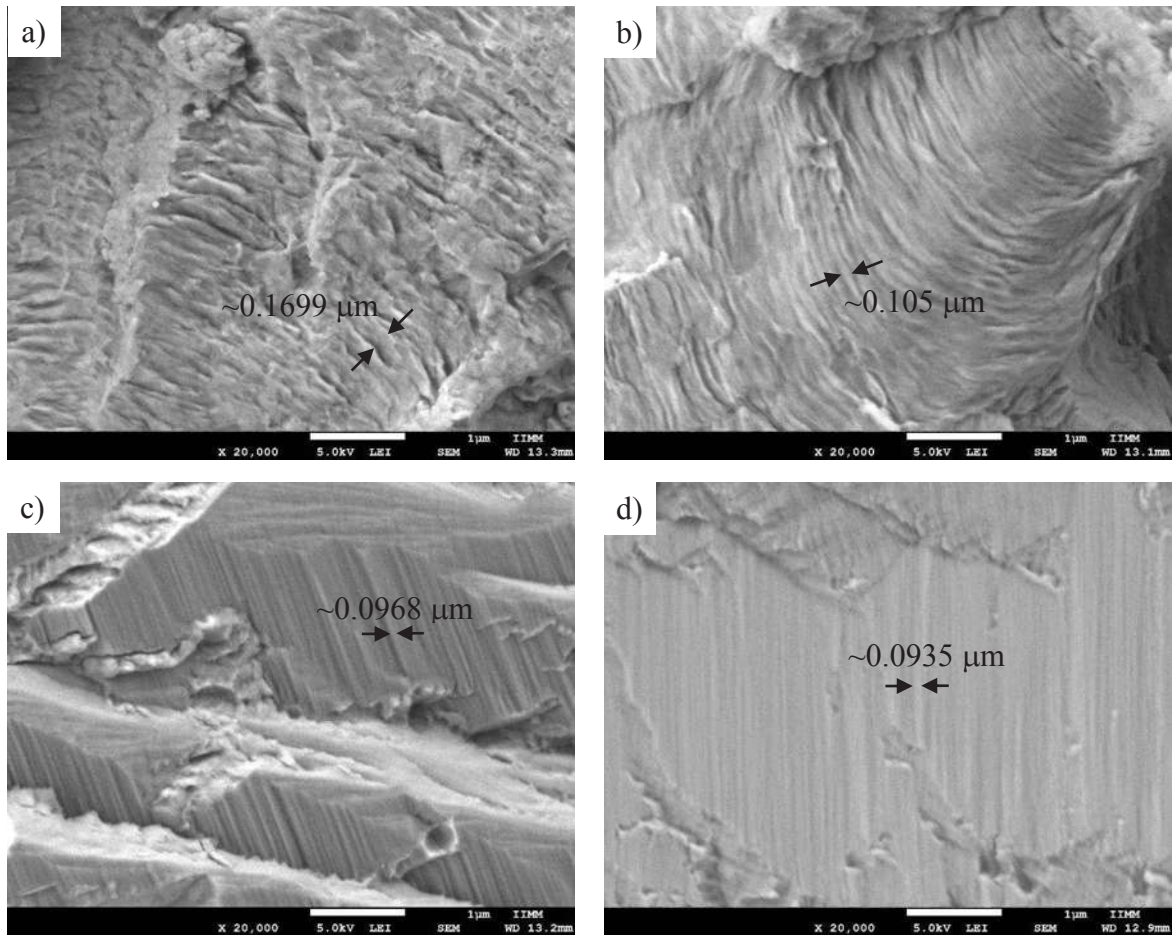
**Figura 4.24** Superficie de la fractura en la zona de propagación de la grieta en la muestra de MAT para (a) 100 %  $\sigma_y$ , (b) 100 %  $\sigma_y$ , (c) 95 %  $\sigma_y$  y (d) 92.5 %  $\sigma_y$ .



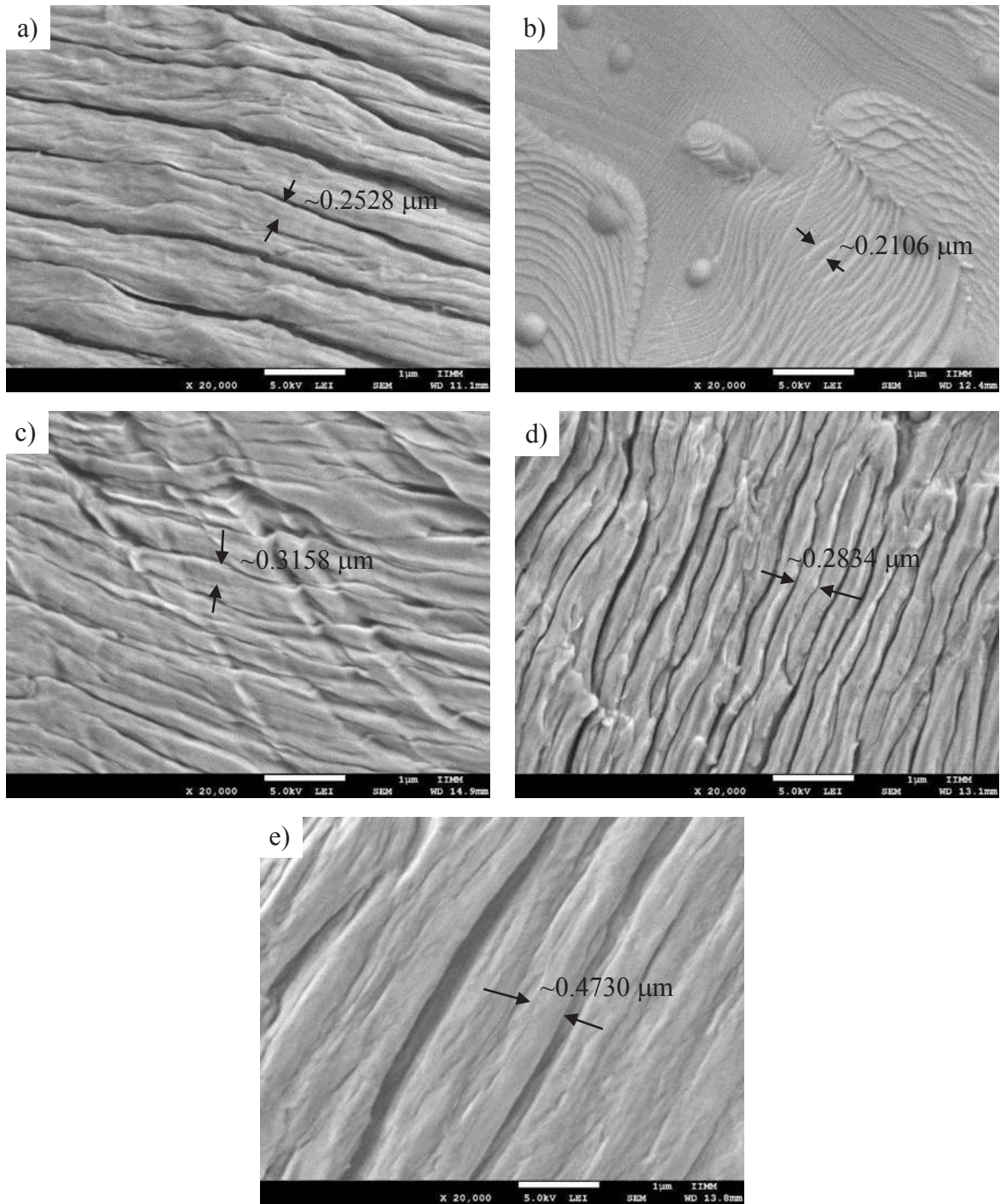
**Figura 4.25** Superficie de la fractura en la zona de propagación de la grieta en la muestra de BAT para (a) 100 %  $\sigma_y$ , (b) 95 (1) %  $\sigma_y$ , (c) 95 (2) %  $\sigma_y$ , (d) 95 (3) %  $\sigma_y$  y (e) 92.5 %  $\sigma_y$ .



**Figura 4.26** Detalle a 20000 x de marcas de playa por fatiga en la zona de propagación de la muestra de AAT para (a) 100 %  $\sigma_y$ , (b) 95 %  $\sigma_y$ , (c) 92.5 %  $\sigma_y$  y (d) 92.5 %  $\sigma_y$ .



**Figura 4.27** Detalle a 20000 x de marcas de playa por fatiga en la zona de propagación de la muestra de MAT para (a) 100 %  $\sigma_y$ , (b) 100 %  $\sigma_y$ , (c) 95 %  $\sigma_y$  y (d) 92.5 %  $\sigma_y$ .



**Figura 4.28** Detalle a 20000 x de marcas de playa por fatiga en la zona de propagación de la muestra de BAT para (a) 100 %  $\sigma_y$ , (b) 95 (1) %  $\sigma_y$ , (c) 95 (2) %  $\sigma_y$ , (d) 95 (3) %  $\sigma_y$  y (e) 92.5 %  $\sigma_y$ .

**Tabla 4.6** Espaciamiento entre marcas de playa provocadas por fatiga de las muestras soldadas.

Muestra	Espaciamiento entre estrías [ $\mu\text{m}$ ]
AAT 100%	0.2505
AAT 95%	0.2260
AAT 92.5% (1)	0.1539
AAT 92.5% (2)	0.1564
MAT 100 % (1)	0.1699
MAT 100 % (2)	0.105
MAT 95 %	0.0968
MAT 92.5 %	0.0935
BAT 100 %	0.2528
BAT 95 % (1)	0.2106
BAT 95 % (2)	0.3158
BAT 95 % (3)	0.2834
BAT 92.5 %	0.4730

## CAPITULO 5. CONCLUSIONES

Las conclusiones que se obtuvieron a partir de este estudio, se presentan a continuación:

1. Los diferentes niveles de aporte térmico producidos en las uniones soldadas disimiles causan diferentes efectos, entre los cuales destacan: diferencia en la extensión de la ZAT en cada una de las USD y diferentes niveles de dilución en cada material base.
2. El modo de crecimiento adyacente a la línea de fusión en las uniones disimiles varia en relación al porcentaje de dilución producido por el proceso de soldadura, presentándose un modo columnar-dendrítico en la unión BAT y presentándose un límite de grano tipo II en las uniones MAT y AAT. El modo de crecimiento con la microestructura columnar-dendrítico es debido a la baja dilución en esa unión, debido a que esto evita que exista una continuidad entre el material base y el material de aporte. El límite de Grano tipo II (BG-II), se presenta en las juntas disimiles con un porcentaje de dilución mayor al 9 % (MAT y AAT), esto es atribuido a la diferencia de estructuras cristalinas entre el material base y el material de aporte.
3. El comportamiento en la región de deformación plástica tanto de los materiales base como de las uniones disimiles puede ser modelado con gran precisión a través del modelo de Ramberg-Osgood.
4. El aporte térmico no tiene un efecto marcado en los esfuerzos de fluencia ( $\sigma_y$ ) y en el esfuerzo último de tensión ( $\sigma_{UTS}$ ).
5. El valor de microdureza en la línea de fusión de las uniones se ve afectado por el modo de crecimiento, debido a que cuando se presenta el BG-II el valor de microdureza se incrementa a comparación de cuando solidifica en el modo C-D.
6. Las muestras producidas con medio aporte térmico (1.125 kJ/mm) presentaron las mejores condiciones para poder ser evaluadas en ensayos de vida a la fatiga, debido a que no presentaron defectos visibles.
7. Las muestras que fracturaron por defectos en las pruebas de fatiga, presentan una mayor separación entre estrías debido a la concentración de esfuerzos de los defectos, por otro lado, las muestras que no presentaron defectos, mostraron una correlación entre el número de ciclos a la falla y la separación entre estrías.

## **RECOMENDACIONES Y TRABAJO FUTURO**

- Estudiar por medio de END el efecto del aporte térmico en las USD.
- Analizar el impacto del aporte térmico en las uniones soldadas bajo ambientes corrosivos.
- Acumular daño por fatiga en las uniones soldadas y estudiar su comportamiento mecánico.
- Estudiar soldaduras disimiles con mayores porcentajes de dilución y su efecto en la microestructura y el comportamiento mecánico de las USD.



## REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

1. Makhlof A S H, Aliofkhazraei M. *Handbook of Materials Failure Analysis with Case Studies from the Oil and Gas Industry*. Butterworth-Heinemann. 2015.
2. Lippold J C, Kotecki D J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 1st Edition. New Jersey. Wiley-VCH. 2005.
3. Kotecki D, Siewert T. *WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram*. **Welding Journal**. 71(5), 171-178, 1992.
4. Anderson T L. *Fracture mechanics-fundamentals and applications*. **NASA STI/Recon Technical Report A**. 92, 1991.
5. Gunn R. *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications*. 1st Edition. Cambridge. Woodhead Publishing. 1997.
6. Pohl M, Storz O, Glogowski T. *Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel*. **Materials characterization**. 58(1), 65-71, 2007.
7. Elmer J, Palmer T, Specht E D. *Direct observations of sigma phase formation in duplex stainless steels using in-situ synchrotron X-ray diffraction*. **Metallurgical and materials transactions A**. 38(3), 464-475, 2007.
8. Ramirez A, Lippold J, 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.
9. Ramirez A, Brandi S D, 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.
10. Zanotto F, Grassi V, Balbo A, Monticelli C, Zucchi F. *Resistance of Thermally Aged DSS 2304 against Localized Corrosion Attack*. **Metals**. 8(12), 1022, 2018.
11. Okafor I, Carlson O. *Equilibrium studies on a chi phase-strengthened ferritic alloy*. **Metallurgical transactions A**. 9(11), 1651-1657, 1978.
12. Llorca-Isern N, López-Luque H, López-Jiménez I, Biezma M V. *Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels*. **Materials characterization**. 112, 20-29, 2016.
13. Ruiz A, Ortiz N, Medina A, Kim J-Y, Jacobs L. *Application of ultrasonic methods for early detection of thermal damage in 2205 duplex stainless steel*. **NDT & E International**. 54, 19-26, 2013.
14. Nilsson J-O, Kangas P, Wilson A, Karlsson T. *Mechanical properties, microstructural stability and kinetics of  $\sigma$ -phase formation in 29Cr-6Ni-2Mo-0.38 N superduplex stainless steel*. **Metallurgical and Materials Transactions: A**. 31(1), 35-45, 2000.
15. Sawhill J. *Welding HSLA line pipe steels*. **Metal Science and Heat Treatment**. 19(7), 597-609, 1977.
16. Misra R, Nathani H, Hartmann J, Siciliano F. *Microstructural evolution in a new 770 MPa hot rolled Nb-Ti microalloyed steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 394(1-2), 339-352, 2005.
17. Liu S, Challa V, Natarajan V, Misra R, Sidorenko D, Mulholland M, Manohar M, Hartmann J. *Significant influence of carbon and niobium on the precipitation behavior and microstructural evolution and their consequent impact on mechanical properties in microalloyed steels*. **Materials Science and Engineering: A**. 683, 70-82, 2017.
18. Bhadeshia H K D H, Honeycombe R W K. *Steels: Microstructure and Properties*. 3rd Edition. Cambridge. Butterworth-Heinemann. 2006.

19. Ghosh P, Singh P, Vaze K, Kushwaha H. *Characterisation of pipe welds and HAZ in primary heat transport system piping of pressurised heavy water reactors*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 9(3), 200-208, 2004.
20. Kou S. *Welding Metallurgy*. 1st Edition. New Jersey. John Wiley & Sons. 2003.
21. Alley R L. *ASM Handbook Volume 6 Welding, Brazing and Soldering*. 1st Ed. Ohio. ASM International. 1993.
22. Reichelt W, Evancho J, Hoy M. *Effects of shielding gas on gas metal arc welding aluminum*. **Welding Journal**. 59(5), 147S-155S, 1980.
23. Gibbs F. *Ceramic backing for all-position GMAW 5083 Aluminum alloy*. **Welding Journal**. 59(12), 23-30, 1980.
24. Becker W T, Shipley R J. *ASM Handbook: Volume 11: Failure Analysis and Prevention*. 1st Edition. Ohio. ASM international. 1993.
25. Lippold J C. *Welding metallurgy and Weldability*. 1st Edition. Ohio. John Wiley & Sons. 2014.
26. ASTM E. E 1150-1987, "Standard Definitions of Fatigue". 1995.
27. González-Velázquez J L. *Fractography and Failure Analysis*. Springer. 2018.
28. Stephens R I, Fatemi A, Stephens R R, Fuchs H O. *Metal fatigue in engineering*. John Wiley & Sons. 2000.
29. Schijve J. *Fatigue of Structures and Materials*. 1st Edition. Dordrecht. Springer Science & Business Media. 2001.
30. Lee Y-L, Pan J, Hathaway R, Barkey M. *Fatigue testing and analysis: theory and practice*. Butterworth-Heinemann. 2005.
31. Hertzberg R W, Hauser F E. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 1977.
32. Krupp U. *Fatigue crack propagation in metals and alloys: microstructural aspects and modelling concepts*. 1st Edition. Darmstadt. John Wiley & Sons. 2007.
33. Affonso L O A. *Machinery failure analysis handbook: sustain your operations and maximize uptime*. Elsevier. 2013.
34. Pokluda J, Šandera P. *Micromechanisms of fracture and fatigue: in a multi-scale context*. Springer Science & Business Media. 2010.
35. Inglis C E. *Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners*. **Trans Inst Naval Archit**. 55, 219-241, 1913.
36. Spotts M, Shoup T. *Elementos de Máquinas*. 7th Edition. Northwestern. Prentice Hall. 1999.
37. Lundin C. *Dissimilar metal welds-transition joints literature review*. **Welding Journal**. 61(2), 58-63, 1982.
38. Savage W, Nippes E, Szekeres E. *Study of weld interface phenomena in a low alloy steel*. **Welding Journal**. 55(9), 260, 1976.
39. Kou S, Yang Y. *Fusion-boundary macrosegregation in dissimilar-filler welds*. **WELDING JOURNAL-NEW YORK-**. 86(10), 303, 2007.
40. Frei J, Alexandrov B T, Rethmeier M. *Low heat input gas metal arc welding for dissimilar metal weld overlays part II: the transition zone*. **Welding in the World**. 62(2), 317-324, 2018.
41. Baeslack W, Lippold J, Savage W. *Unmixed zone formation in austenitic stainless steel weldments*. **Welding Journal**. 58(6), 168, 1979.

42. Alexandrov B T, Lippold J, Sowards J, Hope A, Saltzmann D. *Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni-base alloy overlays applied to carbon steel*. **Welding in the World**. 57(1), 39-53, 2013.
43. Wang J, Lu M-x, Zhang L, Chang W, Xu L-n, 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.
44. Sakai T, Asami K, Katsumata M, H T, Tanaka O. *Hydrogen induced disbonding of weld overlay in pressure vessels and its prevention*. **ASM International**. 340-348, 1982.
45. Sadeghian M, Shamanian M, Shafyei A. *Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel*. **Materials & Design**. 60, 678-684, 2014.
46. Mendoza B I, Maldonado Z C, Albiter H A, Robles P E. *Dissimilar welding of superduplex stainless steel/HSLA steel for offshore applications joined by GTAW*. **Engineering**. 2(07), 520, 2010.
47. Frei J, Alexandrov B T, Rethmeier M. *Low heat input gas metal arc welding for dissimilar metal weld overlays part I: the heat-affected zone*. **Welding in the World**. 60(3), 459-473, 2016.
48. Herrera-Chávez L Y, Ruiz A, López-Morelos V H, Rubio-González C. *Microstructural characterization and mechanical response of Inconel 600 welded joint*. **Materials characterization**. 157, 109882, 2019.
49. Barbosa L H S, Modenesi P J, Godefroid L B, Arias A R. *Fatigue crack growth rates on the weld metal of high heat input submerged arc welding*. **International Journal of Fatigue**. 119, 43-51, 2019.
50. Yang L, Gao S, Huang Y, Sun M, Li Y. *Effect of microstructure on tensile and fatigue properties of laser-welded DP780 and DP980 high-strength steel joints*. **Materials Science and Engineering: A**. 754, 535-555, 2019.
51. API, API STANDARD 1104. *Welding of Pipelines and Related Facilities*. 1999.
52. Melfi T. *New code requirements for calculating heat input*. **Welding Journal**. 89(6), 61-63, 2010.
53. Bosworth M. *Effective heat input in pulsed current gas metal arc welding with solid wire electrodes*. **Welding Journal**. 70(5), 111. s-117. s, 1991.
54. Kou S. *Fluid flow and solidification in welding: Three decades of fundamental research at the University of Wisconsin*. **Welding Journal**. 91(11), 287S-302S, 2012.
55. ASTM, E 8M-04. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]*. 2004.
56. ASTM, E 466-96. *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials I*. 1996.
57. Bettahar K, Bouabdallah M, Badji R, Gaceb M, Kahloun C, Bacroix B. *Microstructure and mechanical behavior in dissimilar 13Cr/2205 stainless steel welded pipes*. **Materials & Design**. 85, 221-229, 2015.
58. Belkessa B, Miroud D, Ouali N, Cheniti B. *Microstructure and mechanical behavior in dissimilar SAF 2205/API X52 welded pipes*. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**. 29(7), 674-682, 2016.
59. Karlsson L, Börjesson J. *Orientation relationships of intragranular austenite in duplex stainless steel weld metals*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 19(4), 318-323, 2014.

60. Karlsson L, Arcini H. *Low energy input welding of duplex stainless steels*. **Welding in the World**. 56(9-10), 41-47, 2012.
61. Tehovnik F, Batic B S, Vode F, Malej S, Burja J. *NITRIDES AND CARBIDES IN 2101 LEAN DUPLEX STAINLESS STEEL*. **Materiali in tehnologije**. 52(6), 821-826, 2018.
62. Kuper M W, Alexandrov B T. *Retention of Delta Ferrite in the Heat-Affected Zone of Grade 91 Steel Dissimilar Metal Welds*. **Metallurgical and materials transactions A**. 50(6), 2732-2747, 2019.
63. Savage W, Nippes E, Miller T. *Microsegregation in 70Cu-30Ni weld metal*. **Welding Journal**. 55(6), 165s-173s, 1976.
64. Chalmers B. En; **Principles of solidification**. Springer. 161-170. 1970.
65. Nelson T, Lippold J, Mills M. *Investigation of boundaries and structures in dissimilar metal welds*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 3(5), 249-255, 1998.
66. Wu Y. *Hydrogen related disbonding of weld overlay of corrosion resistant alloys*. **Ph. D. DEPARTMENT OF MINNING, METALLURGICAL AND PETROLEUM ENGINEERING, UNIVERSITY OF ALBERTA at EDMONTON, ALBERTA.CANADA** 1993.
67. Pan C, Zhang Z. *Characteristics of the weld interface in dissimilar austenitic-pearlitic steel welds*. **Materials characterization**. 33(2), 87-92, 1994.
68. Nelson T, Lippold J, Mills M. *Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, Part 1-Nucleation and growth*. **WELDING JOURNAL-NEW YORK-**. 78, 329-s, 1999.
69. Nelson T, Lippold J, Mills M. *Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds. Part 2-On-cooling transformations*. **Welding Research**. 10, 267-277, 2000.
70. Bolling G, Tiller W. *Growth from the melt. I. Influence of surface intersections in pure metals*. **Journal of Applied Physics**. 31(8), 1345-1350, 1960.
71. Elmer J, Allen S, Eagar T. *Microstructural development during solidification of stainless steel alloys*. **Metallurgical transactions A**. 20(10), 2117-2131, 1989.
72. Sharafi S. *Microstructure of super-duplex stainless steels*. University of Cambridge at 1993.
73. Kim S-K, Kang K-Y, Kim M-S, Lee J-M. *Low-temperature mechanical behavior of super duplex stainless steel with sigma precipitation*. **Metals**. 5(3), 1732-1745, 2015.
74. Tavares S S M, Pardal J M, Abreu H F G d, Nunes C d S, Silva M R d. *Tensile properties of duplex UNS S32205 and lean duplex UNS S32304 steels and the influence of short duration 475 °C aging*. **Materials Research**. 15(6), 859-864, 2012.
75. Callister W D, Rethwisch D G. *Materials science and engineering*. John wiley & sons NY. 2011.
76. Sadowski A J, Rotter J M, Stafford P J, Reinke T, Ummenhofer T. *On the gradient of the yield plateau in structural carbon steels*. **Journal of Constructional Steel Research**. 130, 120-130, 2017.
77. Ramdan R, Koswara A, Wirawan R, Faturrohman F, Widyanto B, Suratman R. *Metallurgy and mechanical properties variation with heat input, during dissimilar metal welding between stainless and carbon steel*. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**. 307(1), 012056, 2018.
78. Ramberg W, Osgood W R. *Description of stress-strain curves by three parameters*. 1943.
79. Zehetbauer M, Seumer V. *Cold work hardening in stages IV and V of FCC metals—I. Experiments and interpretation*. **Acta metallurgica et materialia**. 41(2), 577-588, 1993.

80. Li T, Zheng J, Chen Z. *Description of full-range strain hardening behavior of steels*. **SpringerPlus**. 5(1), 1316, 2016.
81. Hockauf M, Meyer L W. *Work-hardening stages of AA1070 and AA6060 after severe plastic deformation*. **Journal of materials science**. 45(17), 4778-4789, 2010.
82. Galindo-Nava E, Rivera-Díaz-del-Castillo P. *Modelling plastic deformation in BCC metals: dynamic recovery and cell formation effects*. **Materials Science and Engineering: A**. 558, 641-648, 2012.
83. Galindo-Nava E, Sietsma J, Rivera-Díaz-del-Castillo P. *Dislocation annihilation in plastic deformation: II. Kocks–Mecking Analysis*. **Acta materialia**. 60(6-7), 2615-2624, 2012.
84. Wu Q, Lu F, Cui H, Liu X, Wang P, Tang X. *Role of butter layer in low-cycle fatigue behavior of modified 9Cr and CrMoV dissimilar rotor welded joint*. **Materials & Design**. 59, 165-175, 2014.
85. API, API 5L. *Specification for Line Pipe*. 2004.